

Mechanisches Verhalten von GFK-PUR-Sandwichstrukturen unter quasistatischer und dynamischer Beanspruchung

Zur Erlangung des akademischen Grades eines

Doktors der Ingenieurwissenschaften

von der Fakultät für Maschinenbau des
Karlsruher Instituts für Technologie
genehmigte

Dissertation

von

Stefan Dietrich
aus Rastatt

Tag der mündlichen Prüfung: 16. April 2013
Hauptreferent: Prof. Dr. Peter Elsner
Korreferent: PD Dr. Kay Weidenmann
Korreferent: Prof. Dr. Dieter Prätzel-Wolters

Hiermit erkläre ich, dass ich die vorliegende Arbeit selbständig angefertigt und keine anderen als die angegebenen Quellen und Hilfsmittel benutzt sowie die wörtlich und inhaltlich übernommenen Stellen als solche kenntlich gemacht und die Satzung der Universität Karlsruhe (TH) zur Sicherung guter wissenschaftlicher Praxis in der jeweils gültigen Fassung beachtet habe.

Vorwort

Die vorliegende Arbeit entstand während meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter am Institut für Angewandte Materialien - Werkstoffkunde des Karlsruher Institut für Technologie (KIT).

Mein Dank gilt an erster Stelle Herrn Prof. Dr. Peter Elsner für die Übernahme des Hauptreferats und die engagierte und umfangreiche Unterstützung als Doktorvater in allen Phasen dieser Arbeit.

Besonderer Dank gilt auch Herrn PD Dr. Kay Weidenmann für die engagierte persönliche Betreuung und Übernahme des Korreferats sowie die vielen wertvollen Diskussionen. Sein entgegengebrachtes Vertrauen und seine Förderung neuer Ideen bildete mitunter die Grundlage zum Gelingen dieser Arbeit.

Herrn Prof. Dr. Dieter Prätzel-Wolters danke ich herzlich für die Übernahme des Korreferates und gewissenhafte Durchsicht des Manuskripts. Bei Herrn Prof. Dr. Furmans möchte ich mich an dieser Stelle für die Übernahme des Prüfungsvorsitzes bedanken.

Herrn Dr. Jan Kuppinger vom Fraunhofer Institut für Chemische Technologie ICT danke ich für die enge und harmonische Zusammenarbeit im Bereich der Prozesscharakterisierung und die fruchtbaren Diskussionen zur Werkstofftechnik. Des Weiteren danke ich Frau Dr. Romana Piat, die durch ihr Interesse an der Thematik der Mikrostrukturcharakterisierung viele hilfreiche Anstöße zur Anwendung und Entwicklung der Methodik eingebracht hat.

Außerdem gilt mein Dank allen Mitarbeiterinnen und Mitarbeitern des Instituts für Angewandte Materialien - Werkstoffkunde für die angenehme Arbeitsatmosphäre und Kollegialität am Institut. Besonders hervorheben möchte ich hierbei die Herren Ralf Rössler, Marc Brecht und Arndt Hermeneit, die mich in vielen technischen Fragestellungen unersetzbar unterstützt haben.

Weiterhin danke ich allen Studierenden, die als wissenschaftliche Hilfskräfte oder im Rahmen ihrer Abschlussarbeiten das Gelingen der Arbeit unterstützt haben. Zu erwähnen sind hierbei vor allem Pascal Pinter, Rebecca Schaaf, Veronika Vogel, Felix Hochgräber, Jan Hauck, Andreas Heni, David Krill, Daniel Stelzer, Manuel Koch, Daniel Kühn, Benjamin Bertram und Florian Schmid.

Schließlich gebührt mein Dank meiner Familie für den Rückhalt und die Förderung, durch die diese Arbeit erst möglich wurde. Meiner Freundin Isabel danke ich für ihre Geduld und die Hilfe bei der Rechtschreibkorrektur des Manuskripts.

Inhaltsverzeichnis

1	Einleitung	3
2	Kenntnisstand	4
2.1	Grundlagen zu Sandwichwerkstoffen und deren Einsatz	4
2.2	Werkstoffauswahl und Anwendungen für Sandwichwerkstoffe	5
2.2.1	Auswahl- und Designkriterien	5
2.3	Mechanische und mikrostrukturelle Eigenschaften der Sandwichkomponenten	8
2.3.1	Grundlagen und Mechanismen der Faserverstärkung	9
2.3.2	Eigenschaften der Polyurethanhartschaummatrix	14
2.3.3	Glasfaserverstärkte Polyurethane (GF-PUR)	15
2.3.4	Wabenkerne	22
2.4	Herstellungsprozesse und -verfahren für Sandwichstrukturen und deren Materialkomponenten	25
2.4.1	Herstellung von Glasfasern und Rovingmaterialien	25
2.4.2	Herstellung von Schnittfasermatten (CSM)	25
2.4.3	Herstellung von Wabenkernen	26
2.4.4	Herstellung faserverstärkter Deckschichten im Polyurethansprühverfahren	27
2.5	Eigenschaften von Sandwichmaterialien als Verbundwerkstoffe	28
2.5.1	Biege- und Schubeigenschaften von Sandwichbalken	28
2.5.2	Versagensmodi von Sandwichverbundwerkstoffen mit strukturierten Kernmaterialien	33
2.5.3	Eigenschaften der Kern-Deckschichtverbindung	34
2.6	Mechanische und materialographische Charakterisierung von Sandwichverbunden	36
2.6.1	Statische und dynamische Materialprüfung	36
2.6.2	Materialographische Charakterisierung durch Computertomographie	40
3	Analytische Materialmodellierung und FEM-Simulation	44
3.1	Materialmodelle zur Beschreibung der elastischen Eigenschaften von Deckschicht und Kern	44
3.1.1	Homogenisierungsmethoden	44
3.1.2	Modelle auf Basis der Laminattheorie	48
3.1.3	Modellierung des Versagens mit Versagenkriterien für Faserverbundwerkstoffe	48
3.2	Materialmodell der Kernstruktur	49
3.2.1	Analytisches Modell der Kernstrukturmechanik	49
3.2.2	FEM-Modellierung des Kernmaterials	51

3.3	Modellierung des Impact- und Eindringverhaltens	51
3.3.1	Quasi-statisches Eindringverhalten	52
3.3.2	Energiebasierte Modelle	53
3.3.3	Halbraummodelle	53
3.3.4	Feder-Dämpfer-Modelle	53
3.3.5	Dehnraten- und Trägheitseffekte	54
4	Versuchswerkstoffe und Probengeometrien	55
4.1	Sandwichverbundwerkstoff mit Wabenkern und GFK-Deckschicht	55
4.1.1	Glasfaserverstärkte Deckschicht	55
4.1.2	Polyurethansysteme	55
4.1.3	Sinusoidale Papierkerne aus Testliner	56
4.1.4	Nomex hexagonale Honeycombkerne	57
4.1.5	Tubuswabenkerne aus Polypropylen	59
4.1.6	Sandwichkonfigurationen	59
4.2	Probengeometrien	61
4.2.1	Probengeometrie der Deckschichtzugversuche	62
4.2.2	Probengeometrie der Schubversuche am Kernmaterial	63
4.2.3	Probengeometrie im 3- und 4-Punkt-Biegeversuch	64
4.2.4	Probengeometrie der Druck- und Zugproben	65
4.2.5	Probengeometrie der Delaminationsuntersuchungen	67
4.2.6	Probengeometrie der Low Velocity Impact (LVI) und Compression after Impact (CAI) Versuche	68
4.2.7	Zyklische 3-Punkt-Biegeproben	69
5	Versuchseinrichtungen und Versuchsdurchführung	70
5.1	Statische Prüfmethode n	70
5.1.1	3- und 4-Punkt-Biegeversuche	70
5.1.2	Zugversuche am Deckschichtmaterial	71
5.1.3	Schubversuche zur Bestimmung der Kernschubeigenschaften	71
5.1.4	Druck- und Zugversuche senkrecht zur Deckschichtebene	72
5.1.5	Zugversuche in der Transversalebene	73
5.1.6	Delaminationsversuche	75
5.2	Dynamische Prüfmethode n	76
5.2.1	Impaktversuche nach der <i>Railway Group Guidance Note</i>	76
5.2.2	Durchstoßversuche und ballistisches Limit	78
5.2.3	„Compression after Impact“-Versuche (CAI)	79
5.3	Zyklische Beanspruchung	79
5.4	Materialographische Methoden, μ -Computertomographie und Bildver- arbeitung	80
5.4.1	Materialographische Untersuchungen	80

5.4.2	Computertomographische Messungen	81
5.4.3	2- und 3D-Bildverarbeitung	83
6	Ergebnisse	92
6.1	Mechanische Prüfung und Charakterisierung der Kernwerkstoffe	92
6.1.1	Metallographische und tomographische Untersuchungen	92
6.1.2	Schubversuche	98
6.1.3	Druck- und Zugversuche der Kernmaterialien	102
6.2	Mechanische Prüfung und Charakterisierung der GFK-Deckschicht	116
6.2.1	Metallographische und tomographische Untersuchung	116
6.2.2	Zugversuche an der Deckschicht	129
6.3	Mechanische Prüfung und Charakterisierung des Sandwichverbundes	132
6.3.1	Biegeversuche	132
6.3.2	Dauerschwingversuche unter Biegebeanspruchung mit Mittellast	138
6.3.3	Statischer Eindringversuch	139
6.3.4	Low-Velocity-Impact und Compression-after-Impact (CAI)-Versuche	143
6.3.5	Delaminationsversuche	150
6.4	Ergebnisse aus Berechnungen und Simulation	155
6.4.1	Modellierung des Polyurethanschaumes	155
6.4.2	Homogenisierung der Deckschicht	156
6.4.3	Homogenisierung der makroskopischen Kernstruktur	162
6.4.4	Berechnung und Simulation der Biegeverformung	165
7	Diskussion	169
7.1	Mechanische Prüfung und Charakterisierung der Kernwerkstoffe	169
7.2	Mechanische Prüfung und Charakterisierung der GFK-Deckschicht	174
7.3	Mechanische Prüfung und Charakterisierung des Sandwich als Verbundwerkstoff	180
7.4	Ergebnisse aus Berechnungen und Simulation	185
7.4.1	Analytische Berechnung der Schaummatrix	186
7.4.2	Analytische Berechnung der Deckschichteigenschaften	187
7.4.3	Analytische und FE-Berechnung der Kerneigenschaften	189
7.4.4	Berechnung der Biegeverformung	191
8	Zusammenfassung und Ausblick	192
	Abbildungsverzeichnis	197
	Tabellenverzeichnis	203

Symbolverzeichnis

\mathcal{A}, \mathcal{B}	Lokalisierungstensoren
χ	empirischer Halpin-Tsai Parameter
$\epsilon^*, \epsilon', \epsilon^0$	Eigendehnung, Störfelddehnung, Fernfelddehnung
η_0	Orientierungsfaktor
γ_K, γ_D	Scherwinkel für Kern und Deckschicht
$\mathbf{C}_f, \mathbf{C}_m, \mathbf{C}_{eff}$	Steifigkeitsmatrices von Faser, Matrix und Verbund
$\mathbf{S}_f, \mathbf{S}_m, \mathbf{S}_{eff}$	Nachgiebigkeitsmatrices von Faser, Matrix und Verbund
\mathbf{S}	Eshelby-Tensor
ν	Poissonzahl
ω	Durchbiegung der neutralen Faser
\perp, \parallel	Hauptrichtungen im sinusoidalen Gitter
Σ, Γ	makroskopische Spannung und Dehnung
σ_c, ϵ_c	Bruchspannung und Bruchdehnung des Verbunds
σ_f, ϵ_f	Bruchspannung und Bruchdehnung der Faser
σ_K, σ_D	Zug-/Druckspannungen im Kern und der Deckschicht
σ_m, ϵ_m	Bruchspannung und Bruchdehnung der Matrix
τ_K, τ_D	Schubspannungen im Kern und der Deckschicht
τ_{IFSS}	Grenzflächen-Scherfestigkeit
b_p	Linerbreite beim Plattenbeulen
D_K, D_D	Eigenbiegesteifigkeit von Kern, Deckschicht
D_S	Biegesteifigkeit der Deckschicht im Sandwich
D_{ges}	Biegesteifigkeit des Sandwich
E_D	E-Modul der Sandwichdeckschicht
E_f, E_m	E-Modul von Faser und Matrix
E_K, G_K	E-Modul und Schubmodul des Sandwichkerns
E_{eff}	effektiver Verbund-E-Modul
h	Sandwichhöhe
h_c, ct	Kernhöhe
h_f, t	Deckschichtdicke
K, μ	isotroper Kompressions und Schubmodul
k_0, k_{krit}	Steifigkeiten bei Fremdkörpereindringen
K_c	Randbedingungsfaktor beim Plattenbeulen
L	Fasergesamtlänge
l_{krit}	kritische Faserlänge
M	Moment
P	Punktkraft
P_{krit}	kritische Eindringkraft bei Schädigungsinitiierung
P_{max}	maximale Eindringkraft
$Psi(b)$	Linerbreitenverteilung im Sandwichkern

Q	Querkraft
Q_{ij}	Plattensteifigkeitsmatrix
S	Schubsteifigkeit des Sandwichkerns
U_c	Verformungsenergie des Kerns unter Druck
U_{bs}	Verformungsenergie bei Biege- und Schubverformung des Sandwich
U_{krit}	Verformungsenergie bis zur Schädigungsinitiierung
U_m	Verformungsenergie der Deckschicht bei Membranverformung
V_f	Faservolumengehalt
V_{krit}	kritischer Faservolumengehalt
L, W	Hauptrichtungen im hexagonalen Gitter

1 Einleitung

GFK-Sandwichstrukturen mit Wabenkernen sind Sandwichelemente, deren Komponenten selbst aus heterogenen Faserverbundwerkstoffen und Strukturverbundwerkstoffen aufgebaut sind. Durch die Verwendung gewichtsoptimierter Komponenten, zeichnet sich dieser Sandwichwerkstoff durch eine sehr hohe spezifische Steifigkeit und Festigkeit aus. Zudem erlauben die sekundären Eigenschaften wie hohe thermische und akustische Isolation, hohe Schwingfestigkeit sowie hohe Energieabsorptionsrate den Einsatz in einem breiten Anwendungsbereich. Dieser erstreckt sich von der Verwendung im Fahrzeugbau als Schalen- oder Crashkomponenten bis hin zur Luftfahrt im Bereich der Strukturbauteile. Die für den industriellen Einsatz geeignete, automatisierte und integrale Herstellung beruht auf der losen Verbindung der Komponenten Wabenkern und Deckschichtfaserpreform, welche in einem Sprühprozess mit der Polyurethanmatrix verbunden werden [1].

Die Sprühinfiltration der Deckschichtfasern und gleichzeitige Verbindung der Deckschicht mit dem Wabenkern durch das überschüssige Polyurethan (PUR) im anschließenden Pressprozess, führt zu einer Schaummorphologie der Matrix mit inhomogener Anbindung an die Einzelfilamente und Rovings sowie einer porösen Verbindung mit dem Kernmaterial. Als Prozessparameter lassen sich hierbei vor allem der bei der Infiltration herrschende Druck sowie das Deckschichtgewicht steuern. Im Gegensatz zum industriell bereits weit verbreiteten Long Fiber Injection (PUR-LFI) Verfahren besteht bei der Beschichtung von Sandwichwabenkernen die Schwierigkeit in der lokalen Stützung gegen das Presswerkzeug und in den offenen Kavitäten des Kerns. Dabei zeigt sich eine durch die Prozessparameter bestimmte Beeinflussung der Faserarchitektur in der Deckschicht und der Eindringtiefe des Polyurethans, welche sowohl das Eigenschaftsprofil der Komponenten als auch das strukturelle Zusammenspiel im Sandwichverbund verändert [2]. Die Zusammenhänge zwischen Deckschichtfaserarchitektur, Deckschicht-Kern-Grenzfläche sowie Kerengeometrie und -struktur bilden aufgrund des integrierten Herstellungsconzeptes komplexe Abhängigkeiten aus. In dieser Arbeit wird die Mikro- und Mesostruktur des Sandwichs und seiner Komponenten untersucht und quantitativ erfasst, um das Verständnis dieser Abhängigkeiten zwischen Herstellungsprozess und mechanischem Verhalten fundiert abbilden zu können. Ziel der Arbeit ist, mit quasistatischen und dynamischen Werkstoffversuchen eine Aussage über die optimale Materialauswahl für diese Sandwichkombination zu finden sowie Vorhersagen über das Zusammenspiel von Versagensverhalten, Herstellungsparametern und Belastungsart treffen zu können. Die zu diesem Zweck verwendeten Versuchsmethoden umfassen auf materialographischer Seite vor allem die zerstörungsfreie Röntgencomputertomographie (CT) sowie optische und elektronenoptische Methoden. Die mechanischen Versuche basieren hauptsächlich auf der Bestimmung von mechanischen Kennwerten verschiedener Belastungsfälle oder Beanspruchungspunkte. Schließlich wird mit kontinuums- und strukturmechanischen Modellen eine Verknüpfung der quantitativ erfassten Mikro- und Mesostrukturanalyse mit diesen Werkstoffkennwerten hergestellt, um die Qualität berechneter, effektiver elastischer und plastischer Eigenschaften zu überprüfen.

2 Kenntnisstand

Sandwichverbunde besitzen aufgrund neuartiger Fertigungsmethoden und der Kombination mit moderner Verbundwerkstofftechnologie und neuen Entwicklungen aus dem Bereich der Füge- und Klebetechnik ein immenses Potential in der Hybridbauweise vor allem mobiler und leichter Strukturen. Dabei besteht die Hauptherausforderung an den Ingenieur darin, den Einsatzbereich des Sandwichelementes auf die Anforderungen an die Teilkomponenten zu übertragen. Diese Komponenten, welche oft selbst heterogene Werkstoffe sind, müssen dann im Bezug auf die Gesamteigenschaften und das entsprechende Werkstoffverhalten optimiert und charakterisiert werden.

2.1 Grundlagen zu Sandwichwerkstoffen und deren Einsatz

Die erste Anwendung des Sandwichprinzips im Zusammenhang mit den Werkstoffwissenschaften erfolgte durch Duleau 1820 [3] und Fairbairn 1849 [4], welche die Biegeigenschaften von Trägern untersuchten und berechneten. Beide konnten zeigen, dass das Konstruktionsprinzip zweier steifer Flansche, welche durch eine relativ dünnen Steg gestützt werden, zu einer Erhöhung des Biegewiderstandes im Vergleich zum kompakten, balkenförmigen Vollmaterial führt. Die Verbindung zwischen Flansch und Steg wurde im damaligen Stahlbau dann vor allem durch Vernieten, Verschweißen oder Verschrauben erreicht. Die Erweiterung von der Sandwichkonstruktionsweise zum Werkstoffverbund erfolgte jedoch erst am Anfang des 20. Jahrhunderts, als durch die Entwicklung von Klebstoffsystemen, welche die Verbindung verschiedener Materialgruppen erlaubten, ein kommerzieller und auf Leichtbau ausgerichteter Einsatz ermöglicht wurde. Die Verwendung von Sandwichwerkstoffen war seit jeher eng mit der Gewichts- oder Kostenreduktion verknüpft. Dabei lag das Augenmerk meist darauf durch Kombination von Materialien mit verschiedenen Eigenschaften eine Verbesserung bezüglich kosten- und gewichtsspezifischer mechanischer Eigenschaften zu erreichen. Bereits während des zweiten Weltkrieges wurden Balsa-Kern Sandwiches in der Flugzeugkonstruktion verschiedener Bomber der de Havilland Aircraft Company eingesetzt [5]. Damit war der Weg in die Luft- und Raumfahrt geöffnet und so verwundert es nicht, dass zur Landung auf dem Mond während des Apollo Programmes bereits in den frühesten Entwicklungsstadien der Konstruktion der Einsatz von Sandwichwerkstoffen umgesetzt wurde [6]. Etwa zur gleichen Zeit entstanden auch die ersten theoretischen Abhandlungen zur Berechnung und Auslegung von Sandwichmaterialien. Hier sind vor allem die Veröffentlichungen von Reissner [7] und Mindlin [8] zu nennen, welche zusammen die Fundamente der heute in der Berechnung weit verbreiteten Reissner-Mindlin Plattentheorie bilden. Des weiteren wurden bereits in den 70er Jahren die ersten Lehrbücher über Sandwichkonstruktion (siehe [9, 10]) veröffentlicht. Der Einsatz in sicherheitsrelevanten Werkstoffbereichen führte jedoch schnell zu der Forderung nach einer akkuraten Werkstoffcharakterisierung und nach verlässlichen Kennwerten für die Auslegung von Sandwichkonstruktionen. Hierbei muss durch den

Verbundcharakter auch das Verhalten an Grenz- und Verbindungsflächen miteinbezogen werden. Die stetige Weiterentwicklung der Kern- und Deckschichtmaterialien ist vor allem durch die Verwendung von Zellstrukturen wie Honeycomb- oder Faltkernen und Schaumstoffen wie Polyvinylchlorid (PVC) oder Polyurethan (PUR) als Kernmaterialien, sowie glasfaser-(GFK) oder kohlenstofffaserverstärkten (CFK) Deckschichten, gekennzeichnet. Durch die ständig fortschreitende Entstehung neuer Verbundmaterialien hat sich ebenfalls die Palette an Deckschicht- und Kernmaterialien stark erweitert, wobei sich durch die Optimierung der einzelnen Komponenten zunehmend Herausforderungen an die Auslegung, das Design und die Charakterisierung von Sandwichmaterialien ableiten. Zum Thema der Werkstoffauswahl und Werkstoffprüfung sind hier vor allem die neueren Werke von Bitzer [11] und Zenkert [12] zu erwähnen, welche einen weitreichenden Überblick über verwendbare Materialien, Herstellungsweisen und Prüfmethoden bereit stellen. Mit der heutigen Vielfalt an Deckschicht, Kern- und Verbindungswerkstoffen ist daher eine enge Kopplung zwischen Werkstoffprüfung und -charakterisierung und dem Anwendungsziel bzw. der Werkstoffauswahl notwendig. In diesen Prozess müssen darüber hinaus ebenfalls produktionstechnische Aspekte und Einflussfaktoren mit einbezogen werden, um im fertigen Sandwichverbund die erwarteten Eigenschaften zu erhalten.

2.2 Werkstoffauswahl und Anwendungen für Sandwichwerkstoffe

2.2.1 Auswahl- und Designkriterien

Die Auswahl der Werkstoffe für die jeweiligen Komponenten hängt bei den Sandwichverbunden wie bei kaum einer anderen Werkstoffgruppe im Leichtbau von der Zielanwendung und den ökonomischen und ökologischen Randbedingungen ab. Hierbei muss vor allem auf eine Verträglichkeit der Werkstoffe einzelner Komponenten zueinander geachtet werden. Der Designprozess einer neuen Sandwichkombination ist deshalb immer die Folge einer Kombination aus gezielter Anwendungsdefinition und Zielsetzung sowie einer intensiven Werkstoffauswahl und Werkstoffcharakterisierung. Dabei bieten Sandwichmaterialien im Allgemeinen folgende Vorteile gegenüber konventionellen metallischen oder keramischen Werkstoffen [9, 13, 14]:

- hohe spezifische Steifigkeit und Festigkeit
- hohe spezifische Einschlag- und Energieabsorptionsfähigkeit
- hervorragendes Ermüdungsverhalten
- gute Korrosionsbeständigkeit
- Schall- und Wärmeisolierung
- gute Flammwidrigkeit

- variable Oberflächegüte und Beschaffenheit
- geringer Preis und Herstellungskosten.

Der Einsatz von Sandwichverbunden hat sich inzwischen weit über den Luft- und Raumfahrtsektor hinaus verbreitet. Vor allem im Bereich der Bauindustrie werden Sandwichelemente entweder als Isoliermaterialien an Gebäuden oder Ersatz für Strukturbauteile bei biegesteifen Konstruktionen, wie etwa Autobahnbrücken, verwendet [15]. Darüber hinaus setzt sich die Verwendung von Sandwichmaterialien auch immer weiter im Yacht- und Schnellschiffbau [16], bei Schienenfahrzeugen [17] aber auch im Automobilbereich durch [18] (siehe beispielsweise Abb. 2.1).



Abbildung 2.1: PKW-Hutablage von Krauss Maffei [18] (links) und Demonstrator Dieselmotoreinhausung (rechts) des BMBF-Projektes „PURTrain“ für Schienenfahrzeuge (Quelle: Fraunhofer-ICT).

Durch die enorme Vielfalt an verwendbaren Materialien für Kern- und Deckschichtkomponenten können die zuvor genannten Vorteile in einem weiten Bereich, unter Betrachtung mechanischer und bauraumbezogener Einschränkungen, eingestellt werden. Diese Einschränkungen mechanischer Art sind vor allem die notwendige strukturelle Integrität und die gegebenen Verbundfestigkeiten, unter Beachtung aller auftretenden Belastungen. Bei Befolgung der Werkstoffauswahlkriterien in Bezug auf den strukturellen Leichtbau sowie ökonomischer Leitsätze präsentieren sich vor allem die faserverstärkten Kunststoffe, aufgrund der hohen spezifischen Steifigkeit und Festigkeit, als hervorragende Deckschichtwerkstoffe (siehe Abb. 2.2). Die Auswahl der Verstärkungselemente anhand gewichtsspezifischer Kennwerte verdeutlicht hierbei klar die rein mechanischen Vorzüge der faserverstärkten Kunststoffe mit Kohlenstoff- oder Glasfasern [19]. Zusätzlich erzeugt die Skalierung eines Werkstoffes auf die Faserform, durch Reduktion der mikroskopischen Fehler im Material und an der Oberfläche als Versagensinitiatoren, eine drastische Steigerung der Festigkeit [20]. Dieser Fasereffekt stellt einen klaren Vorteil gegenüber Werkstoffen aus Vollmaterial dar. Zudem sind im Hinblick auf die äußerst günstigen Sekundäreigenschaften für die Anwendung im Automobilbereich und dem Transportwesen die Faserverbundwerkstoffe immer mehr als Ersatzmaterial für die konventionellen metallischen Strukturwerkstoffe im Einsatz. Ein vielversprechendes Adhäsiv-Materialsystem findet sich im Bereich der Polyurethanhartschäume, welche sowohl durch die Sprühfähigkeit und schnelle Polymerisation bzw. Aushärtung innerhalb weniger Minuten für die hohen Taktzei-

ten in einer Serienproduktion geeignet sind [21]. Zusätzlich sind Polyurethane durch den Vernetzungs- und Polymerisationsgrad in einem weiten Festigkeits- und E-Modul-Bereich einstellbar und können in Form von duromeren oder elastomeren Kunststoffen hergestellt werden (siehe Abb. 2.2).

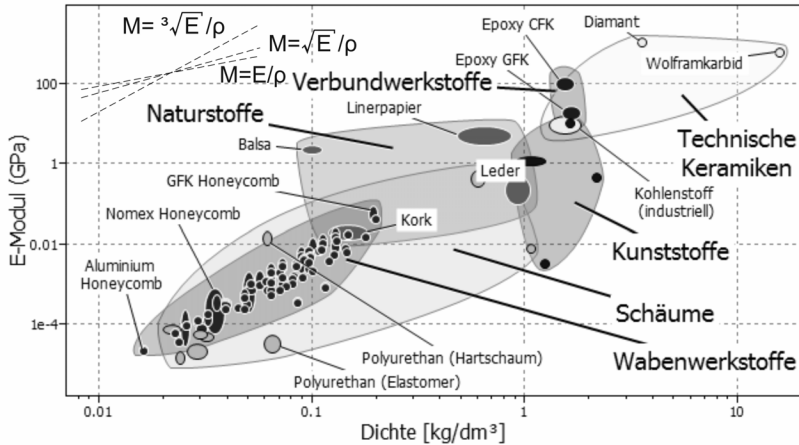


Abbildung 2.2: Werkstoffauswahldiagramm zur Darstellung des E-Modul der im Sandwichbau eingesetzten Materialien und verschiedene Bewertungsindizes (M) einzelner Belastungsfälle.

Bei der grundlegenden Werkstoffauswahl für Sandwichverbunde muss sowohl die Werkstoffanisotropie z. B. aufgrund des Komponentenproduktionsprozesses als auch die Wirkung der entsprechenden hohen/niedrigen Steifigkeiten bzw. Festigkeiten berücksichtigt werden. Unter den Gesichtspunkten des extremen Leichtbaus werden hier vor allem faserverstärkte Kunststoffe im Deckschichtbereich eingesetzt. Hierbei gilt es jedoch die Belastungsrichtung in der späteren Anwendung mit der Haupttrichtung im Werkstoff entsprechend abzugleichen. Um eine möglichst stabile Separation der oberen und unteren Deckschichten und dennoch geringes Gesamtgewicht zu erreichen, bieten Wabenkerne optimale Struktur-Eigenschafts-Beziehungen. Hier ist jedoch vor allem auf die geringe Schubsteifigkeit im Kern, welche maßgeblich für die Gesamtschubverformung im Sandwich verantwortlich ist, zu achten. Entsprechende Verschiebungsrandbedingungen in der Konstruktion sind hier genauso kritisch zu bewerten wie die Überlagerung von Verformungsmechanismen mit Auswirkungen auf die Deckschicht und die Klebung. Schließlich ist die Verbindung zwischen Kern und Deckschicht von grundlegender Bedeutung für die Funktion des Sandwich. Die Deckschichten müssen durch das Adhäsiv starr mit dem Kern verbunden werden, um eine Kraftübertragung auf beide Deckschichten zu gewährleisten. Zusätzlich muss zu den mechanischen Eigenschaften wie hohe Schub-/Schälfestigkeit hier vor allem die Verarbeitbarkeit berücksichtigt werden, da die meist flüssigen Klebstoffe den größten

Einfluss auf die Taktzeiten in der Produktion haben. Um die Werkstoffauswahl möglichst fundiert und objektiv durchführen zu können, bieten sich auch für Sandwichwerkstoffe die bereits in Abb. 2.2 eingeführten Werkstoffauswahldiagramme an. Unter Betrachtung rein mechanischer und leichtbauspezifischer Größen zeigt vor allem der Vergleich der effektiven Biegemoduln einerseits die Vorteile der Sandwichverbunde gegenüber kompakten Werkstoffen, andererseits können verschiedene Deckschicht-Kern-Kombinationen miteinander verglichen werden (siehe Abb. 2.3).

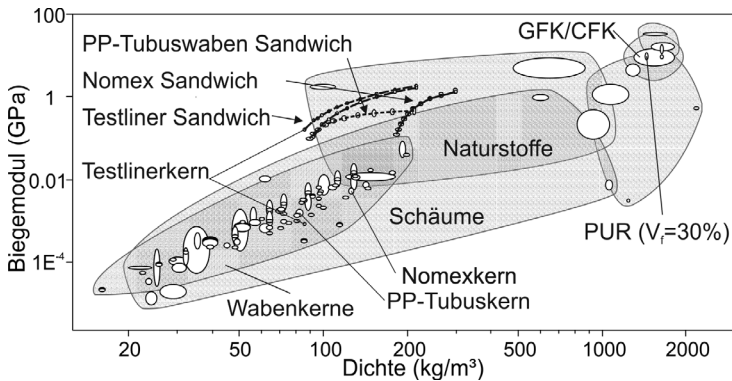


Abbildung 2.3: Werkstoffauswahldiagramm zur Darstellung des spezifischen Biegemodul inklusive der in dieser Arbeit verwendeten Materialsysteme.

Aus Abb. 2.3 zeigt sich bereits die Steigerung der mechanischen Eigenschaften durch die Separation der Deckschichten bei Verwendung verschiedener Kernmaterialien und einer in der Dicke von 0,1 bis 1,0 mm variierenden PUR-GFK-Deckschicht mit 30 % Faservolumengehalt. Da die Zielsetzung dieser im Rahmen des BMBF „PURTrain“ durchgeführten Arbeit vor allem auf Sandwichbauteile mit Anwendung im Automobil- und Schienenverkehr gerichtet ist, werden unterschiedliche Ansprüche an die Festigkeit und Steifigkeit als auch an den Preis sowie die großserientaugliche Fertigung gestellt. Dabei sind vor allem die Konstruktionskenngrößen Biege-/Schubsteifigkeit, Anisotropie elastischer und plastischer Eigenschaften und Impactwiderstand von ausschlaggebender Bedeutung und müssen für eine fundierte Aussage gemessen und charakterisiert werden.

2.3 Mechanische und mikrostrukturelle Eigenschaften der Sandwichkomponenten

Die besonderen mikrostrukturellen und geometrischen Eigenschaften der verschiedenen Sandwichkomponenten spielen für das mechanische Verhalten des Sandwichverbunds eine fundamentale Rolle. Da es sich jeweils sowohl bei Kern und Deckschicht als auch bei der haftvermittelnden PUR-Klebeschicht bereits um Verbundwerkstoffe handelt, sollte vor der mechanischen Betrachtung des Gesamtverbunds zuallererst auf die Besonderheiten der

Einzelkomponenten eingegangen werden. Im Folgenden werden daher die Eigenschaften von faserverstärkten Werkstoffen, Schaumwerkstoffen und Wabenstrukturen beschrieben und in Bezug auf die spätere Anwendung und Produktion im Sandwich erläutert.

2.3.1 Grundlagen und Mechanismen der Faserverstärkung

2.3.1.1 Konzepte der Lastverteilung bei faserverstärkten Verbundwerkstoffen

Faserverstärkte Kunststoffe beruhen auf dem Prinzip der Lastteilung und Lastübertragung zwischen verschiedenen Werkstoffphasen, wobei eine Phase die Rolle des Verstärkungselements übernimmt und die zweite Phase als Kraftübertragungselement zwischen den Verstärkungselementen fungiert. Wie bereits in Abschn. 2.2.1 aufgezeigt, sind vor allem Fasern aufgrund der hohen spezifischen Festigkeit und Steifigkeit bei Zugbelastungen als Verstärkungselemente prädestiniert. Dabei werden die mechanischen Eigenschaften des Matrixmaterials durch die hoch-festen Fasern deutlich verbessert wobei die Eigenschaftssteigerung von Faservolumengehalt, Faserorientierung, Faserlänge und Faser-Matrix-Anbindung abhängt [22]. Die Einteilung der Faserverbunde geschieht hauptsächlich anhand des Aspektverhältnisses [23, 24] in Kurzfasern ($l \approx 0.1-1 \text{ mm}$), Langfasern ($l \approx 1-50 \text{ mm}$) und Endlosfasern ($l/d \rightarrow \infty$), wobei die Faserlänge die weiteren geometrischen Fasereigenschaften als auch die möglichen Fertigungsverfahren festlegt. Generell ergibt sich für die Steifigkeit von verstärkten Kunststoffen eine Zunahme bei steigendem Faservolumengehalt und steigender Faserlänge sofern die technisch anwendbaren Grenzen eingehalten werden. Die einfachste Möglichkeit der Beschreibung elastischer und plastischer Verbundeigenschaften in Faserrichtung kann dabei auf Basis der Mischungsregel [25] durchgeführt werden. Unter der Annahme unidirektional angeordneter Endlosfasern mit optimaler Faser-Matrix-

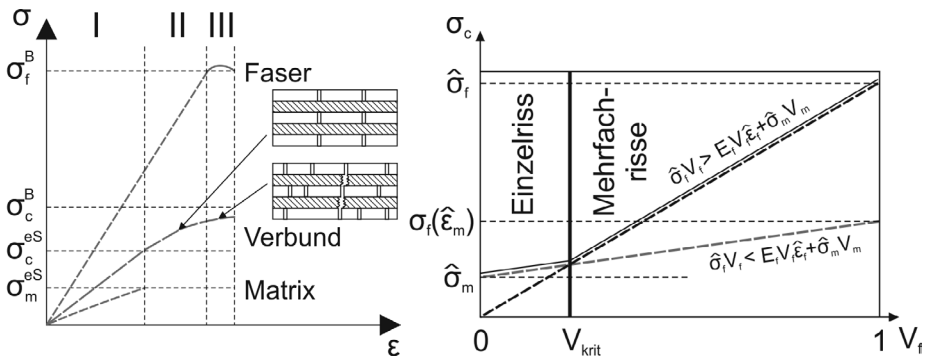


Abbildung 2.4: Typische Zugverfestigungskurve eines Faser-Matrix Verbunds mit sprödem Verstärkungselement und spröder Matrix mit $\hat{\epsilon}_m < \hat{\epsilon}_f$ (links), zugehörige Verbundfestigkeit in Abhängigkeit vom Verstärkungsgehalt nach Hull [26] (rechts).

Anbindung und ohne Faser-Faser-Interaktion verhält sich die Zugverfestigungskurve bei uniaxialer Beanspruchung, wie in Abb. 2.4 links dargestellt, als Überlagerung der Matrix-

und Faserkurve [26]. Sowohl die spröde Matrix (z. B. Kunststoffhartschäume) als auch der Spröbruch der Fasern zeigen sich im Spannungs-Dehnungsverlauf und der Abhängigkeit vom Faservolumengehalt. Das Spannungs-Dehnungs-Diagramm (siehe Abb. 2.4 links) zeigt dann drei charakteristische Bereiche. Im ersten Kurventeil (I) ergibt sich ein rein elastisches Verhalten als Überlagerung der elastischen Faser- und Matrixdehnung. Nach dem spröden Versagen der Matrix, zeigt der Verbund, falls die Fasern die übertragene Last der Matrix tragen, ein nicht-lineares Verformungsverhalten (II). Im dritten Bereich zeigt sich dann das graduelle Brechen der Fasern bis zum endgültigen Versagen des Verbunds (III). Die Verbundfestigkeit lässt sich in einen unterkritischen und überkritischen Faservolumenbereich V_{krit} aufteilen (siehe Abb. 2.4 rechts). Dabei findet im unterkritischen Bereich matrixkontrolliertes Versagen statt, wobei nach Erreichen der Matrix-Bruchdehnung $\hat{\epsilon}_m$ der gesamte Verbund durch Ausbildung eines Einzelrisses versagt. Im Gegensatz dazu tritt im überkritischen Bereich Versagen erst nach Erreichen der Bruchdehnung aller Einzelfasern auf und ist somit durch die Mehrfachrissbildung gekennzeichnet. Aufgrund der statistischen Verteilung der Fasereigenschaften ist nach dem Übergang der Lasten von der zerstörten Matrix auf die Fasern kein lineares Verhalten mehr zu erwarten und die reale Bruchdehnung des Verbunds ist nur schwer vorhersagbar (siehe Abb. 2.4 links). Die Verbundfestigkeiten $\hat{\sigma}_c$ lassen sich dann nach den genannten Modellvorstellung mit den Gl. (2.1-2.2) beschreiben.

$$V_f > V_{krit} : \quad \hat{\sigma}_c = V_f \hat{\sigma}_f; \quad V_f < V_{krit} : \quad \hat{\sigma}_c = \sigma_f(\hat{\epsilon}_m) V_f + (1 - V_f) \hat{\sigma}_m \quad (2.1)$$

$$V_{krit} = \frac{\hat{\sigma}_m}{\hat{\sigma}_f - \sigma_f(\hat{\epsilon}_m) + \hat{\sigma}_m} \quad (2.2)$$

Ausgehend von diesem vereinfachten Modelle für kontinuierliche und uni-direktionale Faserverbunde, kann durch verfeinerte Betrachtung der Lastübertragung zwischen Matrix und Faser sowie Berücksichtigung der Orientierungsverteilung eine Übertragbarkeit auf nicht-idealisierte Verbundwerkstoffe erreicht werden.

2.3.1.2 Spannungen und Dehnungen in realen Faserverbundwerkstoffstrukturen

Eine empirische Beschreibung des Verstärkungseffektes, mit sehr guter experimenteller Übereinstimmung bei diskontinuierlichen und zufälligen Faserverbundwerkstoffen, kann über eine modifizierte Mischungsregel nach [27] durch

$$E_c = \eta_0 \eta_l V_f E_f + (1 - V_f) E_m \quad (2.3)$$

$$\sigma_c = \eta_0 \underbrace{\sum_i \frac{\tau_{IFSSi} V_i}{2r_f}}_{l < l_{krit}} + \eta_0 \underbrace{\sum_j E_f \epsilon_c V_j \left(1 - \frac{E_f \epsilon_c r_f}{2\tau_{IFSSj}} \right)}_{l \geq l_{krit}} + (1 - V_f) E_m \epsilon_c \quad (2.4)$$

für den Elastizitätsmodul und die Festigkeit in axialer Richtung (Verstärkungsrichtung) erreicht werden. Mit dem Orientierungsfaktor η_0 ($\eta_0=1/3$ für zufällige, zweidimensionale Faserverteilung) ist darüber hinaus auch die Beschreibung von Abweichungen aus der unidirektionalen Idealstruktur möglich. Die Grenzflächen-Scherfestigkeit τ_{IFSS} sowie die kritische Faserlänge l_{krit} können aus den Scherverzerrungsannahmen entlang der Faser abgeleitet werden kann [28]. Durch die Einführung dieser Effizienzfaktoren kann der Einfluss des Faserradius, der Faserlänge, der Grenzfläche und der Orientierungsverteilungen über physikalisch begründete und einfache analytische Modelle erfasst werden. Außerdem kann der experimentelle Abgleich der einzelnen Parameter durch verschiedene Experimente und Materialvariationen vollzogen werden (z. B. Zugversuche, Push-/Pull-Out-Versuche).

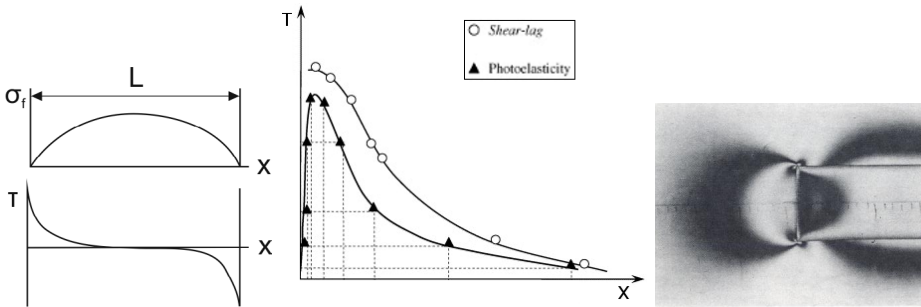


Abbildung 2.5: Nicht-linearer Verlauf der Normal- und Schubspannung der eingebetteten Faser nach [29] (links), Photoelastizitätsmessung im Vergleich zum Abschermode nach [30] (Mitte) und spannungsoptisches Bild der Isochromaten [31] (rechts).

Die Annahme einer linearen Übertragung der Spannung auf die Faser ausgehend von den Faserenden bis zum Ausgleich der Faser- und Matrixdehnung nach Kelly [32] erlaubt eine einfache Erklärung der kritischen Faserlänge ($l_{krit} = E_f \epsilon_c d / 2\tau$). Nicht-lineare Normalspannungsverteilungen (siehe Abb. 2.5 z. B. nach Cox [29]) mit Berücksichtigung sub-optimaler Mikrostruktureigenschaften (etwa Ausziehen der Fasern) ergeben jedoch eine deutlich bessere Übereinstimmung mit den experimentellen Ergebnissen [33, 34]. In beiden Fällen ist vor allem die Berechnung und der experimentelle Vergleich der Matrixanbindung über die Grenzflächen-Scherfestigkeit (τ_{IFSS}) von großem Interesse, da diese chemisch und fertigungstechnisch beeinflusst werden kann. Ausgehend von Zugversuchen kann dabei auf Basis der Mikrostrukturparameter ein IFSS-Kennwert berechnet, und dann mit direkten Messwerten, etwa aus Faserauszugs- oder Mikroindentationsversuchen von Dünnschliffen, verglichen werden. Eine rein physikalisch und geometrisch phänomenologische Beschreibung der Scherspannungseigenschaften lässt sich unter Verwendung des Cox-Modells [29] ableiten. Hier genügt es die elastisch-plastischen Eigenschaften der Verbundkomponenten zu kennen, darüber hinaus muss jedoch die Mikrostruktur und deren Verteilungsfunktionen für eine präzise Vorhersage genauer bekannt sein. Auch hier wird die mittlere Verbundspannung bei Bruch $\hat{\sigma}_c$ über die modifizierte Mischungsregel mit

dem Orientierungsfaktor η_0 aus $\hat{\sigma}_c = \eta_0 \overline{\sigma}_f V_f + \overline{\sigma}_m (1 - V_f)$ berechnet. Durch Einsetzen der entsprechenden mittleren Matrix- und Faserbruchspannungen ($\overline{\sigma}_f, \overline{\sigma}_m$) können so die Versagensmechanismen beschrieben werden. Die mittlere Fasernormalspannung $\overline{\sigma}_f$ sowie die maximale Schubspannung $\hat{\tau}$ entlang der Faser berechnet sich dann nach [29] für den Fall des Grenzflächenversagens zu

$$\sigma_f(x) = E_f \epsilon_m \left(1 - \frac{\cosh\left(\beta \left(\frac{l}{2} - x\right)\right)}{\cosh\left(\beta \frac{l}{2}\right)} \right)$$

$$\overline{\sigma}_f = \frac{L}{2} \int_0^{L/2} \sigma_f dx = E_f \epsilon_m \left(1 - \frac{\tanh\left(\beta \left(\frac{l}{2}\right)\right)}{\left(\beta \frac{l}{2}\right)} \right) \quad (2.5)$$

$$\tau = \frac{E_f \epsilon_m \beta r_f}{2} \left(\frac{\sinh\left(\beta \left(\frac{l}{2} - x\right)\right)}{\cosh\left(\frac{L\beta}{2}\right)} \right) \Rightarrow \hat{\tau} = \frac{E_f \epsilon_m \beta r_f}{2} \tanh\left(\frac{L\beta}{2}\right) \quad (2.6)$$

$$\beta = \left(\frac{H(1 - \chi_s)}{\pi r_f^2 E_f} \right)^{\frac{1}{2}} \quad \text{mit} \quad H = \frac{2\pi G_m}{\ln\left(\frac{r_0}{r_f}\right)} \quad (2.7)$$

mit der mittleren Spannung der unverstärkten Matrix ϵ_m . Außerdem erlaubt der Term $(1 - \chi_s)^{\frac{1}{2}}$ über den Parameter χ_s (Slip-Parameter) ein Ausziehen der Fasern aus der Matrix zu berücksichtigen. Die zusätzliche Betrachtung der Scherspannungen und -dehnungen an der Grenzfläche [35] führt zu einer Erweiterung des Cox-Modells. Damit ergibt sich dann im Fall der Schubübertragungsfunktion nach [29] mit Gl. (2.5-2.6) die Grenzflächenschersfestigkeit τ_{IFSS} nach Gl. (2.8) aus den Werkstoffeigenschaftsparametern β und H [36] durch

$$\tau_{IFSS} = \frac{\beta r_f (\hat{\sigma}_c - \hat{\sigma}_m V_m)}{2V_f \mathcal{L}\left(\frac{L\beta}{2}\right)} = \frac{\beta r_f \eta_l \hat{\sigma}_f}{2\mathcal{L}\left(\frac{L\beta}{2}\right)} \approx \tau_{IFSS} = \frac{3r_f \hat{\sigma}_f \eta_l}{\eta_0 L} \quad (2.8)$$

$$\text{mit } \mathcal{L}(x) = \coth(x) - \frac{1}{x} \quad \text{und} \quad \eta_l = \frac{LE_f \hat{\epsilon}_m \beta}{8\hat{\sigma}_f}.$$

Hier wurde der Schereffektivitätsfaktor η_l als Proportionalitätskonstante zur Faserfestigkeit eingeführt da dieser nach [36], direkt durch Vergleich mit der mittleren Fasernormalspannung $\overline{\sigma}_f$ in der gemittelten und direkten Verbundspannung bei Bruch, hergeleitet werden kann. Die Versagensinitiation findet mit Einsatz des Matrixbruchs bei der Matrixdehnung $\epsilon_m = \hat{\epsilon}_m$ (siehe [36]). Gleichung (2.8) gilt streng nur für kurze Fasern ($l < 10$ mm) und großem Verhältnis der E-Moduln $\frac{E_f}{E_c}$, jedoch konnte durch Cox [29] gezeigt werden, dass sich auch sehr lange, überlappende Fasern durch die Fixierung an den Überlappungs- bzw. Knickpunkten in der Matrix effektiv wie Fasern deutlich kürzerer Länge verhalten. Aufgrund dessen ist bei ebenen Fasermatten die Kenntnis des Faserüberlapps und der Zwischenrovingsanbindung ein wichtiger Aspekt, welcher grundlegende, physikalisch fundierte Erklärungen für das Verhalten des Verbunds liefert. Hierbei ergeben sich weitere wichtige

Parameter aus der Mikrostruktur zur Charakterisierung einer 2D Gelegebindung (z. B. mittlere freie Faserlänge, mittlere Anzahl der Faserbindungen und mittlere Anbindungsfläche), welche in der Literatur zu zufälligen Verbundstrukturen bereits weitreichende Beachtung in Bezug auf Auszug- oder Faserbruchmodellierung gefunden haben (siehe z. B. [37, 38]).

2.3.1.3 Faserarchitektur

Neben den bereits dargestellten Grenzflächeneigenschaften und mechanischen Eigenschaften der Verbundkomponenten ist vor allem die Mikrostruktur des Fasergerüsts für die Verbundeigenschaften entscheidend. Man unterscheidet im allgemeinen die Faserarchitekturen nach ihrer Richtungsklassifizierung in unidirektionale Verbunde, Web- und Strickverbunde und 2D- oder 3D-Wirrfaserverbunde [26] wie in Abb. 2.6 dargestellt.

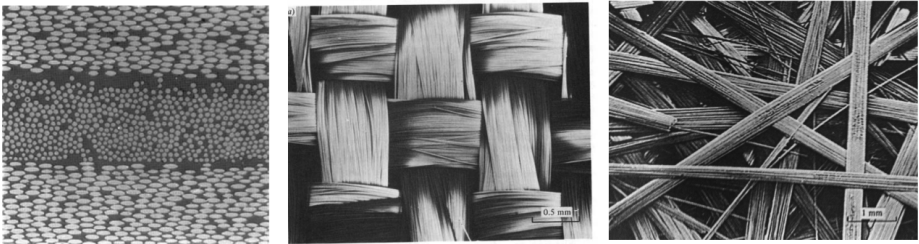


Abbildung 2.6: Schnitt in einem Laminat aus gekreuzten UD-Schichten [39] (links), Draufsicht auf eine Gewebematte mit 90° Webrichtung (Mitte) und Draufsicht auf eine 2D-Wirrfasermatte (rechts) nach [26].

Zusätzlich kann die bereits in Abschn. 2.3.1.1 eingeführte Klassifizierung nach Faserlängen für UD- und Wirrfasergelege verwendet werden. Hierbei muss man die Faseranordnung auf verschiedenen Größenskalen beachten. So liegen die Fasern innerhalb eines Rovings nahezu unidirektional vor, während die Verteilung in der Schnittfasermatte als zufällig angenommen werden kann. Die Faserorientierung wirkt sich vor allem auf die Lastverteilung zwischen Faser und Matrix aus, während z. B. die Faserlängenverteilung in Verbindung mit der kritischen Faserlänge direkt die Festigkeit des Verbunds beeinflusst. Wie in den weiteren Abschnitten beschrieben wird, sind vor allem auch für die Infiltrationsprozesse bei der Herstellung die Kenntnis und die Untersuchung der Poren und offenen Kavitäten von großer Bedeutung. Die Packungsdichte der Fasern im Faserroving und damit die Abstände der Faserzentren ergeben einen optimalen Faservolumengehalt zur Kraftübertragung der Fasern untereinander (siehe [37]), wodurch je nach mechanischen Eigenschaften der Komponenten und der Geometrie ein optimaler Fasergehalt mit maximaler Verstärkungswirkung existiert. Die Betrachtung dieser geometrischen Parameter auf verschiedenen Skalen korreliert eng mit der Heterogenität und damit der Aussagekraft von Homogenisierungstheorien zu den elastischen und plastischen Eigenschaften [40]. Zudem weisen

sowohl die geometrischen Eigenschaften der Faserarchitektur als auch die mechanischen Eigenschaften auf den unterschiedlichen Größenskalen charakteristische statistische Verteilungsfunktionen auf. Dabei gibt es feste Zusammenhänge zwischen Orientierung, Größe und Volumengehalt wenn die Architektur eines isotropen Fasernetzwerks betrachtet wird [41]. Für lange Fasern mit Überlappung und Bindung an den Überkreuzungspunkten stellt außerdem die Biegung der Fasern einen großen Einfluss auf die elastischen Eigenschaften dar. Um genaue Aussagen über die elastischen Eigenschaften sowie Versagen z. B. durch Faserauszug machen zu können, müssen daher zusätzlich Verteilungsfunktionen wie etwa für die mittlere Überlappungsanzahl und Faserlänge ermittelt werden [42]. Die Ermittlung dieser Verteilungsfunktionen kann durch eine Vielzahl materialographischer Methoden bewerkstelligt werden (siehe Abschn. 2.6.2) und trägt deutlich zur Genauigkeit der Modellvorhersagen und physikalischen Begründung des elastischen und plastischen Verhaltens bei.

2.3.2 Eigenschaften der Polyurethanhartschaummatrix

Die Polyurethanmatrixwerkstoffe beruhen auf der Polyaddition von Polyisocyanaten mit mehrwertigen Alkoholen (Polyolen) wodurch je nach molekularer Struktur der Reaktanden im Reaktionsgemisch ein thermoplastischer bis duromerer Kunststoff mit einem breiten Eigenschaftsspektrum erzeugt werden kann. Die einfachste Grundreaktion zwischen einem Diol und einem Diisocyanat ist in Abb. 2.7 links dargestellt

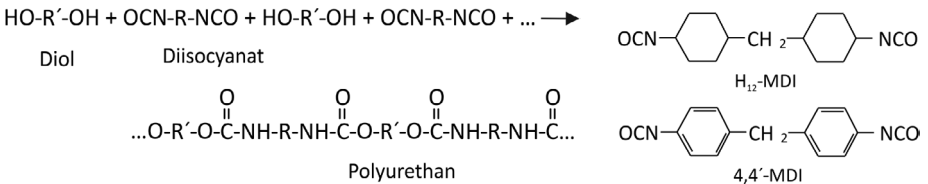


Abbildung 2.7: Einfachste Grundreaktion von Diol und Diisocyanat (links) und für Hartschäume gebräuchliche Diisocyanate (rechts) nach [21].

Die Einstellbarkeit der Polymergrundstruktur wird durch die Verwendung unterschiedlichster mehrwertiger Polyole zur Variation der Kettenlänge und des Vernetzungsgrades erreicht. Als Diisocyanat kommen reaktionsträge und hochviskose Diphenylmethandiisocyanate (MDI) zum Einsatz, welche speziell für die Hartschaumherstellung vorteilhafte chemische Eigenschaften aufweisen [21] (siehe z. B. Abb. 2.7 rechts). Die mechanischen Eigenschaften von offen- und geschlossenzelligen Schaummaterialien auf Polymerbasis sind aufgrund der breiten Anwendung dieser Werkstoffe und der variablen Einstellbarkeit der Eigenschaftspalette bereits intensiv untersucht und theoretisch behandelt worden [43]. Die Anwendung von Hartschäumen hat sich vor allem als Kernwerkstoff in Sandwichstrukturen mit extremem Leichtbaupotential im Automobil und Transportationsbereich durchgesetzt, wobei vor allem die thermische und akustische Isolation einsatzbezogene Vorteile bietet.

Die mechanischen Untersuchungen zeigen dabei ein vom Grundmaterial abhängiges Materialverhalten, welches hyper-elastische, elastisch-plastisch oder spröd-elastisch ausgeprägt sein kann [44, 45] (siehe Abb. 2.8). Dabei kann das zunächst linear-elastische Verhalten durch die Biegung und Ausrichtung der Zellwände und Ligamente erklärt werden. Ist eine höhere Dehnung bezogen auf das Grundmaterial möglich, ohne zum sofortigen Bruch der strukturellen Integrität der Stege zu führen, erfolgt eine Steifigkeitszunahme durch die Ausrichtung und Rotation der Knoten inklusive angrenzender Stege entlang der Belastungsrichtung [46].

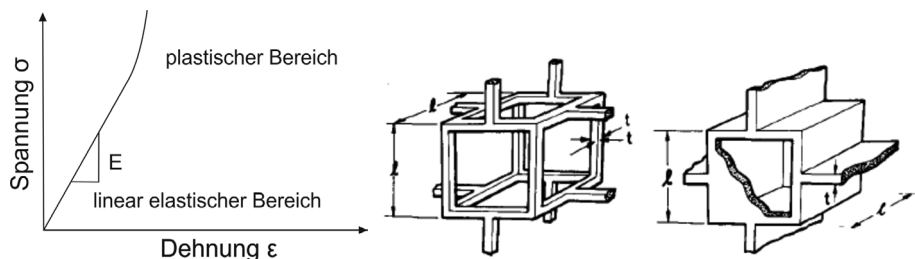


Abbildung 2.8: Hyper-elastisches Verhalten im Zugversuch von Polymerschäumen [47] (links) und idealisierte Schaumstruktur von offenen und geschlossenen Zellen [43] (rechts).

Auf Basis des ungeschäumten Feststoffes ist eine Berechnung der elastischen und auch teilweise der plastischen mechanischen Kennwerte unter Einbeziehung der Struktur möglich. Die von Gibson [46–48] durchgeführte elementare mechanische Betrachtung der Zellstruktur, bezieht die spezielle Mikrostruktur in Form von dünnen Zellwänden und Ligamenten mit ein. Die mit dieser Struktur verbundenen Verformungszustände durch Biegung und Beulen von Platten oder Stegen bilden ein realistisches Verformungsverhalten ab. Für eine präzise Modellierung ist jedoch eine Vielzahl von lokalen Formparametern und deren statistische Verteilung entscheidend. Hierzu gehören vor allem die Anzahl geschlossener und offener Zellen (mit möglichen Mischzuständen durch zerstörte Wände), die Größe der Zellen, die Form und Dicke der vorhandenen Zellwände sowie der Abstand der Zellschwerpunkte [49]. Als globales Maß ohne Unterscheidung der Mikrostruktur kann die relative Dichte $V_m = \rho_c / \rho_m$ zur Berechnung der mechanischen Eigenschaften herangezogen werden [50]. Alternativ können die Homogenisierungsmethoden von Mehrphasenwerkstoffen (siehe Abschn. 3.1.1) ebenfalls auf geschäumte Materialien angewandt werden.

2.3.3 Glasfaserverstärkte Polyurethane (GF-PUR)

Glassfaserverstärkte Polyurethane auf duromerer Basis können in vielen Varianten durch Veränderung der Verstärkungselemente (Schichtung, Bänderung) und der Matrixstruktur (Aufschäumgrad, Schaumgradienten) hergestellt werden. Die in dieser Arbeit im Sprühverfahren eingesetzten langfaserverstärkten Polyurethane wurden bereits auf Basis

alternativer Herstellungsverfahren wie dem Struktur-Harzinjektionsverfahren (siehe Abschnitt 2.4.4) in den Arbeiten von Morimoto [36, 51–54] erstmals auf ihre mechanischen Eigenschaften untersucht. Hier wurden die Eigenschaften mit verschiedenen mechanischen Prüfmethode in Abhängigkeit der bereits genannten Faserparameter und der Matrixeigenschaften überprüft und die grundlegenden Verstärkungsmechanismen anhand experimentell gewonnener Daten erläutert. Im Hinblick auf die Prozessparameter wurde der Einfluss der Faserlänge und der Matrixdichte im Speziellen untersucht [36].

2.3.3.1 Infiltrationsprozess der Schnittfasermatte (CSM) und des Einzelrovings

Die Infiltration eines Glasfaserpreform kann allgemein in zwei parallel ablaufende Prozesse unterteilt werden. Das niedrigviskose Polyurethanprecursorgemisch, welches nach dem Verlassen des Sprühkopfes oder der Einspritzdüse auf die Schnittfasermatte trifft, muss dabei augenscheinlich den Schnittmattenpreform durchdringen, um eine Verklebung mit dem Kernmaterial zu erreichen. Gleichzeitig sollte ebenso eine Infiltration der einzelnen Filamente in den geschnittenen Rovings der Matte stattfinden, wodurch eine maximale Kraftübertragung auf die Fasern gewährleistet werden kann. Der Grad der Festigkeitssteigerung ist zudem in hohem Maße von der im Füllprozess entstehenden Konzentration an Poren, welche als Versagensinitiatoren wirken, abhängig. Für den Infiltrationsprozess des Roving konnte durch Kapillarversuche am Einzelroving die Einflussfaktoren bestimmt und mit einfachen analytischen Modellen ausgehend vom Hagen-Poiseuille'schen Gesetz beschrieben werden [55]. Dabei zeigt sich, dass Unregelmäßigkeiten der Faseranordnung genauso eine Rolle spielen wie die von der Viskosität des Matrixmaterial abhängige Oberflächenspannung. Die Infiltrationsdauer wird daher im Allgemeinen invers proportional zum Kapillarradius in der vierten Potenz und linear abhängig von der Matrixoberflächenspannung nach dem Gesetz von Darcy (auf Basis der Navier-Stokes-Gleichung) berechnet. Dabei ist vor allem die Kapillargröße direkt mit dem Faservolumengehalt innerhalb des Roving verknüpft, während die Beschaffenheit des Polyolgemisches Einfluss über die Oberflächenspannung γ ausübt. Während der Durchdringung des porösen Faserpreform und der kapillaren Infiltration der Rovings kommt es außerdem zu einer Kompaktierung der Fasern innerhalb des Faserbündel wodurch eine Rückkopplung der effektiven Rovingradien in die Flussdichten ausgeübt wird. Die Kapillarwirkung axial entlang des Faserrovings ist dabei deutlich langsamer als die Ausbreitung der Matrixfront resultierend aus dem Sprühprozess und dem anschließenden Verpressen [56, 57]. Bei offenem Aufspritzen ist der Injektionsdruck so niedrig, dass die Kapillarkräfte eine nicht mehr vernachlässigbare Rolle spielen [58]. Somit muss während der Harzinjektionsverfahren, über genaue Kontrolle von Druck und Temperatur, möglichst früh ein Gleichgewicht zwischen dem mesostrukturellen Fluss zwischen den Faserbündeln und dem mikrostrukturellen Fluss zwischen den Fasern im Faserbündel eingestellt werden, bevor die Polymerisationsreaktion zu einer Veränderung der Fließeigenschaften führt.

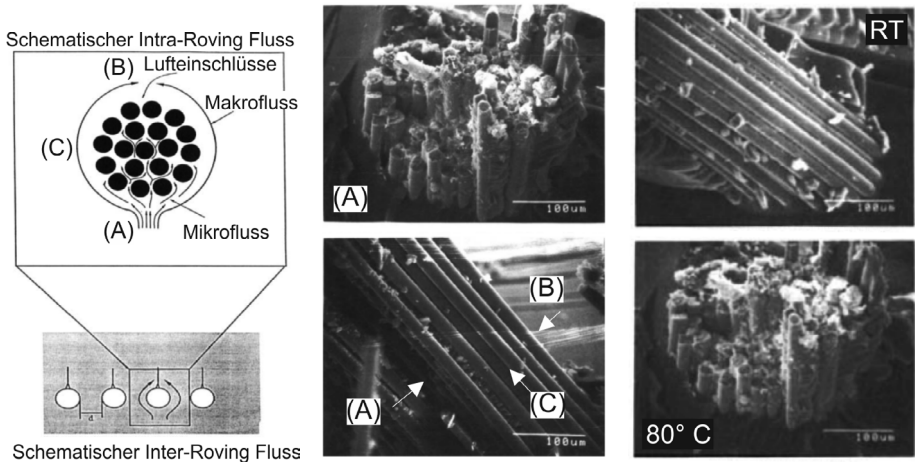


Abbildung 2.9: Schematischer Verlauf des Intra- und Interroving-Infiltrationsflusses (links) und Infiltration im Einflussbereich (Mitte (A)) sowie senkrecht zur Flussrichtung (Mitte (C)), Temperatureinfluss auf die Matrixanbindung [59] bei Vorwärmen der Fasern für Raumtemperatur und 80° C (rechts).

Dies kann grundsätzlich erreicht werden, indem die Werkzeug- bzw. Fasertemperatur als auch die Temperierung während des Aushärtens an die entsprechende Matrix und die Faserstruktur angepasst werden. Dabei ist allgemein eine homogenere Infiltration des Roving und der Zwischenporen bei langsameren Fließgeschwindigkeiten der Matrix um die Fasern sowie eine bessere Faser-Matrix-Haftung bei einer möglichst hohen Temperatur durch Aktivierung der chemischen Anbindung zwischen Schlichte und Matrix zu beobachten. Da die erhöhte Temperatur ebenfalls zu einer schnelleren Aushärtung der Matrix bzw. Verkürzung der Topfzeit und dem damit verbundenen Ende des Infiltrationsprozesses führt, zeigen längere Verarbeitungszeiten auch bei Raumtemperatur einen ähnlichen Effekt der besseren Faser-Matrix-Anbindung [60]. Daher scheint es einen Trade-off zwischen der Temperatur der Komponenten sowie der Topfzeit der Matrix mit einem Optimum chemischer Anbindbarkeit durch die Regulation der Diffusionsprozesse von der Matrix in die Schlichte zu geben [59, 60]. Neben den Prozesseinstellungsmöglichkeiten kann ebenfalls durch chemische Modifikation der Matrixkomponente im flüssigen Zustand, z. B. durch Einbringen ungesättigten Polyesters, die Ausbildung einer festen Zwischenschicht als Übergang von Silanschicht zur PUR-Matrix gefördert werden. Betrachtet man die Infiltration industrieller Schnittfaserplatten so müssen zusätzlich noch die hier verwendeten Herstellungszugaben wie Binder und Schlichte zur Erhöhung der chemischen Grenzflächenanbindung bzw. Stabilisierung der Rovings in der Schnittfaserplatte in die Betrachtung mit eingebracht werden. Einerseits nehmen diese „chemischen“ Parameter Einfluss auf die Infiltration; andererseits ist aber auch der direkte Faserkontakt und die damit verbundene Grenzfläche in einem weiten Bereich einstellbar. Zusätzlich ist

die Preformfertigung in Form von Schnittfasermatten unter Zugabe eines Binders zur Aufrechterhaltung der Preformfaserstruktur ein möglicher Einflussfaktor. Hierbei können emulsionsgebundene oder pulverbundene Matten verschiedener Hersteller eingesetzt werden, wobei eine Abstimmung und Charakterisierung des Faser-Matrix-Systems durch Messung von Matrixkontaktwinkel und kalorimetrische Verfahren möglich ist [61].

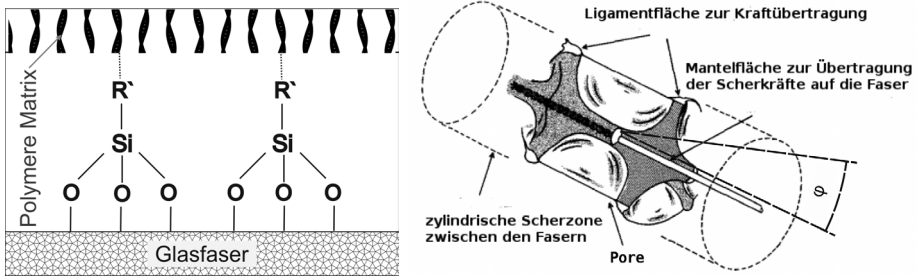


Abbildung 2.10: Anbindung der Faser über Silanschichten [62, 63] (links), Kraftübertragung auf die Faser über Schubfläche mit charakteristischem Bindungsminiskus mit Öffnungswinkel ϕ nach [64].

Die Untersuchung der Matrixanbindung an die Faser durch eine aufgeschäumte Schaumarchitektur zeigt außerdem keine Verbesserung der mechanischen Eigenschaften bei Langfasern durch eine gesteigerte chemische Anbindung auf Basis von Silanschichten wie in Abb. 2.10 links dargestellt [59]. Dies beruht darauf, dass das fasernahe Versagen vielmehr auf ein Brechen der Schaumligamente in der Scherkraftübertragungszone nahe der Faser, wie in Abb. 2.10 rechts schematisiert, zurückgeführt werden kann [64]. Durch Messung der zeitabhängigen Harzaufnahme der CSM im direkten Experiment unter Kapillarwirkung und den anschließenden Vergleich mit der analytischen Porenverteilung unter Annahme der klassischen Bedingungen nach Washburn [65], konnte in [66] gezeigt werden, dass die Art der Rovingbindung keinen Einfluss auf die Infiltrationseigenschaften der Fasermatte aufweist. Eine höhere Empfindlichkeit zeigt die Harzaufnahme jedoch in Bezug auf die Porenstruktur zwischen den Rovings, welche durch die Rovingverteilung und -dichte der Matte festgelegt wird. Diese Kapillarporen, welche hauptsächlich die Geschwindigkeit der Infiltration in der Mattenebene durch die Kapillarwirkung kontrollieren, zeigen eine lineare Abhängigkeit bezüglich des Porendurchmessers mit der PUR-Aufnahmerate in die Matte hinein. Hierbei zeigt eine geringere Porengröße eine deutliche Steigerung der Harzaufnahme und damit eine bessere Anbindung der Faserrovings in die Matrix als auch untereinander im Schnittfasergestüt [67]. Somit ist zu erwarten, dass sowohl die Flusseigenschaften, die Infiltrationsdauer und die Faserkonditionierung einen ausschlaggebenden Einfluss auf die mechanische Güte der Faser-Matrix-Anbindung haben.

2.3.3.2 Faser-Matrix Anbindung und mechanische Grenzflächeneigenschaften

Die Einbettung der Glasfasern in die PUR-Matrix führt nach Einsetzen der Polymerisation und Abschluss des Schäumungsprozesses zu einer gradierten und inhomogenen Morphologie des Polyurethanschaumes um die Fasern. Dadurch spielen neben der Faserfestigkeit und der Scherfestigkeit der Faser-Matrix-Anbindung (Interfacial Shear Strength - IFSS siehe Abschn. 2.3.1.2) noch die Matrixschaumfestigkeit eine bestimmende Rolle, da in den stark aufgeschäumten Bereichen matrixkontrolliertes Versagen ohne Faserbruchbeteiligung eintritt. Dieser Übergang von Grenzflächenversagen zu Matrixversagen wurde bereits früh in den experimentellen Arbeiten von Morimoto entdeckt [36], wobei die Abweichung der IFSS zwischen den experimentellen und berechneten Kennwerten eine deutliche Faservlängenabhängigkeit aufweisen (siehe Abb. 2.11 rechts). Dort wurde die Abweichung auf die zusätzliche Bindung von PUR an den längeren Fasern und der damit einhergehenden Schwächung der Schaumstruktur im Zwischenfaserbereich zurückgeführt. Der strukturelle Aufbau der Schaummatrix ist dabei vor allem durch die Schaumligamente als tragende Einheiten gekennzeichnet [46], wobei die Interaktion mit den eingebetteten Faserrovings in hohem Maße von der Form und Verteilung der Rovings im Faserpreform abhängig ist.

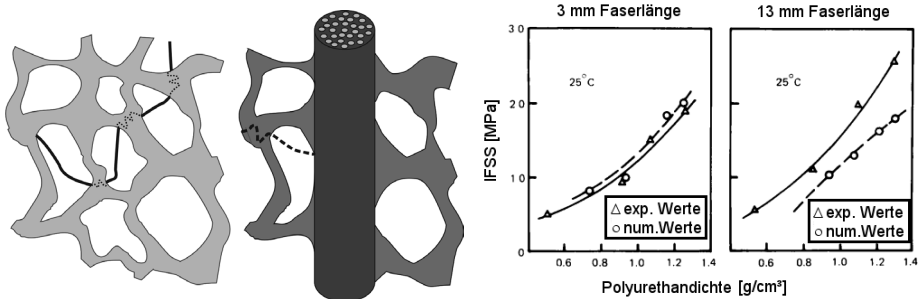


Abbildung 2.11: Rissausbreitung in Schaummaterialien über die Ligamente der Zellwände und Riss-Stop-Effekt durch Fasern nach [68] (links) sowie durch Gl. (2.8) berechnete und exp. Werte der Interface Scherfestigkeit nach [36] (rechts).

Die Polyurethanschaumstruktur weist durch die offenen Zellbereiche und die dünnwandigen Zellwände inhärente Riss-Stop- bzw. Rissdiversionverhalten auf. Dabei werden die sich fortbewegenden Risse um die Porenräume durch die dünnwandigen Fenster auf einem komplexen und mit Richtungswechseln behafteten Weg gehalten, welcher meist in einem der Knotenpunkte mehrere Ligamente endet (siehe Abb. 2.11 links). Hier ist eine Fortpflanzung des Risses durch die axiale Belastung des Knotens erst bei zusätzlicher Ausbildung eines weiteren Risses in den gegenüberliegenden Zellen möglich. Diese Effekte führen zu einer hohen Oberflächenenergie des Schaumes, da die Ligamente ähnlich wie Fasern der Rissausbreitung entgegenwirken [68]. Der Beitrag der Fasern zur Bruchzähigkeit beruht dabei auf dem Faserausziehen oder Faserbruch, je nachdem welcher Mechanismus

aufgrund der Länge und Orientierung sowie des ausgebildeten Faser-Matrix-Interface bei geringerer Energieaufwendung ermöglicht wird. Trifft die Rissfront während der Bewegung durch den Schaum auf die eingebettete Faser tritt ein analoger Riss-Stop-Effekt zu den Schaumligamenten ein. Der Riss kann sich dann um die Faser herum schließen und initiiert somit das Ausziehen (Pull-Out) der Faser aus der Matrix. Überschreiten die durch die Scherkräfte übertragenen Normalspannungen in der Faser bei optimaler Matrixanbindung die Faserbruchspannung so tritt abrupter Faserbruch ein, wodurch die maximale Festigkeitssteigerung erreicht werden kann. Die Bedingung hierfür ist nach [28], dass die Fasern an der Rissfront in größerer Tiefe als die kritische Faserlänge eingebettet sind. Dabei ist zu beobachten, dass bereits kurze Fasern zu einer Festigkeitserhöhung durch den Pull-Out Mechanismus beitragen, während die Steigerung des Aspektverhältnisses hin zu Langfasern wiederum zu einer Festigkeitsabnahme aufgrund der Krümmung der Fasern führt. Hier kann der Faserbruch und Pull-Out nicht genügend zur Verfestigung beitragen, da die Bruchdehnung der Matrixbereiche erreicht wird, bevor die Fasern eine völlige Ausrichtung durch die Belastung und somit einen ausreichenden Beitrag zur Verstärkung leisten können. Daher wird eine maximale Verstärkung bei einer Faserlänge von 6-12 mm erreicht [68]. Zusätzlich wird im Bereich der Fasern die Ausbildung eines kompaktierten PUR-Schaums gefördert, welche aufgrund der lokal verhinderten Aufschäumung und damit verbundenen Erhöhung der Schaumdichte und der Fasermatrixanbindung zu einer Steigerung der Bruchfestigkeit und einem Übergang vom Faserausziehen zum Faserbruch bei hohen Dichten führt (siehe Abb.2.12).

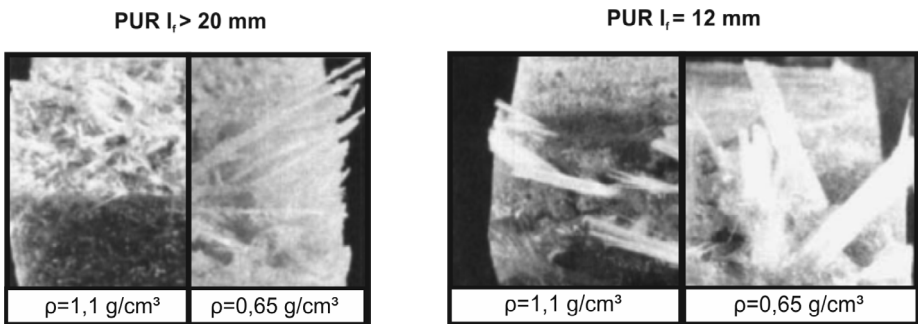


Abbildung 2.12: Bruchflächen von endlosfaserverstärktem (links) und langfaserverstärktem PUR (rechts) bei verschiedenen Matrixdichten nach [54].

Ähnliche Ergebnisse finden sich in den weiteren Arbeiten zu Druck- und Biegesteifigkeiten [51, 53], wobei die Druckeigenschaften darüber hinaus linear von der Matrixfestigkeit und dem Faservolumengehalt abhängen und so mit den Vorhersagen empirischen Modelle in [69–71] übereinstimmen. Neben der offensichtlichen Abhängigkeit vom Faservolumengehalt und der notwendigen überkritischen Faserlänge hängen die Festigkeitskennwerte von der Faser-Matrix-Anbindung ab. Untersuchungen zeigen, unter Vernachlässigung des

Orientierungsgrades und der Matrixhomogenität, eine deutliche Zunahme der Faserscherfestigkeit bei Steigerung der Matrixdichte und damit einen Mechanismenwechsel unter Zugversagen (siehe Abb. 2.13). Ab einer Faserlänge von 6 mm versagt der Verbundwerkstoff faserkontrolliert durch Bruch der Verstärkungselemente nahe der Bruchfläche [36], wobei ein Ausziehen der Fasern, wie bei kürzeren Faserlängen beobachtet, unterbleibt (siehe Abb. 2.12). Gleichzeitig konnte in Charpy-Versuchen eine deutliche Abnahme der Bruchenergie durch die Absenkung der kritischen Faserlänge bei steigender Matrixdichte festgestellt werden [54]. Hier ist die Bruchenergie der Faser durch die elastische Rissöffnungsenergie an der Risspitze U_{fi} , und die Bruchenergie der Fasern in der sich ausbreitenden Rissfläche U_{fb} gegeben. Die Matrixbruchenergie U_m ist dabei die mit dem Matrixvolumenanteil gewichtete Matrixrissflächenenergie. Die Abhängigkeit des Verstärkungskoeffizienten ϕ in linearer Mischung der Komponentenmoduln zum Verbundmodul ($E_c = \phi V_f E_f + V_m E_m$) als Maß für die Faser-Matrix-Anbindung und deren thermische Einflusskomponente nach [36] sind zusätzlich in Abb. 2.13 rechts dargestellt.

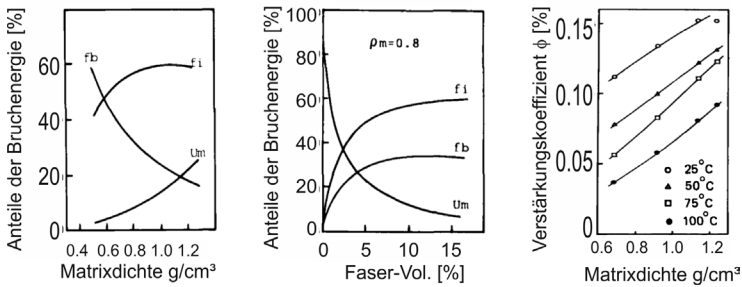


Abbildung 2.13: Anteile der Bruchenergie für die auftretenden Verformungsmechanismen in Abhängigkeit von Matrixdichte und Faservolumengehalt (links und Mitte), Verstärkungskoeffizient ϕ als Maß für die Faser-Matrix-Anbindung (rechts) nach [36].

Die Aufteilung der Energiekomponenten bei Bruch und Zuordnung zu den einzelnen Rissausbreitungsmechanismen zum Vergleich mit Charpy- oder Zugversuchen bei biaxialer Zufallsverteilung der Fasern gelingt über die Bruchwahrscheinlichkeit der Fasern. Nach [72] ist diese durch $P_b(l) = 1 - \frac{2l_c}{\pi l}$ gegeben, umgekehrt ist die Wahrscheinlichkeit für Faserauszug durch $P_b(l) = \frac{2l_c}{\pi l}$ definiert. Damit können die entsprechenden Energien für Faserbruch, Faserauszug und elastische Verformung bis zur Rissinitiation nach der Theorie von Kelly [28] berechnet werden. Nach [54] erhält man mit der kritischen Faserlänge

$$l \geq l_{krit} = \sigma_f d / 2\tau : U_{fb} = \frac{\bar{\sigma}^2 l_{krit} V_f}{6E_f} \left(1 - \frac{2l_{krit}}{\pi l}\right); \quad U_{po} = \frac{\sigma_f l_{krit}^2}{6\pi l} V_f \quad (2.9)$$

$$l < l_{krit} = \sigma_f d / 2\tau : U_{fb} = 0; \quad U_{po} = \frac{\sigma_f l^2}{12\pi l_{krit}} V_f. \quad (2.10)$$

Dadurch lassen sich die in [54] beobachteten und zuvor beschriebenen Zusammenhänge zwischen Faserlänge, Faservolumengehalt und Matrixdichte erklären. Allgemein lässt sich somit für die glasfaserverstärkten PUR-Hartschäume eine steigende Bruchfestigkeit respektive höhere Bruchenergie mit längeren Fasern und zunehmendem Faservolumengehalt ableiten.

2.3.4 Wabenkerne

Als Kernmaterialien von Sandwichkonstruktionen gibt es ein breites Spektrum an Werkstoffen, welche je nach Anwendung nicht nur den mechanischen Randbedingungen der klassischen Sandwichverstärkung genügen müssen, sondern außerdem auch thermische, chemische und ökologische Ziele zur Vorgabe haben. Dabei lassen sich die Kerne wie in Abb. 2.14 gezeigt in homogene und strukturierte Kerne entsprechend ihrer auf die Deckschicht wirkenden Stützung klassifizieren. Wabenkerne bieten im Bezug auf ihr Leichtbaupotenzial gegenüber längsversteiften Stringerkonstruktionen oder Schaumkernen durch eine gerichtete Versteifung oft überlegene mechanische Eigenschaften, vor allem in Bezug auf Ermüdung und Beulverhalten [11]. Dabei sind die Eigenschaften durch die enorme Materialvielfalt, unter der Bedingung eines Feststoffes, welcher in dünnwandiger Form hergestellt und geformt werden kann, in einem weiten Bereich einstellbar [13].

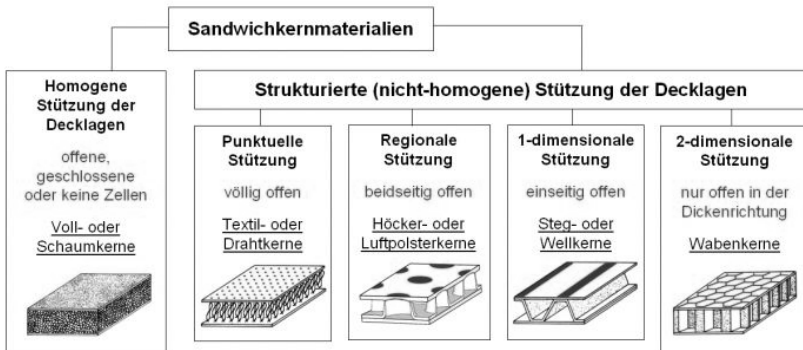


Abbildung 2.14: Klassifizierung unterschiedlicher Kernmaterialien anhand ihrer anisotropen Verstärkungsrichtungen [73].

Hierbei ist zu beachten, dass vor allem für die faserbasierten Grundwerkstoffe zur Anisotropie der Grundmaterialien durch das Verkleben der einzelnen Lagen eine zusätzliche strukturelle Anisotropie in Form doppelter Zellwände oder Klebebahnen, welche durch den Trocknungs- oder Expansionsprozess verschiedene Eigenschaften aufweisen, hinzukommt. Im Allgemeinen sind Wabenkerne meist herstellungsbedingt makroskopisch orthotrope Materialien und müssen daher in der Auslegung und Berechnung dementsprechend auch mit der anisotropen Kopplung der Belastungen berücksichtigt werden [47, 48]. Die Zell-

geometrien der gebräuchlichsten Wabenkernwerkstoffe sind seit der Verwendung in der Luftfahrtindustrie zu Beginn der 1970er Jahre die hexagonale Geometrie [74, 75] aus Aluminium, thermoplastische Kerne mit tubularem Aufbau oder phenolharzgetränkte Kevlarpapierkerne (siehe Abschn. 4.1.3-4.1.5). Dabei sind bei der Auswahl der Kerne neben den primären mechanischen Eigenschaften vor allem die deutlichen Unterschiede in der Dichte zu beachten [76]. Die Wabenkernwerkstoffe sind zwar durch ihre im Vergleich zu Vollmaterialien geringe Dichte in der Sandwichkonstruktion geeignet, müssen zusätzlich aber einer genauen Werkstoffauswahl in Bezug auf die elastischen und plastischen Eigenschaften, welche im Sandwichaufbau auftreten, unterzogen werden. Dazu zählen vorwiegend die Kompressionseigenschaften, die Schubeigenschaften in der Kernebene und die Anbindung an den Kern, welche gegenüber der Wabenkerndichte optimiert werden können. Neben der Dichte sind vor allem weitere Sekundäreigenschaften je nach Anwendung wichtig. So muss der Temperatureinsatzbereich spezifiziert werden, der dann sowohl bei der Fertigung als auch im späteren Einsatzbereich der Kerne eingehalten werden sollte. Des Weiteren kann die Entflammbarkeit oder Brennbarkeit durch chemische Additive oder den Einsatz nicht brennbarer Werkstoffe eingestellt werden, dies ist hauptsächlich hinsichtlich der enorm großen Oberfläche der Wabenkerne und in den Bereichen Luftfahrt, Automotive und Bauindustrie zu beachten. Für den Einsatz der Wabenkerne unter Umweltbedingungen ist außerdem die Aufnahme und der Einfluss von Feuchtigkeit noch nicht durchdrungen, so gibt es nur wenige Arbeiten, die sich mit den Auswirkungen unter humider Umgebung beschäftigen. Dabei werden nicht nur die metallischen Kerne durch Korrosion angegriffen [77], sondern ebenso Verbundwerkstoffkerne aus Papier oder GFK sowie die integralen Verklebungen beim Einlagern von Wasser deutlich geschwächt. Der neben der geringen Dichte am meisten geschätzte Wert der Wabenkerne ist die hohe Ermüdungsfestigkeit vor allem in Bezug auf die Schubbelastungen, welche hauptsächlich durch den Kern getragen werden. Die in dieser Arbeit eingesetzte Kerntypen werden im Weiteren genauer besprochen.

2.3.4.1 Nomex-Wabenkerne

Die Untersuchung vor allem der Schub- und In-Plane-Eigenschaften von Wabenkernen wurden bereits in den 1960 Jahren - angetrieben durch die Luft- und Raumfahrtforschung - intensiviert (siehe [78–80]). Dabei waren vor allem die hexagonalen Wabenkerne aus Aluminium und imprägniertem Kevlarpapier hinsichtlich dieser Anwendungen interessant. Eine umfassende Beschreibung der Verformungsvorgänge in Wabenkernen mit erfolgreicher experimenteller Bestätigung und breiter Gültigkeit für verschiedene Kernmaterialien konnte durch Gibson und Ashby [48] aufgestellt werden (siehe Abschn. 3.2.1). Dabei wurde durch Betrachtung der Verformungsenergie und Balkenbiegung Ausdrücke für die elastischen und plastischen Schub-, Druck- und Zug-Eigenschaften aufgestellt [46], welche durch Erweiterung der Verformungsmechanismen [81] ein präzises Abbild der effektiven elastischen und plastischen Eigenschaften aufzeigen. Bei genauer Kenntnis des Grundmaterials

zeigt die Untersuchung von Nomex-Wabenkernen eine gute Übereinstimmung mit diesen analytischen Vorhersagen [82]. Die analytische Berechnung der Schubverformung konnte in den letzten 20 Jahren zusätzlich durch Finite-Elemente-Simulationen verifiziert werden und erlaubte eine Übertragung der Grundansätze auf verschiedenste Kernkonfigurationen [83, 84]. Durch die Anwendung numerischer Methoden konnte außerdem auch der Einfluss der Schaumfüllung auf das Verformungsverhalten untersucht werden. Dabei zeigt sich vor allem für die Out-Of-Plane Eigenschaften eine deutliche Steigerung sowohl des E-Moduls (15 %) und Schubmoduls (24 %) als auch der entsprechenden Festigkeiten [85]. Die zusätzlich Lastübertragung über die Schaumkomponente zeigt darüber hinaus für die In-Plane Eigenschaften Steigerungen über 100 %.

2.3.4.2 Sinusoidale Testlinerwaben

Für die Verwendung von Papierwabenkernen aus recycliertem Papier sind einerseits die Eigenschaften des Grundmaterials als auch die geometrische Eigenschaften der gewellten Papierwaben von Bedeutung. Die mechanischen Papiereigenschaften leiten sich direkt aus der Mikrostruktur des Cellulosenetzwerkes ab. So lassen sich die mikromechanischen Methoden und Experimente aus der Praxis faserverstärkter Materialien direkt auf die Eigenschaften von Papier übertragen [29, 86], wobei analytische oder empirische Ansätze zur Berechnung homogenisierter elastischer Eigenschaften verwendet werden können [87–90]. Durch die Papierfertigung entsteht im Papier eine anisotrope Ausrichtung der Cellulosefasern [89]. Die Ausrichtung der Fasern findet vorwiegend entlang der Maschinen-transportrichtung (MD) statt und sorgt somit für eine Orthotropie des Papiers. Die zur Transportrichtung senkrechte Richtung in der Papierebene (CD) sowie die Dickenrichtung (TD) sind generell weniger steif und weisen geringere Festigkeiten auf. Die Testlinerpapiere unterscheiden sich neben den generellen strukturellen Merkmalen in der Kategorie der Testliner-Verpackungspapiere durch die Papierdicke und das Flächengewicht, welche von 100 bis 350 μm bzw. von 100 bis 250 g/m^2 reichen. Die mechanischen Eigenschaften unter Zug- bzw. Druckbeanspruchung sind schematisch in Abb. 2.15 (links) dargestellt.

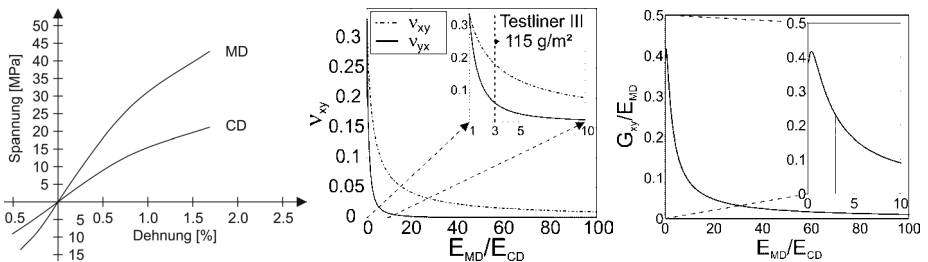


Abbildung 2.15: Schematischer Verlauf der Zugverfestigungskurve [91] (links), empirisch berechnete Querkontraktion (Mitte) und Verhältnis zwischen Schubmodul und Zug-E-Modul (rechts) für verschiedene Anisotropieverhältnisse nach [92].

Die elastischen Eigenschaften können durch gleiche E-Moduln im Druck- und Zugbereich beschrieben werden wobei der E-Modul zwischen 2-3,5 GPa in CD bzw. 2-7 GPa in MD liegt [91, 92]. Die gemessenen Zugfestigkeiten für Linerpapiere im Wellkartoneinsatz liegen bei 6-30 MPa in MD und 10-30 MPa in CD [87, 91, 93]. Die Druckfestigkeiten sind wie bei der überwiegenden Anzahl faserverstärkter Materialien um 40-70 % kleiner als die Zugfestigkeiten. Das Zugversagen basiert auf einem graduellen Auftrennen der Faserverknüpfungspunkte sowie dem Versagen einzelner Fasern welches sich in einem fließenden Übergang vom rein elastischen Verhalten hin zur plastischen Verformung zeigt Abb. 2.15 (links). Neben den Zug-/Druckmoduln sind vor allem die Scher- und Querkontraktionseigenschaften von Interesse. Eine empirische Beziehung kann zur Bestimmung von Schubmodul und Poissonzahl für orthotrope Papiersorten nach Schulgasser [88, 92, 94] verwendet werden (siehe Abb. 2.15 (rechts)).

2.4 Herstellungsprozesse und -verfahren für Sandwichstrukturen und deren Materialkomponenten

2.4.1 Herstellung von Glasfasern und Rovingmaterialien

Die Herstellung von Glasfasern erfolgt aus der Schmelze bei einer Verarbeitungstemperatur von 880-1250 °C. An das Ausziehen der Glasfasern schließt sich das Finish bzw. Schlichten der Glasfilamente an. Dann werden die Glasfasern in Bündeln (Strands oder Rovings) von mehreren hundert Faserfilamenten und einer Faserfeinheit von 50-100 tex (g km^{-1}) zusammengefasst. Durch das Finish wird die weitere Verarbeitung durch Verbesserung der Gleiteigenschaften der Rovings bei gleichzeitiger Haftvermittlung unter den Elementarfäden deutlich vereinfacht. Die Weiterverarbeitung der Endlosrovings zu Verstärkungselementen kann sowohl direkt als UD-Verstärkungen mit Längen von einigen Zentimetern als auch durch Schneiden als Kurzglasfasern mit einer Länge von wenigen Millimetern oder Schnitffasern im Bereich von 10-70 mm erfolgen.

2.4.2 Herstellung von Schnitffasermatten (CSM)

Schnitffasern werden zur besseren Drapierbarkeit meist als flächige Textilglasmatten hergestellt, um diese auch in handlaminierten Bauteilen einsetzen zu können. Aus den Spulen mit endlosen, assemblierten Rovings wird durch ein Schneidwerk mit fest eingestellter Schnittlänge eine flächige Schnitffasermatte (CSM) mit fest einstellbarem Flächengewicht hergestellt und dann durch einen Binder fixiert. Die regellos verteilten Glasrovings werden durch einen emulsionsbasierten oder pulverbasierten Polyester-Binder an den Faserüberlappungen geheftet. Der Binder kann dabei so gewählt werden, dass sich beim Infiltrieren der Matte mit Harz der gewünschte Endzustand der Verstärkung (Fasern schwimmen in Matrix oder Fasernetz bleibt fest verknüpft) einstellt [95]. Durch Zusammenstellen der Matten mit verschiedenen Flächengewichten können so fast beliebige Flächengewichte

eingestellt und dadurch die Dicke des infiltrierten Faserschichtverbunds festgelegt werden.

2.4.3 Herstellung von Wabenkernen

2.4.3.1 Sinusoidaler Testliner-Papierkern

Die Herstellung des Kernmaterials aus Testlinerpapier erfolgt über ein Kaschierwerk aus Rollen von Testlinerpapier (siehe Abbildung 2.16). Das Papier wird dabei zu einseitig kaschierter Wellpappe geformt. Anschließend wird auf den Wellstegen der Wellpappe erneut Leim (Natriumsilikat-Lösung) aufgetragen. Somit kann die Wellpappe konfektionierte, gestapelt und dann zu einem Block verpresst werden. Nach dem Aushärten des Leimsystems kann dann das Kernmaterial in gewünschter Höhe vom Block abgeschnitten werden [1]. Die so entstehenden Sandwichkernplatten haben Maße von 1-2 m Kantenlänge und können in Dicken von einigen Millimetern bis hin zu einigen Dezimetern hergestellt werden.

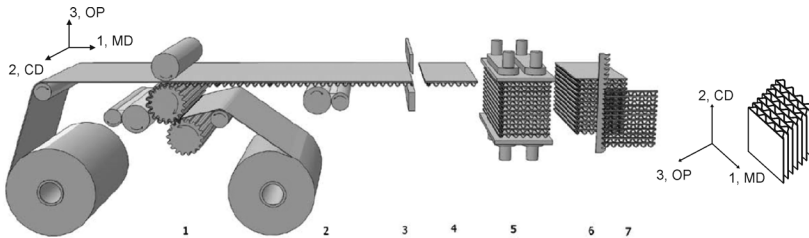


Abbildung 2.16: Herstellung von Wellpappe und Weiterverarbeitung zu Sandwichkernen nach [1].

Alternativ zu den sinusoidalen Papierkernen werden in der Raumfahrt Faltskerne oder Honigwabenkerne aus imprägniertem Papier verwendet. Diese können im Unterschied zu den Wellstegwaben kontinuierlich hergestellt werden, da die dreidimensionale Kernstruktur durch Perforieren bzw. Stanzen und anschließendes Auffalten einer einzelnen Papierbahn hergestellt werden. Als Beispiele hierfür sind vor allem der TorHex Kern [73, 96] sowie die Faltschichten [97] zu nennen.

2.4.3.2 Nomex hexagonaler Kern

Bei der Herstellung von Nomex-Waben werden zueinander versetzte Polyvinylacetat-Klebahnen auf die Papierfläche aufgebracht und dann in mehreren Schichten verpresst. Schließlich kann durch Schneiden auf bestimmte Kernhöhen ein kontinuierlicher Wabenpreform hergestellt werden, welcher dann im Expansionsverfahren [11] mit anschließender Tränkung in Phenolharz zu einem steifen und im Sandwich einsetzbaren Kern weiterverarbeitet wird.

2.4.4 Herstellung faserverstärkter Deckschichten im Polyurethansprühverfahren

Bei der Faserverstärkung von Polyurethan wird überwiegend das Reaktionsstritzgießen (RIM) eingesetzt [98, 99]. Dabei wird durch Vermischen der Reaktanden Polyol und Isocyanat im flüssigen Zustand die Polymerisation initialisiert. Das in der Hochdruckdosiereinheit vermischte Polymer wird dann in seinem sehr niedrig-viskosen Zustand in das Formwerkzeug gespritzt wodurch nach Schließen des Werkzeugs durch die hohe Reaktivität eine Entformung, in Abhängigkeit von den Mischungsverhältnissen, innerhalb weniger Minuten möglich ist. Im Vergleich zu alternativen Verfahren ist das RIM-Verfahren damit zur Herstellung großer Plattenbauteile bei hohen Taktzeiten aufgrund der hohen Aushärtungsgeschwindigkeit und der nicht notwendigen thermischen Aktivierung bestens geeignet [21, 100]. Die Erweiterung des RIM-Verfahrens auf Verbundwerkstoffe und im Speziellen Faserverbundwerkstoffe resultiert im "Reinforced Reaction Injection Moulding" (RRIM) sowie dem "Structural Reaction Injection Moulding" (SRIM) Verfahren. Dabei werden bei der RRIM Herstellungsrute die Füll- und Verstärkungselemente zuvor mit einem der beiden Reaktanden vermischt und anschließend an diesen Schritt in den Mischkopf gespritzt. Durch den Misch- und Aufsprühprozess ergeben sich so spezielle Morphologien und Faserausrichtungen [101]. Auf diese Weise werden Fasern bis zu einer Länge von 2 mm in den Verbund eingebracht, da diese die kritische Faserlänge für die Polyurethanverbunde bereits überschreiten (siehe Abschn. 2.3.3.2). Prozesstechnisch werden Faerlängen bis zu etwa 0,5 mm eingesetzt um eine ausreichende Infiltration und Anbindung zwischen Faser und Matrix zu gewährleisten. Beim SRIM-Verfahren werden im Gegensatz zu den in Kleinbauteilen eingesetzten Kurzfasern vor allem Gelege- und Gewebematten verwendet [102]. Dabei kann durch die gezielte Platzierung der Gelege eine kontrollierte Faserarchitektur in sehr kurzen Zykluszeiten von wenigen Minuten hergestellt werden, deren Homogenität und geringe Porosität im Vergleich zum konventionellen RRIM Prozess eine deutliche Steigerung der mechanischen Eigenschaften erlaubt [103]. Das Polyurethan-Fasersprühverfahren (Long Fiber Injection - LFI) ist ein neuartiges Verfahren zur integrierten Herstellung von Sandwichmaterialien ohne eine spezielle Klebeschicht und damit einen weiteren, meist manuellen Schritt, in der Fertigung zu benötigen. Dabei wird die Deckschicht direkt durch Aufsprühen des Polyurethans auf die Schnitffasermatte hergestellt. Die Variation der Verfahrensgeschwindigkeit der PUR-Sprüheinheit kontrolliert dann die PUR-Auftragsmenge. Nachdem der Kern einseitig mit der PUR-Deckschicht versehen wurde, wird die Sandwichplatte um 180° gedreht und auf der Rückseite auf die gleiche Weise behandelt. Schließlich wird die Infiltration des Deckschichtpreform unter Druck in einer beheizten Presse bei etwa 100 °C durchgeführt. Dabei wird die Deckschicht mit dem Wabenkern zu einem Sandwich vorgegebener Höhe verpresst während durch die thermische Aktivierbarkeit des PUR-Systems eine Infiltration der Fasermatte sowie eine Verklebung durch Füllung der Kavitäten des Kernmaterials stattfindet (siehe Abb. 2.17). Der Vorteil des PUR-Sprühverfahrens besteht in der Flexibilität bezüglich Probenform und PUR-Menge sowie Faserarchitektur. So ist es möglich automatisiert Einleger sowie

Befestigungselement als auch verschiedene Verstärkungstypen zu infiltrieren und mit dem Kernmaterial zu verbinden. Zudem kann gezielt an verschiedenen Stellen des Bauteils von zufallsverteilten Verstärkungselementen auf UD-Verstärkungen, z. B. in besonders beanspruchten Bereichen, umgestellt werden [104].

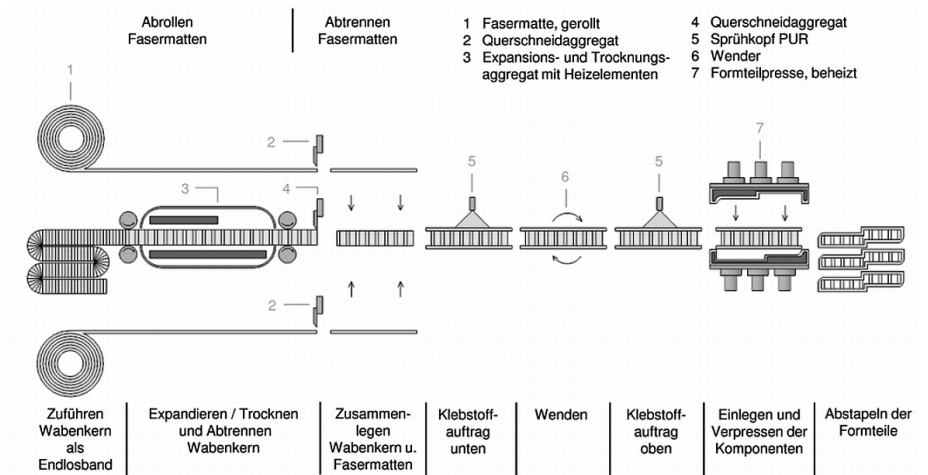


Abbildung 2.17: Sandwichherstellung im Sprühverfahren mit Schnitffasermatten nach [1]

Für komplexe Geometrien der Bauteile im Schienenverkehr und Automobilbau wird außerdem eine Kombination mit dem RRIM Verfahren als Fertigungsroute verfolgt. Hierbei ist das Ziel, die Fertigung ohne das meist manuelle Aufbringen der Fasern auf den Kern zu bewerkstelligen. Der hierfür vorgesehene Aufbau verbindet die PUR-Spüheinheit mit einem Faserschneidwerk wodurch der Schritt des Ablegens der Schnitffasermatte auf dem Kernmaterial entfällt. Der Endlosroving wird hier direkt in das über der Sprühpistole angebrachte Schneidwerk eingeleitet, wonach dann die geschnittenen Rovings per Luftstrahl in den PUR-Sprühkegel eingebracht und bei gleichzeitiger Infiltration auf dem Sandwich abgelegt und verklebt werden [2].

2.5 Eigenschaften von Sandwichmaterialien als Verbundwerkstoffe

2.5.1 Biege- und Schubeigenschaften von Sandwichbalken

Die mechanische Betrachtung der Sandwichkonstruktion erfolgt vor allem in Hinsicht auf die spätere Anwendung in Hüllen- und Plattenbauteilen. Dies verlangt nach einer mechanischen Beschreibung der Biege-, Druck- und Impactbelastung. Die analytischen und numerischen Ansätze zur Berechnung und Auswertung von mechanischen Versuchen an Sandwichbalken und Platten werden in diesem Abschnitt grundlegend dargestellt und in Bezug auf ihre fundamentalen Unterschiede verglichen.

2.5.1.1 Klassische Sandwichtheorie

Die klassische Biegetheorie für Sandwichverbundwerkstoffe basierend auf der Kirchhoff'schen Plattentheorie [105], bietet eine vereinfachte Beschreibungsmöglichkeit durch Biege- und Schubsteifigkeiten sowie Geometrieparameter des Lastfalls [106]. Dabei werden die Deckschichten als Kirchhoff'sche Platten ohne Schubverformung bzw. Schubspannung berechnet. Das Kernmaterial, welches in guter Näherung nur Schubverformungen durchführt, wird durch eine Schubverformungstheorie erster Ordnung (FOSDT) beschrieben. Betrachtet man das Design von Sandwich-Biegebalken wird ein Kern mit geringer Dichte bzw. Steifigkeit verwendet (Eigenbiegesteifigkeit vernachlässigbar), der die Deckschichten trennen und ein lokales Eindringen der Deckschicht verhindern soll. Das Kernmaterial weist daher meist eine geringe Steifigkeit E_K^x in der Balkenachse x auf, der zur Balkenebene senkrechte E-Modul E_K^z muss jedoch die Stabilität zur konstanten Trennung der beiden Deckschichten gewährleisten. Unter der Voraussetzung eines geringen Kernmoduls E_K^x im Vergleich zum gleich gerichteten E-Modul der Deckschichten E_D^x können die Eigenbiegesteifigkeiten der Deckschichten vernachlässigt werden, sofern die folgenden Bedingungen erfüllt sind [9]:

$$3 \left(\frac{d}{t} \right)^2 > 100; \quad 6 \frac{E_D^x}{E_K^x} \frac{t}{c} \left(\frac{d}{c} \right)^2 > 100. \quad (2.11)$$

Die Randbedingungen und Grundannahmen zu Geometrie und Werkstoffverhalten setzen elastische Materialgesetze (lineare Sandwichtheorie) mit homogenen Werkstoffen voraus.

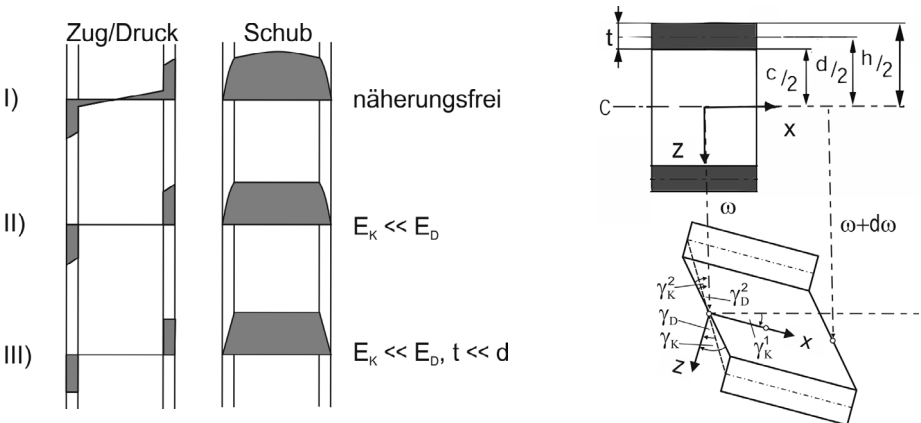


Abbildung 2.18: Schematische Verteilung der Zug-/Druck- und Schubspannungen über die Sandwichhöhe bei Biegebelastung (I) und die Approximationen bei Vernachlässigung der Eigenbiegesteifigkeiten [12] (II,III) (links), Bezeichnung der Verformungen im Sandwichelement unter Biegebelastung [10] (rechts).

Die Dicke der Deckschichten t ist im Vergleich zur Kerndicke c so klein, dass die Eigen-

biegesteifigkeit vernachlässigt werden kann, es liegt also ein Membranspannungszustand vor. Die in der Deckschicht vorliegenden Schubspannungen und darauf beruhenden Verformungen können aufgrund der hohen Schubsteifigkeiten im Vergleich zum Kernmaterial nach Gl. (2.11) vernachlässigt werden. Die mathematische Beschreibung der Verformung belasteter Sandwichkomponenten basiert auf der Betrachtung der Längs- und Querkräfte sowie den Biegemomente in einem Balkenelement (siehe Abb. 2.18 rechts). Basierend auf den Gleichgewichtsbedingungen zwischen Schub- und Normalspannungen an einem Element des Sandwichbalkens ergeben sich dann die in Abb. 2.18 links dargestellten vereinfachten Normal- und Schubspannungsverteilungen über den Sandwichquerschnitt. Für die Winkeländerung bezogen auf die Deckschichtschwerachse gilt $\gamma_D = \gamma_D^2 + \gamma_D^1$, wobei $\gamma_K = \gamma_D^1$ und $\gamma_D^2 = w' = dw/dx$. Der Zusammenhang zwischen den Bezugsachsen Sandwichschwerlinie und Deckschichtschwerlinie ist durch $\gamma_D^2 = d/h \gamma_K - w'$ gegeben. Die Dehnung der Deckschichten wird nach der linear elastischen Theorie erster Ordnung durch $\epsilon_{o/u} = du_{o/u}/dx$ berechnet [10]:

$$\epsilon_u = \frac{du_C}{dx} + \frac{d}{2} \frac{d\gamma_D^2}{dx} - z_D^u \frac{d\gamma_D^1}{dx}; \quad \epsilon_o = \frac{du_C}{dx} - \frac{d}{2} \frac{d\gamma_D^2}{dx} - z_D^o \frac{d\gamma_D^1}{dx}. \quad (2.12)$$

Durch die vorher eingeführten Vereinfachungen und Annahmen (siehe Abb. 2.18 links) ergeben sich die Biegesteifigkeiten und Schubsteifigkeit aus den Integralen des Flächenträgheitsmomentes

$$D_{ges} = \underbrace{\frac{E_D b t^3}{6}}_{2D_D \approx 0} + \underbrace{\frac{E_D b t h^2}{2}}_{D_S} + \underbrace{\frac{E_K b h^3}{12}}_{D_K \approx 0} \approx \frac{E_D b t h^2}{2} \quad S = \frac{G_K b d^2}{c}, \quad (2.13)$$

wobei D_D die Eigenbiegesteifigkeit der beiden Deckschichten, D_S die Biegesteifigkeit der Deckschichten bezogen auf die Sandwichschwerlinie und D_K die Eigenbiegesteifigkeit der Kernschicht sind. Das Sandwichelement hat durch die Verbindung mit dem Kern eine deutlich höhere Biegesteifigkeit D_S im Vergleich zu einem homogenen Balken D_D mit den gleichen Eigenschaften der reinen Deckschichten. Die Schnittkräfte und das Biegemoment berechnen sich dann durch Integration der Zug- und Schubspannungen unter Einbeziehen des Hooke'schen Gesetzes über die Balkenquerschnittsfläche A [10]:

$$N = \int \sigma(z) dA; \quad M = \int \sigma(z) z dA = D_S \gamma_D^{2'} - 2D_D \gamma_D^{1'}; \quad Q = \int \tau(z) dA = db \tau. \quad (2.14)$$

Unter der Annahme, dass keine Normalkräfte entlang der Sandwichachse vorhanden sind ($N = 0$, Theorie erster Ordnung) folgen die Differentialgleichungen (DGL) für die Biege- und Schubverformung des Sandwichs [10]:

$$dM = Q dx; \quad dQ = -q dx \implies w_B'' = -\frac{M}{D_S}; \quad w_S' = Q/S. \quad (2.15)$$

Mit der Ersetzung $\omega'_B = -\gamma_2$ und $\omega'_S = \gamma$ in $\gamma = \omega' + \gamma_2$ als Partialdurchbiegungen für den Schubanteil ω_S und den Biegeanteil ω_B . Aus den Lösungen der DGL 2.15 lassen sich die resultierenden Spannungen in den Sandwichkomponenten berechnen [9]:

$$\sigma_D(z) = \frac{MzE_D}{D_{ges}} \quad \sigma_K(z) = \frac{MzE_K}{D_{ges}} \quad \frac{E_k \ll E_d}{t \ll c} \quad \sigma_D = \pm \frac{M}{th} \quad \sigma_K \approx 0, \quad (2.16)$$

$$\tau_D(z) = \frac{E_D Q \left(\frac{c^2}{4} + ct - z^2 \right)}{2(D_S + 2D_D)}; \quad \tau_K(z) = \frac{Q}{D_{ges}} \left(\frac{E_D t d}{2} + \frac{E_C}{2} \left(\frac{c^2}{4} - z^2 \right) \right). \quad (2.17)$$

Die Berechnung der Schub- und Biegeverformung in Drei- und Vier-Punktbiegeversuchen (siehe Abb. 2.19) an Sandwichverbunden, erlaubt einen messtechnisch einfachen Zugang zu den Materialkennwerten.

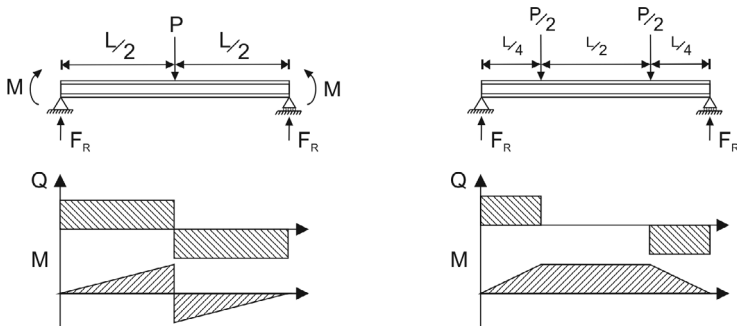


Abbildung 2.19: Lasten und Randbedingungen in der 3-Punkt- und 4-Punkt-Biegeversuchskonfiguration sowie Biegemoment- und Querkraftverteilung entlang des Biegebalkens.

Auf Basis der zuvor genannten Vereinfachungen nach Gl. (2.18-2.20) und der DGL (2.15) ergibt sich die Durchbiegung durch Addition der homogenen Lösung und der partikulären Lösung aus der Green'schen Funktion $G(\xi, x)$ mit entsprechenden Randbedingungen. Bei allgemeiner Belastung über die Balkenlänge gilt für die Gesamtdurchbiegung $\omega(x)$:

$$\omega(x) = \frac{M(x)}{S} - \frac{1}{D_{ges}} \int_{\xi=0}^l G(\xi, x) M(\xi) d\xi; \quad G(\xi, x) = \begin{cases} \frac{(\xi-l)x}{l} & \text{falls } 0 \leq x \leq \xi \\ \frac{(x-l)\xi}{l} & \text{falls } \xi \leq x \leq L. \end{cases} \quad (2.18)$$

Im Fall der Drei-Punkt-Biegung mit auf der Balkenmitte aufgebrachtener Linienlast erhält man die zu $x = L/2$ symmetrische Durchbiegung

$$\omega(x) = \frac{P}{12D_{ges}} x \left(\frac{3}{4} L^2 - x^2 \right) + \frac{P}{2S} x \quad (2.19)$$

bei maximaler Durchbiegung in der Mitte ($x=L/2$) und zur Mitte hin linear zunehmendem Biegemoment (siehe Abb. 2.19 links). Die Berechnung im Fall der Vier-Punkt-Biegung

erfolgt analog zum Vorgehen der Dreipunktbiegung, woraus sich für den zu $L/2$ symmetrischen Durchbiegungsverlauf

$$\omega(x) = \begin{cases} -\frac{Px^3}{12D_{ges}} + \frac{Px}{2S} + \frac{3PL^2x}{64D_{ges}} & \text{für } 0 \leq x \leq L/4 \\ -\frac{PLx^2}{16D_{ges}} + \frac{PL^2x}{16D_{ges}} - \frac{PL^3}{768D_{ges}} + \frac{Px}{8S} & \text{für } L/4 \leq x \leq L/2 \end{cases} \quad (2.20)$$

ergibt [107].

2.5.1.2 Asymptotische Sandwichtheorie

Beachtet man die vereinfachenden Annahmen der klassischen Sandwichtheorie nach [9, 10, 12], so werden hier durch die Vorgabe der Verformungsmöglichkeiten und der entsprechenden Kinematik die Verformungen und Spannungen eingeschränkt. Alternativ ist eine Lösung aus der dreidimensionalen Elastizitätsbetrachtung unter Einbeziehung aller Verformungsmöglichkeiten jedoch nur mittels der Finite-Elemente-Methode und entsprechendem Rechenaufwand möglich. Durch die Verwendung eines asymptotischen Ansatzes können die führenden Terme in den Euler-Lagrange Funktionalen Gl. (2.21) für die Plattenverformung identifiziert werden [108]. Die Verschiebungen und Durchbiegungen können dann aus den Randwertproblemen, welche sich aus den dazu gehörigen Euler-Lagrange Gleichungen ergeben, abgeleitet werden [109]. Das Energiefunktional im Fall der Vier-Punkt-Biegung lautet dann

$$\frac{I}{b} = \int_{-L}^L \left[\frac{E_D t}{12} u_{xx}^2 + \frac{E_D t (c\psi_x - tu_x)^2}{4} + \frac{E_K c^3}{12} \psi_x^2 + \frac{G_{KC}}{2} (\psi + u_x)^2 - Pu \right] dx. \quad (2.21)$$

Durch Lösung des Minimierungsproblems der Verschiebung $u(x)$ und der Rotation $\psi(x)$ kann eine geschlossene Lösung des Randwertproblems im Fall der Vier-Punkt-Biegung hergeleitet werden [109].

2.5.1.3 Finite-Elemente-Modellierung (FEM)

Schließlich ist eine Lösung der Sandwichverformung durch die Finite Elemente Methode möglich. Dabei kann der vollständige, dreidimensionale Spannungszustand der Sandwichstruktur numerisch erfasst werden. Grundsätzlich können dann sowohl homogene Schichten zur Repräsentation der Kern- und Deckschichten, als auch geometrische Modelle des Wabenkerns verwendet werden, wobei die Elemente je nach Elementart und Ordnung der Interpolationsfunktionen die Spannungszustände und Präzision der numerischen Berechnung bestimmen. Die strukturierten Kerne können direkt in ihrer geometrischen Form auf Grundlage der Materialeigenschaften der Kerngrundwerkstoffe aufgebaut werden und somit sehr genau die lokalen Verformungseffekte wie etwa das Ausbeulen von Zellwänden sowie die Schälspannungen zwischen Kern- und Deckschicht abbilden. Ein umfassender

Überblick über die verschiedenen Elementtypen, Aufprägung von Randbedingungen sowie Abbildung verschiedener Beanspruchungen und Sandwichkonfigurationen kann aus der zusammenfassenden Bibliographie in [110] gewonnen werden. In dieser Arbeit wurde die Finite-Elemente-Methode zur Berechnung der elastischen Eigenschaften der Wellstegwabekerne verwendet, analog zur Herangehensweise in [111]. Dabei wurde die geometrische Form der Einheitszelle zur Homogenisierung der Kernschichten verwendet, um einen direkten Vergleich mit dem Experiment darstellen zu können. Die in der Literatur aufzufindenden Beschreibungen des sinusoidalen Wabenkerns als Flächenelement in Sandwichstrukturen wurde erstmals in Form analytischer Modelle und FE-Modelle untersucht [15, 84, 112]. Dabei stand in erster Linie die Homogenisierung und der Vergleich der analytischen Vorhersagen als schnelle und weniger rechenaufwändige Alternative im Vordergrund. Nicht zuletzt konnte durch die Berechnung der effektiven Steifigkeiten über die FEM auch eine Formoptimierung und fertigungstechnische Unregelmäßigkeiten in die Analyse einbezogen werden (siehe z. B. [113, 114]). Außerdem erlaubt die FE-Modellierung das Verhalten des periodisch strukturierten Kernmaterials in Verbindung mit der Deckschicht zu betrachten, wodurch sich vor allem für die im Sandwich fundamentale Kernschubverformung, durch die geänderten Randbedingungen, komplexe, mehrachsige Spannungszustände in der Deckschicht-Kern-Grenzfläche einstellen die für die Versagensinitiierung maßgeblich sind [115, 116]. Da die FEM-Simulation, mit den entsprechenden Elementen, auch das Beulverhalten der Zellwände abbilden kann [117], ist zuletzt auch eine Aussage über einsetzendes Versagen möglich. Grundsätzlich lässt sich feststellen, dass die FEM überall dort Einsatz findet, wo eine schnelle analytische Lösung mit ausreichender experimenteller Übereinstimmung und Präzision nicht verfügbar ist.

2.5.2 Versagensmodi von Sandwichverbundwerkstoffen mit strukturierten Kernmaterialien

Die Betrachtung der an dem Sandwichelement auftretenden Lasten und Momente führt je nach Ausbildung der Spannungen in den Komponenten zu einer Vielzahl komplexer und sich überlagernder Versagensarten. Darüber hinaus kommen durch die Inhomogenität der Wabenkerne sowie die Kern-Deckschicht-Anbindung weitere versagenskritische Bereiche in der Sandwichkonstruktion in den Lastwirkungsbereich. Einen generellen Überblick über die Versagensarten nach [11] gibt Abb. 2.20 links. Hier unterscheidet man Deckschichtversagen sofern die maximale Deckschichtnormalspannung die Deckschichtfestigkeit übersteigt (I). Dies tritt bei Biege- oder Längsbelastung ein, wenn das Kernmaterial den auftretenden Schubbelastungen stand hält. Wird das Sandwichelement unter gleichzeitige Belastung durch Biegung und Balkenlängskräfte gestellt, ist ein Einknicken bzw. Aufbeulen der Deckschicht zu erwarten. Bei Kernen mit geringer Festigkeit oder sehr großen offenzelligen Kernkavitäten ist daher ein Einknicken und Eindringen der Deckschicht in die Kernschicht möglich (II). Im Gegensatz dazu zeigen kompakte oder stabilere Kernschichten ein Ausbeulen der Deckschicht durch Versagen der Klebeverbindung und anschließendes Lösen

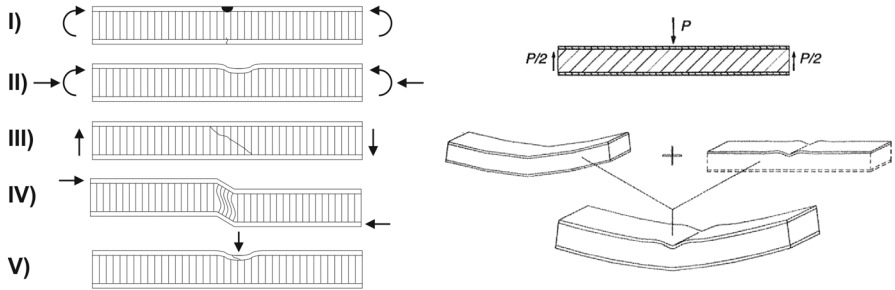


Abbildung 2.20: Versagensmodi bei zellförmigen Kernstrukturen mit CSM-Matten verstärkten Deckschichten [11] (links), Überlagerung von lokaler Linienbelastung und globaler Biegebelastung am Beispiel des 3-Punkt-Biegeversuches [12] (rechts).

vom Kernmaterial. Kernschubversagen (III) des Sandwich tritt auf, falls die maximale Schubspannungen im Kernbereich die Kernschubfestigkeit übersteigt, bevor die Klebung oder Deckschicht versagt. Das Scherknicken (IV) ist gegenüber dem allgemeinen Knicken der gesamten Sandwichstruktur bei Kernen mit geringer Schubsteifigkeit zu beobachten. Lokales Eindringen der Deckschicht (V) in das Kernmaterial kommt im statischen Fall oft durch eine Überlagerung verschiedener Belastungsarten zustande (siehe Abb. 2.20 (rechts)).

2.5.3 Eigenschaften der Kern-Deckschichtverbindung

Die Eigenschaften der Anbindung zwischen Kern und Deckschicht im Sandwichverbund sind vor allem in der hier verwendeten Integralbauweise von deutlich mehr Prozessparametern der Herstellung beeinflusst, als dies bei einer rein adhäsiven Verbindung der Fall wäre. So ist es nicht auszuschließen, dass sowohl die Menge an Polyurethan als auch das Deckschichtflächengewicht zu deutlichen Veränderungen in den zur Sandwichebene orthogonal wirkenden Schälspannungen führt. Des Weiteren ist durch eventuell inhomogene Anpressdruck- und Temperaturverteilungen im Werkzeug eine ungleichmäßige Zugfestigkeit der Verbindungsschicht fast unvermeidlich. Die bisher durchgeführten Untersuchungen an Honeycomb Kernverbunden beschäftigen sich zumeist mit den bekannten Herstellungsverfahren zur Verbindungstechnik von Deckschicht und Kern. Hierbei werden auch heute zumeist kostenintensive Prozesse wie RTM oder Autoklav-Prozesse eingesetzt, teilweise ist auch das Handlaminieren noch ein gängiges Verfahren zu Sandwichherstellung. Dabei spielen in der Prozesstechnik vor allem die Art und Menge des Adhäsivmittels, der Druck und die Deckschichtdurchlässigkeit eine wichtige Rolle für die Ausbildung der Verklebung [118–120]. Grundsätzliche Untersuchungen zur Morphologie sowie den in diesen Prozessen vorkommenden Prozessparametern Temperatur und Druck findet man

etwa in [121]. Die von der Morphologie, der Porosität und den Oberflächen abhängigen mechanischen Eigenschaften der Klebeverbindung mit dem Wabenkern können durch Schälversuche in der Deckschicht und am Sandwichverbund identifiziert werden [122] (siehe Abb. 2.21). Die Ausformung von Menisken zwischen Liner und Innenseite der Deckschicht können durch Modelle auf Basis der Kontaktwinkel zwischen Polyurethan und Glasfaser sowie Polyurethan und Papierliner beschreiben werden [123]. Die Berechnung der Spannungszustände in der Klebefläche wurden durch die FEM bereits sehr früh auch unter dem Gesichtspunkt möglicher Optimierungsmöglichkeiten untersucht (siehe z. B. [124–126]). Dabei wurden die Spannungsintensitätsfaktoren und Energiefreisetzungsraten in Abhängigkeit von den einzelnen Komponentensteifigkeiten und der Sandwichgeometrie erfasst und mit Rissfortschritt sowie Versagensmechanismen korreliert. Die Menge des Polyurethans und des damit zusammenhängenden Drucks im Werkzeug beeinflussen jedoch nicht nur die Zusammensetzung des deckschichtnahen Kerns sondern auch die Geometrie der Deckschicht selbst. Dieser sogenannte Telegrapheneffekt sorgt für einen Abdruck der Kernstruktur in die faserverstärkte Deckschicht im noch weichen und formbaren Zustand [127]. Dabei kommt es zur wechselnden Kompaktierung und Aufweitung von Deckschichtbereichen wodurch eine Porenbildung gefördert und dadurch die Steifigkeiten und Festigkeiten beeinflusst werden können.

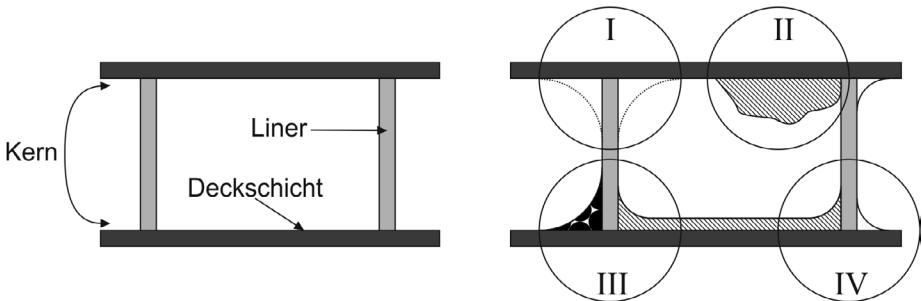


Abbildung 2.21: Ausbildung von Kehlnähten sowie weiterer Verbindungsformen zwischen Kern- und Deckschichtmaterial. Charakteristische Eigenschaften mit I) optimal geformter Kehlnaht, II) zufällig tropfenförmiger PUR-Anbindung, III) Aufschäumen und damit verbundene Porosität des Füllmaterials und IV) Kernhöhenreduktion sowie Nahradiusvariation durch nachschäumendes PUR.

Während die Beschreibung der Form, Größe und Porosität der Nahtpunkte bei periodischen Zellstrukturen mit reproduzierbarer Klebung eine quantitative Aussage über die Zusammenhänge mit der Delaminationsfestigkeit erlaubt, ist dies durch den unregelmäßigen Durchschäumungsprozess der Schnitffasermatten jedoch nur qualitativ möglich. Die geometrischen Eigenschaften der Verbindung unterliegen daher großen Streuungen [123] und Variationen (siehe Abb. 2.21 rechts).

2.6 Mechanische und materialographische Charakterisierung von Sandwichverbunden

2.6.1 Statische und dynamische Materialprüfung

Die mechanische Charakterisierung von Sandwichbauteilen erfolgt bei den Einzelkomponenten durch Zug-, und Druck- sowie Scherversuche [128], welche in den jeweiligen Normen (siehe Abschn. 5.1) festgehalten sind. Durch die integrale Fertigung ist eine Trennung der Einzelkomponenten und Grenzflächen ohne Änderung der Eigenschaften, wie sie im Sandwich auftreten, nicht immer möglich. Daher muss bei Prüfung der einzelnen Komponenten Deckschicht, Kern und Klebeschicht unterschieden werden, ob die gleichen Randbedingungen wie in der späteren Anwendung im Sandwich gegeben sind bzw. inwiefern Abweichungen von den Gegebenheiten im Sandwich auftreten. Des Weiteren ist aufgrund der Strukturierung der GFK-Deckschicht und des Wabenkerns auf die Anisotropie bei der Wahl eines repräsentativen Volumenelements während der Prüfung zu achten. Dabei sind die Abmessungen Probe deutlich größer zu wählen als die nächst kleineren Einheiten der Mikrostruktur oder der periodischen Elemente im Wabenkern [129]. Die direkten Versuche am Sandwichverbund erlauben darüber hinaus die Bestimmung der Sandwicheigenschaften unter anwendungsbezogener Belastung wobei vor allem das Zusammenspiel aus Kernstruktur und Integrität sowie der Kern-Deckschicht-Grenzfläche bei der Interpretation der Versuchsergebnisse beachtet werden muss. So können sich beispielsweise deutliche Unterschiede in der transversalen Schubsteifigkeit, die im Biegeversuch bestimmt wird, zur reinen Schubbeanspruchung ergeben [130, 131]. Da der Biegeversuch prinzipiell die Bestimmung sowohl der Kernschub- als auch der Deckschichtsteifigkeit zulässt, wird dieser bei der überwiegenden Anzahl von Sandwichkombinationen eingesetzt [9, 10, 14, 132]. Vor allem Schaumkerne oder papierbasierte Wabenkerne zeigen jedoch in der Integralbauweise eine starke Anfälligkeit gegenüber lokalen Spannungsüberhöhungen daher ist eine globale Messung der elastischen und plastischen Eigenschaften aus dem Biegeversuch unbedingt bezüglich der Verformungsmechanismen und Dehnungslokalisierung zu überprüfen. Die in Abb. 2.22 dargestellten Schubverformungsbereiche unter Biegung- bzw. Schubprüfung zeigen deutlich die unterschiedlichen Versagensmechanismen aufgrund der vorherrschenden Versuchsrandbedingungen. Neben den Versuchsrandbedingungen sind die globalen und lokalen Verformungsfelder auch mit der Sandwichgeometrie gekoppelt. Dabei zeigt sich vor allem eine höhenabhängige lokale Eindringung der Auflager mit zunehmender Spannungskonzentration für höhere Kerne, sowie mit zunehmender Deckschichtdicke eine bessere Krafteinleitung mit Übergang zur dominierenden Schubverformung [134]. Um Vergleiche zwischen verschiedenen Sandwichkonfigurationen anstellen zu können, ist daher die Kenntnis der Geometrie sowie die versuchstechnische Kontrolle über die Entkopplung der Verformungsmechanismen unabdingbar. Der Einsatz orthotroper, strukturierter Kernmaterialien, welche von der klassischen Sandwichtheorie (siehe Abschn. 2.5.1.1) abweichende Eigenschaften und Verformungsmechanismen aufweisen, muss bei der Aus-

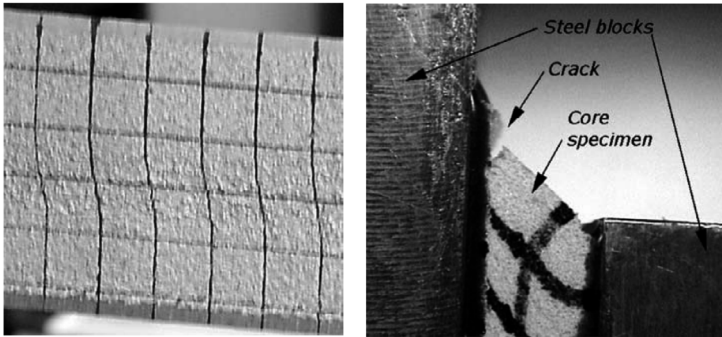


Abbildung 2.22: Plastische Schubverformung in einem lokalisierten Bereich in der Mitte des Kerns zwischen äußerem und innerem Auflager (links) und Versagen durch Rissinitiation am Probenrand im Blockscherversuch (rechts) nach [133].

wertung der Biegelinien berücksichtigt werden. Dies kann einerseits durch die Modifikation der Auswertemethodik hin zu einer exakten Beschreibung der Verformungsmechanismen erfolgen, andererseits können in der Versuchsführung entsprechende Änderungen vorgenommen werden, welche das Auftreten der globalen Verformung begünstigen (Erhöhung der Spannweiten, Verteilung der lokalen Lastenleitung). Eine genauere Beschreibung der Werkstoffeinschränkungen und Richtlinien zur Auswahl der entsprechenden Biegeprüfungskonfiguration kann den ASTM Normen [135–137] zur Sandwichbiegeprüfung entnommen werden.

Da Sandwichkomponenten oft unter dynamischer sowie zyklischer Beanspruchung eingesetzt werden, ist gerade die Überprüfung dieser Eigenschaften im Labormaßstab grundlegend für eine sichere Auslegung. Die Ermüdungseigenschaften von Sandwichkonstruktionen werden hauptsächlich durch die realitätsnahe Biegebeanspruchung abgebildet. Hier ist das Schubversagen des Kerns die vorherrschende Versagensursache [138, 139] und wird durch plastische Verformungen des Kerns unter den lokalen Belastungszonen der Auflager initiiert. Die Rissbildung und der Schädigungsfortschritt ist dabei deutlich von der Kernstruktur abhängig und wurde für Schaumkerne in den Arbeiten von Burman und Zenkert [140–143] untersucht. Die Ergebnisse werden hier in Wöhlerkurven unter Verwendung der Weibullstatistik dargestellt. Der Dauerfestigkeitsgrenzwert wurde bei 10^5 Lastwechseln gewählt. Bei Honigwabenkernen können experimentelle Untersuchungen der Ermüdung in [143–145] gefunden werden. Ähnlich wie in den Schaumsandwichstrukturen wird auch hier Schubversagen im Vier-Punkt-Biegeversuch herbeigeführt. Gleichzeitig konnte gezeigt werden dass eine Messung der Kraft und Verformung zur Bestimmung der Steifigkeitsreduktion als Schädigungsindikator keine eindeutige Aussage über den Rissfortschritt und zur Versagensvorhersage erlaubt. Die Rissinitiation findet bei den Wabenkernen durch Risse in den Zellwänden statt. Diese lokalen Risse in der Zone maximaler Schubbelastung wachsen

schließlich zusammen und bilden einen diagonalen Riss über die gesamte Kernhöhe. Die dynamische Beanspruchung ist vor allem bei Sandwichbauteilen in mobilen Systemen mit hohen Geschwindigkeiten ein Sicherheitskriterium bei der Auslegung und muss somit unter Beachtung aller möglichen Prozesskonfigurationen untersucht werden. Die experimentelle Untersuchung von Impaktereignissen bei niedrigen Geschwindigkeiten bis ca. 20 m/s kann durch Fallturmeinrichtungen realisiert werden. Dabei wurden bisher vor allem diejenigen Sandwichkombinationen untersucht, welche gezielt in impaktbelasteten Konstruktionsteilen eingesetzt werden. In der Luft- und Raumfahrt sind hier hauptsächlich Aluminium- oder Nomex-Wabenstrukturen aufgrund ihrer hohen Grundfestigkeit zu nennen. Die Verwendung nicht-metallischer Wabenkerne, welche durch Verklebung mit der Deckschicht hergestellt werden, ist aufgrund der Stütz- und Verbindungswirkung der Klebung durch weitere Materialparameter bestimmt [146]. Somit kann aus der Kenntnis der Wechselwirkung und der Eigenschaften von Deckschicht, Kern und Klebung durch einfache Modelle eine prinzipielle Vorhersage über das Verhalten unter Impakt oder Durchdringung gemacht werden (siehe Abschn. 3.3). Dennoch ist durch die komplexen Vorgänge während der Schädigung nur für die elastischen Verformungsanteile und die Schädigungsinitiierung eine genaue Aussage möglich [147, 148]. Die Erfassung der Verformungen im Impaktbereich ist sowohl materialographisch als auch taktil an den beschädigten Proben durchführbar.

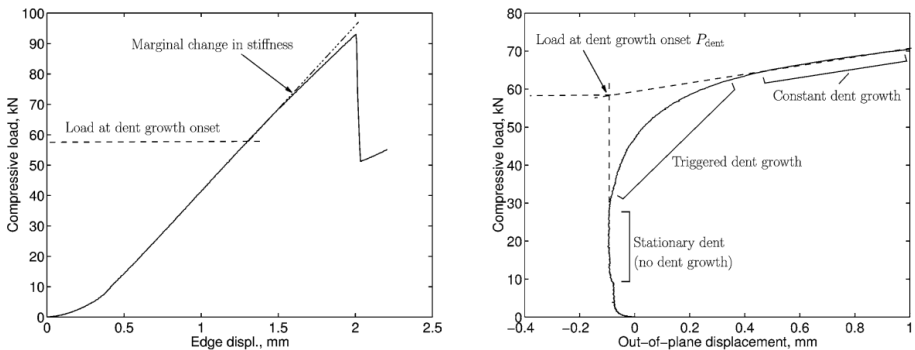


Abbildung 2.23: Typischer Verformungsverlauf der Kantenstauchung (links) und Ausbeulung in der Probenmitte (rechts) an einem CAI-Prüfkörper mit kaum sichtbarer Impakterschädigung [149].

In der späteren Anwendung im Sandwichbauteil ist dann im Speziellen bei nicht vollständig durchdrungener Deckschicht die Restfestigkeit von Interesse. Vor allem die Restdruckfestigkeit in der Plattenebene lässt, in Zusammenhang mit der durch den Impakt eingebrachten Schädigung, eine Korrelation zu der Schädigungszone zu. Das Beulen der Sandwichplatte unter Einfluss der Schädigungszone zeigt sich dann vor allem in der unterschiedlichen Ausbildung der Kantenstauchung und dem Ausbeulen der Platte im Knickversuch. Dabei

wird in der Versuchsführung durch Messung der Auslenkung sowohl in-plane als auch out-of-plane das Weiterwachsen des Eindrucks durch Delamination der Deckschicht und Rissbildung, welche zum endgültigen Versagen führt, erfasst (siehe Abb.2.23). Die Schwächung der Gesamtstruktur nach Impact unter Knickbelastung zeigt sich dann durch Vergleich der Versagensmoden im quasi-statischen Zustand. Diese sind hauptsächlich durch die Eigenschaften der Einzelkomponenten und die Qualität der Grenzfläche nach der initiierten Impaktschädigung bestimmt [150].

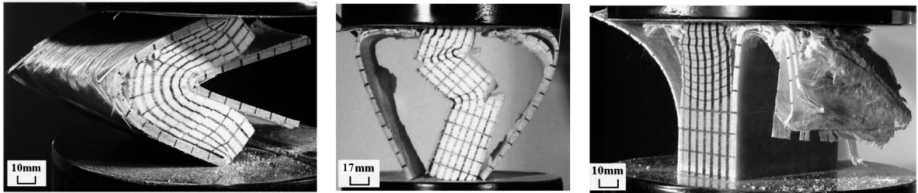


Abbildung 2.24: Unterschiedliche Versagensmoden welche im In-Plane Stauchversuch an Sandwichstrukturen auftreten können [150].

Die Delamination der Deckschicht im Verlauf der Schädigung ist sowohl bei zyklischer/dynamischer als auch statischer Belastung eine Schwachstelle des Sandwichverbunds. Um den Rissfortschritt an der Grenzfläche zu erfassen, wird im Schäl- oder Delaminationsversuch (siehe Abschn. 5.1.6) ein Anfangsriss oder eine Spannungsüberhöhung entlang der Grenzfläche induziert und fortgesetzt (siehe Abb. 2.25). Die Zielsetzung der Versuchsführung beruht dabei auf der Ermöglichung reiner Belastungsmoden um eine Aussage über die Versagenseffekte und die Rissausbreitungsenergie zu treffen. Dabei steht vor allem der Risspfad sowie die Faser-Matrix-Anbindung mit den entsprechenden Verbundversagensmechanismen im Vordergrund (Fiber-Bridging, Faserausziehen bzw. Faserbruch [151]).

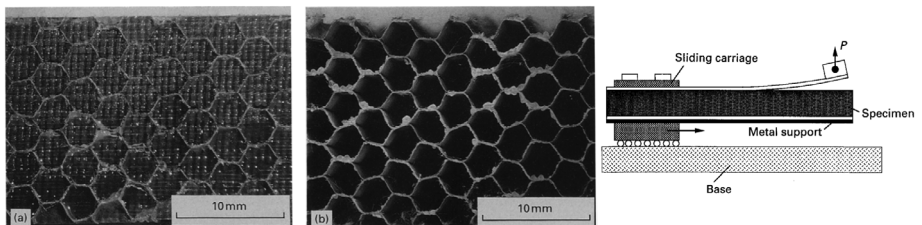


Abbildung 2.25: Deckschichtseite und Kernseite aus dem Mode I Delaminationsversuch nach Cantwell [152] mit vollständigem Rissverlauf im Kern (links) und Schema der Prüfvorrichtung zur manuellen Messung des Rissfortschritts (rechts).

Obwohl eine Standardisierung der Prüfverfahren an Sandwichwerkstoffen vergleichsweise vielfältig durchgeführt wurde, zeigt die Anwendung auf immer neue Materialkombinationen und Geometrien oft eine unzureichende Grundlage für die Messung. Es ist daher jeweils

sorgfältig zu prüfen ob die Messerfassung und die Auswertemethodik durch neue Effekte, welche aufgrund fertigungstechnischer oder materialspezifischer Einflüsse entstehen, ihre Gültigkeit behält oder die jeweiligen Randbedingungen verletzt werden.

2.6.2 Materialographische Charakterisierung durch Computertomographie

Die Mikro-Computertomographie (μ -CT) ist ein essentielles Instrument in der Charakterisierung der Struktur und des Schädigungsverlaufes moderner Verbundwerkstoffe und -strukturen. Der Vorteil in der μ -CT besteht vor allem darin, einen Einblick in die dreidimensionale räumliche Verteilung der Komponenten zu gewinnen, ohne eine aufwändige Probenpräparation unter Gefahr der Vorschädigung zu benötigen. Aufgrund der integralen Produktion und Verbindung der Sandwichkomponenten sowie der mehrskaligen Strukturierung der Sandwichkonstruktion, bieten computertomographische Methoden zu Erfassung der Mikro-, Meso- und Makrostruktur in Kombination mit konventionellen 2D Charakterisierungstechniken deutliche Vorteile [153]. Aus den gewonnenen Bilddaten können z. B. umfassende Aussagen zum Schädigungsverhalten oder Berechnungen ausgehend von der räumlichen Struktur auf mechanischer oder thermodynamischer Ebene getroffen werden [154]. Der Vorteil der Computertomographie, bei gleichzeitiger Anwendung von Methoden aus dem Bereich der Bildverarbeitung und des maschinellen Sehens liegt darin, strukturelle Aspekte der Mikrostruktur nicht nur qualitativ aufzeigen zu können, sondern auch quantitative Aussagen zu Verteilungsfunktionen, Größen- und Formparametern sowie Entwicklungen der Mikrostruktur treffen zu können [155]. Eine fokussierte Anwendung der μ -CT an Sandwichverbundwerkstoffen über eine qualitative Beschreibung der Bilddaten hinaus (siehe z. B. [153]) ist jedoch in der Literatur bisher nicht zu finden. Die Verwendung der Computertomographie in Kombination mit der 3D-Bildanalyse hat sich in den letzten Jahren, auch gestützt durch die Entwicklung der Computer- und Grafikhardware, zu einem wichtigen Werkzeug vor allem bei der Charakterisierung von Poren und Faserarchitekturen herauskristallisiert. Dabei sind zwei Entwicklungszweige besonders für das Vordringen und die Durchsetzung tomographischer Methoden von Bedeutung, welche einerseits die Optimierung der CT-Systeme und Rekonstruktionsalgorithmen umfassen und andererseits die Übertragung und Prüfung der Anwendbarkeit verschiedener Bildverarbeitungsalgorithmen in der Materialographie beinhalten.

Die Optimierung der heutigen Mikrofokus CT-Systeme basiert vor allem auf der Verbesserung der Röntgenfokuseigenschaften und einer auf die Anwendung spezialisierten Detektorkonfiguration. Dabei kann sowohl hardwareseitig als auch softwareseitig an die verschiedenen Mechanismen der Abbildungsdegradation herangegangen werden. Mechanisch muss die Gantry vor allem stabil gegen jegliche Änderung in Form von Wackeln oder Taumeln der Achsen und bzw. der Abstände im System sein. Dies betrifft röhrenseitig die thermische Ausdehnung des Röhrenkopfes sowie ein Taumeln der Drehachse im Isozentrum (siehe 5.4.2), detektorseitig wirkt sich hauptsächlich ein Verkippen der Detektorhauptachsen auf die im Rekonstruktionsalgorithmus angenommene optimale Geometrie

aus [156]. Diese Effekte können durch präzise Ausrichtung und Kontrolle des Systems aus Messungen an Kalibrierungsphantomen und entsprechende Auflösungstests minimiert werden. Aufgrund regelungstechnischer oder mechanischer Beschränkungen ist jedoch vor allem bei höchster Auflösung im Mikrometerbereich oft eine softwareseitige Korrektur unvermeidlich. Dabei können Bildverzerrungen aufgrund ungenügender Ausrichtung dann durch Bildverarbeitungsalgorithmen vor der Rekonstruktion korrigiert werden oder während der Rekonstruktion die gemessenen Abweichungen miteinbezogen werden [157]. Neben den mechanischen Komponenten sorgen die Fokusverteilung, Röntgenstreuung mit der zugehörigen Erhöhung des Rauschen sowie die detektiven Quantenausbeute des Detektors [158] für eine Unschärfe in den Projektionen und damit auch im rekonstruierten Bild. Eine vergleichende Darstellung der Einflussstärken aller auftretenden Effekte für verschiedene Systemkonfigurationen ist z. B. in [159] zu finden. Um die inhärenten Unschärfen und das Rauschen des CT-Systems zu unterdrücken, werden ebenfalls Bildverarbeitungsmethoden aus der Bildrestauration [160, 161] und digitalen Bildverstärkung [162] genutzt, sind aber in den kommerziellen CT-Scannern zur zerstörungsfreien Materialprüfung zumeist nicht implementiert.

Die Analyse der Bilddaten im Anschluss an die Rekonstruktion dient der Bestimmung charakteristischer Größen und Verteilungen der Mikrostruktur auf verschiedenen Größenskalen. Bei Schäumen und porenbehafteten Werkstoffen ist überwiegend eine genaue Charakterisierung der Porengeometrie, Wandstärken und Porenorientierung von Interesse [163, 164].

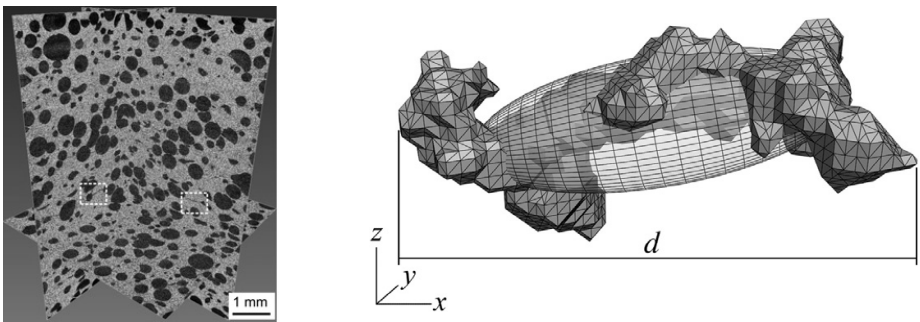


Abbildung 2.26: Analyse von Porenkonfiguration in Abhängigkeit der Prozessparameter [165] (links), und Approximation einer Pore eines Kohlenstoff/Kohlenstoff-Verbunds mit angenähertem Ellipsoid aus den Grauwertmomenten sowie Volumennetz für die FEM [166] (rechts).

Dabei lässt sich aus den gewonnenen Porencharakteristika einerseits eine Verknüpfung mit Prozessparametern ableiten, andererseits erlaubt die vereinfachte Approximation mittels geometrischer Primitive eine schnelle analytische Modellierung der mechanischen Eigenschaften (siehe Abb. 2.26). Schließlich erlaubt die Messung der relativen Dichte die Erfassung von Gradienten im Aufschäumprozess während der Fertigung.

Ein zusätzliches charakteristisches Merkmal von Poren ist durch die Oberflächenbeschaffenheit gegeben. Vor allem in Bezug auf das Schädigungsverhalten hat die Ausformung und lokale Oberflächenkrümmung von Poren einen starken Einfluss auf die Wirkung als Riss- oder Schädigungsinitiatoren. Die Oberflächencharakteristik kann dann durch verschieden Verfahren wie z. B. Fourierdeskriptoren [167] oder lokale Oberflächenkrümmung [168] zur Klassifizierung der Poren herangezogen werden. Trotz der Definition einer Vielzahl solcher Merkmale hat sich der Einsatz von Klassifizierungsanwendungen verknüpft mit einer Schädigungsuntersuchung bisher nicht verbreitet, da für jedes zu untersuchende Material zu aller erst eine Eichung bzw. Verifizierung der Merkmale notwendig ist. Dies ist vor allem in Zusammenhang mit Verbundwerkstoffen schwierig da hier die Porencharakteristik grundlegend von den Verstärkungselementen oder sekundären Phasen bestimmt wird. Daher ist bei der Porengeometrie und der Lokalisierung mit einer engen Verknüpfung zur Form der Faserpreforms (Matten, Gewebe), der Fertigung und Werkzeugbeschaffenheit sowie vorhandenen Unregelmäßigkeiten der Faseranordnung und Infiltration zu rechnen. Die Beschreibung der Poren ist daher zuerst quantitativ an Einzelporen unter Berücksichtigung der Faserarchitektur auf den verschiedenen Größenskalen notwendig. Die Faserarchitektur muss dann zusätzlich zum Vergleich des Fertigungseinflusses sowohl vor als auch nach dem Preformungs- und Infiltrationsprozess erfasst werden [154], um eine anschließende exakte Simulation aus der Bildanalyse erzeugen zu können (siehe Abb. 2.27).

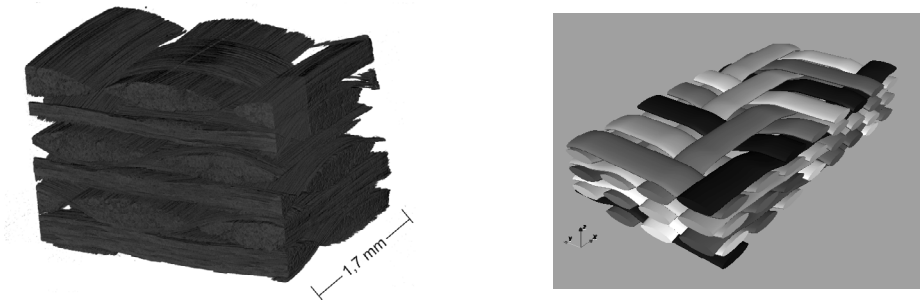


Abbildung 2.27: Strukturcharakterisierung an einem 3D-Gelege mittels computertomographischer Bilddaten (links) und Übersetzung in ein CAD-Modell zur FE-Modellierung mit TexGen [169] (rechts).

Für nicht-periodische oder zufällig faserverstärkte Werkstoffe sind vor allem die Richtungs- und Faserlängenverteilungen zur anschließenden Modellierung der Materialeigenschaften von Bedeutung. Dabei hat sich in der medizinischen Anwendung an beispielsweise Collagenfasern die Berechnung auf Basis der Hesse-Matrix verbreitet [170], als alternative Methode kann unter Verwendung anisotroper Gaussfilter eine präzisere Orientierungsbestimmung bei vorhandenem Faserüberlapp und Faserkrümmung sowie Bildrauschen erreicht werden [171, 172]. Die extrahierten Faserverteilungen dienen der Modellierung von Fasern bei

möglichst hoher Übereinstimmung mit der Struktur aus CT-Daten (siehe Abb. 2.28 links) und erlauben für kleine Probenausschnitte die Erstellung realistischer, periodischer Modelle zur FE-Simulation [173].

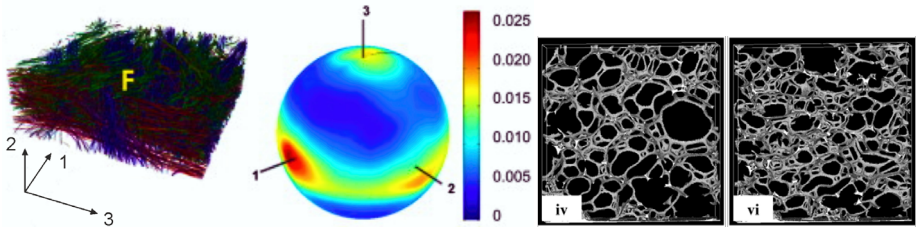


Abbildung 2.28: Faserrichtungscharakterisierung mittels computertomographischer Bilddaten [174] (links) und In-situ-Verformungsuntersuchung eines offenporigen PUR-Schaumes zum Vergleich mit der FE-Modellierung [175] (rechts).

Neben der reinen Mikrostrukturcharakterisierung hat sich durch die Integration von In-Situ-Prüfanlagen zur thermischen oder mechanischen Behandlung von Werkstoffen vor allem im Synchrotronbereich ein erstes Anwendungsgebiet für In-situ-Dehnungsmessungen aus den 3D-Bilddaten ergeben [175] (siehe Abb. 2.28 rechts), welches durch Verbesserung der Instrumentalisierung und Bildkorrelationsalgorithmen zu Dehnungsmessung auch an Labor-CT-Geräten Einsatz findet [176].

Die Anwendung der Computertomographie und der 3D-Bildanalyse im Bereich der Verbundwerkstoffe und Werkstoffverbunde stellt aufgrund der zuvor beschriebenen Entwicklungen und Anwendungsgebiete ein unverzichtbares Werkzeug in deren materialographischer Untersuchung dar. Darüber hinaus sind die Größenskalen der Komponenten sowie der Schädigungszonen auf der Mikro- und Mesoskala insbesondere für den Auflösungsbereich der Computertomographie geeignet.

3 Analytische Materialmodellierung und FEM-Simulation

3.1 Materialmodelle zur Beschreibung der elastischen Eigenschaften von Deckschicht und Kern

3.1.1 Homogenisierungsmethoden

In dem in dieser Arbeit verwendeten Modell wurde eine zweistufige Homogenisierung der Fasern und der Polyurethanmatrix angewendet (siehe Abb. 3.1). Dazu wurde eine intensive Analyse der Mikrostruktur auf der Ebene der Einzelfasern und der Rovinglebene durchgeführt, um den Faservolumenanteil, die Faserorientierung und die Clusterbildung als Eingangsdaten in die Modellbildung einzuführen.

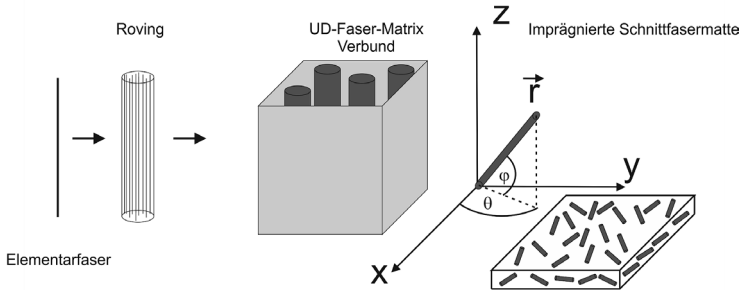


Abbildung 3.1: Mehrstufige Modellierung von Glasfasern in Schnittfasermatten bei der Deckschichtherstellung.

Allgemein ist eine Beschreibung der räumlichen Orientierungsverteilung über Orientierungstensoren und Faserorientierungsverteilungen (FOD) möglich [177–179]. In der hier verwendeten Charakterisierungsmethode wurden dreidimensionale Orientierungsverteilungsfunktionen der Rovings erfasst [180, 181], um eine Homogenisierung der Gesamtsteifigkeit der Deckschicht zu ermöglichen. Zur Anwendung klassischer Homogenisierungsverfahren auf das effektive Medium eines repräsentativen Volumenelements (RVE) müssen die globalen Spannungs- und Dehnungsfelder Σ und Γ als die Mittelung über die lokalen Spannungs- und Dehnungsfelder σ und ϵ definiert werden können. Um diese Bedingung zu erfüllen, ist es nötig eine eindeutige Skalentrennung zwischen den Skalen der Mikrostruktur zu erkennen. Als allgemeine Definition gilt $d \ll l \ll L$ wobei d die charakteristische Länge der Inhomogenitäten, l die Größe des RVE und L die Größe des Probenmaßstabs sind [182]. Die effektiven Eigenschaften werden durch Volumen-Mittelwertbildung der Felder über ein RVE auf einer mesoskopischen Längenskala zwischen der mikroskopischen Skala des heterogenen Mikrostruktur und der homogenen, makroskopischen Skala auf Probenebene [183] berechnet. Die Formulierung der Zustandsgleichungen erfolgt dann über den Volumenmittelwert der Spannungs- und Dehnungstensoren sowie der Formänderungsenergie

[184, 185] unter Beachtung homogener Spannungs- oder Dehnungsrandbedingungen:

$$\Sigma = \langle \sigma \rangle = \frac{1}{V} \int_V \sigma dx; \quad \Gamma = \langle \epsilon \rangle = \frac{1}{V} \int_V \epsilon dx. \quad (3.1)$$

Im nächsten Schritt der Homogenisierungsprozedur werden die lokalen Felder durch Testfunktionen der globalen Felder ersetzt. Diese den makroskopischen Feldern genügenden Lokalisierungstensoren vierter Stufe \mathcal{A} und \mathcal{B} können unter Beschränkung auf die lineare Elastizitätstheorie als einfache Tensorfelder $\epsilon = \mathcal{A} : \Gamma$, $\sigma = \mathcal{B} : \Sigma$ dargestellt werden. Durch Kenntnis der lokalen Zustandsgleichungen $\sigma = C : \epsilon$ und $\epsilon = S : \sigma$ lässt sich dann die effektive Materialnachgiebigkeit und Steifigkeit definieren [186]:

$$\Gamma = \langle S : \mathcal{B} \rangle : \Sigma = S_{eff} : \Sigma; \quad \Sigma = \langle C : \mathcal{A} \rangle : \Gamma = C_{eff} : \Gamma. \quad (3.2)$$

Dabei ergibt sich für die effektiven Eigenschaften eines zweiphasigen Verbundwerkstoffes ausgedrückt durch die Matrix- und Verstärkungseigenschaften sowie die Lokalisierungstensoren nach [184]:

$$S_{eff} = S_m + V_f(S_f - S_m)\mathcal{B}; \quad C_{eff} = C_m + V_f(C_f - C_m)\mathcal{A}. \quad (3.3)$$

Die Wahl der Lokalisierungstensoren \mathcal{A} und \mathcal{B} erlaubt nun die effektiven Materialeigenschaften näherungsweise zu berechnen. Ersetzt man die Lokalisierungs- durch die Einheitstensoren, so ergeben sich aus Gl. (3.3) die obere und untere Grenze nach Voigt [187] mit $\mathcal{A} = I$ und Reuss [25] mit $\mathcal{B} = I$. Bei genauerer Betrachtung der zweiten Phase in Bezug auf Morphologie und Orientierung lassen sich auf Basis der Eshelby-Lösung [188–190] weitere Lokalisierungsnäherungen konstruieren. Unter der Annahme von Eshelbys Äquivalenzprinzip [188] kann das durch die ellipsoidförmigen Einschlüsse erzeugte Dehnungsfeld ϵ' in ein Eigendehnungsfeld ϵ^* überführt werden, indem die Einschlüsse durch das entsprechende Matrixmaterial ersetzt werden. Dies führt auf die durch

$$C_f : (\epsilon^0 + \epsilon') = C_m : (\epsilon^0 + \epsilon' - \epsilon^*) \quad (3.4)$$

ausgedrückte Äquivalenz der Spannungsfelder mit der aufgeprägten Fernfelddehnung ϵ^0 , der Störfelddehnung im Verbund aus Matrix und Einschluss ϵ' sowie der Eigendehnung ϵ^* [183]. Die Lösung für das Störfeld ϵ' kann auf Basis der Green'schen Funktion [190] erfolgen und führt schließlich auf den Eshelby Tensor S welcher einen gleichförmigen Zusammenhang zwischen dem Verbundfeld und dem Eigendehnungsfeld innerhalb des Einschlusses herstellt $\epsilon' = S\epsilon^*$. Zur Berechnung von faserverstärkten Medien werden die Fasern als Ellipsoide mit großem Achsenverhältnis l/d oder als zylindrische Inhomogenitäten behandelt. Im einfachen Fall einer verdünnten Defektverteilung mit einem Faservolumengehalt bis zu 1 % wird das angewandte Fernfeld der Dehnung mit dem mittleren Dehnungsfeld gleichgesetzt, wodurch sich über die Äquivalenz der Spannungen nach Gl. (3.4) die Übertragung der

mittleren Dehnung auf die lokale Faserdehnung zu

$$\epsilon^0 + \epsilon' = (I + (C_f - C_m)SS_m)^{-1} \epsilon^0 \quad \Longrightarrow \quad \epsilon^f = \mathcal{A}^{Esh} \epsilon^0 \quad (3.5)$$

ergibt. Der direkte Vergleich mit Gl. (3.3-3.4) definiert somit den Lokalisierungstensor \mathcal{A}^{Esh} der Eshelby-Methode. Die Erweiterung der Eshelby-Theorie auf höhere Faserkonzentrationen erfolgt unter der Annahme, dass die gemittelte Dehnung in der Verstärkungsphase über den Lokalisierungstensor nach Eshelby direkt mit der mittleren Dehnung der Matrixphase verknüpft ist [191, 192]. Mit der Definition

$$\epsilon^f = \mathcal{A}^{Esh}(\epsilon^0 + \epsilon' - \epsilon^*) \quad \Longrightarrow \quad \epsilon^f = \mathcal{A}^{Esh} \epsilon^m \quad (3.6)$$

ergibt sich durch Umformung auf die mittlere Dehnung des Verbunds der Mori-Tanaka Lokalisierungstensor zu:

$$\mathcal{A}^{MT} = \mathcal{A}^{Esh} \left((1 - \nu_f)I + \nu_f \mathcal{A}^{Esh} \right)^{-1}. \quad (3.7)$$

Die Berechnung elastischer Konstanten für verschiedene Konfigurationen von Faserverstärkungen und Faserverteilungen aus dem Mori-Tanaka Ansatz findet sich z. B. in [181, 193–197]. Die Erweiterung zur Selbstkonsistenzmethode nach Hill [184, 185] bettet den Einschluss in eine Matrix mit den Eigenschaften des Gesamtverbundes ein. Daraus resultiert der Lokalisierungstensor der Selbstkonsistenzmethode $\mathcal{A}^{SC} = (I + (C_f - C_{eff})SS_{eff})^{-1}$, welcher im allgemeinen Fall durch ein iteratives Schema aus einer Anfangsannahme für die Verbundeigenschaften und den Eshelbytensor berechnet werden kann. Für den Fall eines zylindrischen Einschlusses ist nach [184] eine nicht-numerische Lösung möglich. Eine Erweiterung der Selbstkonsistenzmethode stellt die generalisierte Selbstkonsistenzmethode nach Hermans [198] und Christensen [199] dar. Hierbei findet die Einbettung der Inhomogenitäten durch eine zweistufige Einbettung des Einschlusses zuerst in umschließendes Matrixmaterial und daraufhin in die effektive Matrix statt. Eine weitere Möglichkeit, die Felder in einem durch einen faserförmigen Einschluss gestörten Medium zu beschreiben, beruht auf der Grundlage des „Kelvin-State“-Modells [200]. Die Störung durch einen länglichen, linienartigen Einschluss wird dabei durch eine Linienverteilungsfunktion als Überlagerung der Wirkung einer punktförmigen Kraftquelle [201] angenähert. Durch Ensemble-Mittelung nach Gl. (3.1) der angreifenden Spannungen kann eine Zustandsgleichung für die effektive Spannung aufgestellt werden [202]. Die Lösung der entsprechenden Gleichungen führt dann auf Ausdrücke für verschieden verteilte Fasern

$$E_{eff} = V_m E_m + \frac{1}{1 + \frac{\theta}{7}} V_f E_f \quad \text{UD-Verteilung der Fasern} \quad (3.8)$$

$$E_{eff} = V_m E_m + \frac{3}{8} \frac{V_f E_f}{1 + \frac{\theta}{7}} \quad \text{Ebene Zufallsverteilung der Fasern} \quad (3.9)$$

mit $\frac{\theta}{7} = \frac{1}{4}(1 + \nu_m) \frac{E_f}{E_m} \left(\frac{d}{l} \right) \ln \left(\frac{2l}{d} \right)$ [202]. Aus den Energieprinzipien der linear elastischen Mechanik können weitere obere und untere Grenzen der effektive elastischen Eigenschaften

nach Hashin, Shtrikman und Walpole bestimmt werden [203–205]. Das zu variierende Energiefunktional nimmt dann folgende stationäre Form an [193]

$$\delta \left[\frac{1}{V} \int \sigma^p : (C - C_0)^{-1} : \sigma^p + \frac{1}{V} \int \sigma^p : \Gamma : \sigma^p - 2 \frac{1}{V} \int \sigma^p : \bar{\epsilon} \right] = 0 \quad (3.10)$$

mit σ^p als Spannungspolarisationstensor und $\Gamma \sigma^p = \bar{\epsilon} - \epsilon(x)$ als Ausdruck für das elastische Störfeld. Aus dem stationären Wert des Funktionals können obere und untere Grenzen für die effektive Steifigkeit C_{eff} bei Verwendung ellipsoidaler Symmetrie (siehe Eshelby-Prinzip) angegeben werden. Der enge Zusammenhang zwischen den Hashin-Shtrikman-Grenzen und dem Eshelby-Prinzip erlaubt die analoge Formulierung über Lokalisierungstensoren, welche die obere und untere Grenze durch Wahl des Referenzmaterials $C_0 = C_f$ bzw. $C_0 = C_m$ repräsentieren

$$\mathcal{A}^u = (I + ES_f(C_m - C_f))^{-1} \quad \mathcal{A}^l = (I + ES_m(C_f - C_m))^{-1}. \quad (3.11)$$

Im Fall isotroper Matrix und Faser ergeben sich die Grenzen in Form der elastischen Konstanten zu [193]

$$K_l = K_2 + \frac{V_1}{\frac{1}{K_1 - K_2} + \frac{V_2}{K_2 + \mu_2}}; \quad K_u = K_1 + \frac{V_2}{\frac{1}{K_2 - K_1} + \frac{V_1}{K_1 + \mu_1}} \quad (3.12)$$

$$\mu_l = \mu_2 + \frac{V_1}{\frac{1}{\mu_1 - \mu_2} + \frac{V_2(K_2 + 2\mu_2)}{2\mu_2(K_2 + \mu_2)}}; \quad \mu_u = \mu_1 + \frac{V_2}{\frac{1}{\mu_2 - \mu_1} + \frac{V_1(K_1 + 2\mu_1)}{2\mu_1(K_1 + \mu_1)}} \quad (3.13)$$

wobei V_i die Phasenvolumenanteile und K_i, μ_i der Kompressions- und Schubmodul sind. Die Erweiterung auf anisotrope Phasen wurde von Walpole [206–208] hergeleitet und erlaubt die mehrstufige Homogenisierung von Filamenten und Rovings. Einen Überblick über die Berechnung der verschiedenen elastischen Konstanten und deren Grenzen nach Hashin-Shtrikman-Walpole bietet [209]. Die Halpin-Tsai Gleichungen [210–213] erlauben die Berechnung unidirektionaler Faserverbunde durch eine verallgemeinerte Gleichung auf Basis der elastischen Konstanten der einzelnen Phasen M_f :

$$\frac{M}{M_m} = \frac{1 + \xi \eta V_f}{1 - \eta V_f} \quad \eta = \frac{\frac{M_f}{M_m} - 1}{\frac{M_f}{M_m} + 1}. \quad (3.14)$$

Für den empirischen Parameter ξ im Fall kontinuierlicher Fasern konnten durch Halpin und Tsai Werte für verschiedene elastischen Konstanten transversal isotoper Faserkonfigurationen mit $0 \leq \xi \leq 2$ durch Vergleich mit Finite-Elemente Simulationen und experimentellen Werten ermittelt werden.

3.1.2 Modelle auf Basis der Laminattheorie

Die Laminattheorie [214, 215] kann im Fall ebener Spannungszustände in orthotropen Schichtverbunden dazu verwendet werden, die Eigenschaften eines Mehrschichtaufbaues in Bezug auf Normal-, Biege- und Torsionsspannungen zu beschreiben. Durch Drehung des UD-Laminats in Bezug auf das ortsfeste Koordinatensystem, lassen sich die globalen Spannungen und Dehnungen ins lokale Koordinatensystem transformieren. Die winkelabhängige Plattensteifigkeit ergibt sich aus der Transformationsgleichung $Q(\theta) = T^{-1}QT^{-T}$. Durch Verwendung materialographischer Informationen über die Mikrostruktur der Schnittfasermatten kann mit Hilfe des „Laminated Random Strand“ (LRS) Modells nach Ionita und Weitsman [216, 217] die Steifigkeit beschrieben werden. Dabei wurde ein dem dort auf Kohlenstofffaserlaminat angewandten Modell analoges Vorgehen für die zufällig verteilten Glasfasern in der Polyurethanmatrix gewählt. In einem ersten Schritt fand eine Homogenisierung der einzelnen Glasfaserfilamente innerhalb des Schnittrovings statt, wodurch für die UD Lage die Plattensteifigkeitsmatrix Q aufgestellt werden kann. Da die UD-Lage jeweils immer gemeinsam mit dem umgebenden Matrixmaterial betrachtet wird, muss in dem ersten Homogenisierungsschritt bis auf den insgesamt vorhandenen Faservolumengehalt der Deckschicht homogenisiert werden. Für jeden einzelnen Faseroving wird dann die Drehung der Plattensteifigkeitsmatrix Q_{kl}^n durchgeführt, wobei die den Roving enthaltende Laminebene (mit Dicke h^s) nach der klassischen Laminattheorie transformiert wird. Der Beitrag der Roving-Einzellage wird dann mit dem Flächenanteil A_r des Rovings in dem zu untersuchenden Fenster (L, W) gewichtet, welcher aus der Projektion der Länge und Breite (l^n, w^n) des Rovings n auf die UD-Ebene bestimmt werden kann:

$$Q_{ij}^{(s)} = h^s / H \sum A_r Q_{k_{n=1}}^{N^s} \text{ mit } A_r = \frac{l^n w^n}{LW}. \quad (3.15)$$

Daraus kann abschließend die gesamte Plattensteifigkeitsmatrix unter der vereinfachten Annahme einer konstanten Lagendicke ($h^s = h = \text{konst.}$) berechnet werden:

$$A_{ij} = \sum_{s=1}^{H/h} h Q_{ij}^s; \quad B_{ij} = \sum_{s=1}^{H/h} z_s h Q_{ij}^s; \quad D_{ij} = \sum_{s=1}^{H/h} z_s^2 h Q_{ij}^s. \quad (3.16)$$

Hierbei gibt das Verhältnisse $\frac{H}{h^s}$ die Anzahl der Einzellagen der Deckschicht an, welche durch stapeln der Schnittfasermatten zur Gesamthöhe H aufaddiert werden.

3.1.3 Modellierung des Versagens mit Versagenkriterien für Faserverbundwerkstoffe

Um über die elastischen Eigenschaften hinaus Aussagen über das Versagen der Deckschicht vornehmen zu können, kann mit Hilfe des LRS Modellierungsansatzes auch ein Versagensmodell erstellt werden. Hierzu werden in den Modellgeometrien die Geometrieparameter an die Bedingungen eines Zugversuches angepasst, während gleichzeitig ein Versagenkriterium mit in die Berechnung aufgenommen wird. Als Versagenkriteri-

um bieten sich eine Vielzahl verschiedener Kriterien an [218–220]; diese unterscheiden sich vor allem in der Anzahl einzelner Versagensmöglichkeiten des Verbundwerkstoffes, welche unterschieden und getrennt betrachtet werden. Als universales Versagenkriterium für Verbundwerkstoffe hat sich das Tsai-Wu Kriterium ohne Unterscheidung einzelner Versagensmechanismen erwiesen. Dabei wird die Versagensquadratik im Spannungsraum über die folgende Gleichung definiert:

$$F_1\sigma_1 + F_2\sigma_2 + F_6\sigma_6 + F_{11}\sigma_1^2 + F_{22}\sigma_2^2 + F_{66}\sigma_6^2 + 2F_{12}\sigma_1\sigma_2 = 1. \quad (3.17)$$

In Kombination mit dem LRS Modell lassen sich die Spannungskriterien für Versagen der Faserverstärkung getrennt betrachten. Somit kann iterativ auf jede Faser inklusive des zugeordneten Matrixanteils die vorgegebene Spannung aufgebracht werden. Ist dann das Bruchkriterium für die in das entsprechende lokale Koordinatensystem transformierte Spannungskonzentration erfüllt, wird die Faser als gebrochen charakterisiert und trägt nicht weiter zur Festigkeit und Steifigkeit des Verbunds bei. Sequentiell wird so die Spannung zwischen den Fasern aufgeteilt bis alle restlichen Fasern ohne Erfüllen des Bruchkriteriums die Spannung ertragen. In diesem Fall ist die Bruchfestigkeit des Verbundes noch nicht erreicht und somit kann die globale Spannung in einem nächsten Schritt weiter erhöht werden, bis im letzten Schritt alle Fasern das Bruchkriterium erfüllen und die aktuell anliegende Spannung als Bruchspannung erfasst wird [217].

3.2 Materialmodell der Kernstruktur

3.2.1 Analytisches Modell der Kernstrukturmechanik

3.2.1.1 Modellierung des elastischen Schub- und Zug-/Druckverhaltens

Grundsätzlich lassen sich die elastischen Eigenschaften in Zug und Druck durch die elastischen Eigenschaften des Papiergrundmaterials ausdrücken. Dabei wird der Flächenanteil der Wandungen auf die Grundfläche der geometrischen Einheitszelle normiert [47]. Der effektive Elastizitätsmodul und die effektive Festigkeit orthogonal zur Transversalebene, kann für die Optimalgeometrie über die relative Dichte $\frac{\rho^*}{\rho_s}$ beschrieben werden. Hierbei ist jedoch ein Erfassen der Dickschwankungen des Grundmaterials sowie eine eventuelle Neigung der Zellwände, welche zu einer ungleichmäßigen Belastung im Zugbereich bzw. zu elastischem Beulen im Druckbereich führt, notwendig [221]. Ähnliche mathematische Zusammenhänge können auch unter Betrachtung der Biegung und Verformung der Zellwände für die Schub- und Druckeigenschaften hergeleitet werden. Zur Anwendung auf die Wellstegwaben können dabei verschiedene analytische Ansätze verwendet werden, welche z. B. über eine der Laminattheorie analoge Betrachtung die entlang der Welle variierenden, anisotropen Materialeigenschaften mit einbeziehen [111, 222]. Die Energieprinzipien der Minimierung des Gesamt- und Komplementärpotenzials erlauben die Berechnung der effektiven elastischen Eigenschaften in der Kernebene durch Anwendung des Satzes von

Castigliano [112–114]. Schließlich erlaubt die Berechnung mittels asymptotischer Homogenisierungsmethoden auch für die Out-of-Plane Konstanten G_{xz} und G_{yz} eine exakte Lösung zu berechnen [84].

3.2.1.2 Plastisches Versagen der Kernstruktur

Das plastische Versagen der Kernstruktur kann im Fall von Zugbelastung durch Strukturnormierung der Feststoffeigenschaften entlang der Linerlagen und senkrecht zur Kernebene berechnet werden. Bei Druckbelastung muss jedoch auch das Beulverhalten der Linerabschnitte mit berücksichtigt werden. Das grundlegende Vorgehen - basierend auf den Beulformeln und der Berechnung des Flächenträgheitsmomentes der komplexen Kernstruktur - ermöglicht mit der mechanischen Beschreibung orthotroper Platten die strukturelle Orthotropie durch eine äquivalente orthotrope Platte zu ersetzen [223]. Experimentelle Untersuchungen der mechanischen Eigenschaften einer einzelnen Wellstruktur sind z. B. in [224] für die effektiven Materialeigenschaften zu finden. In den Arbeiten von Gibson [46, 47] zum Beulverhalten hexagonaler Sandwichkerne zeigt sich eine gute Abschätzung durch die Annahme simultaner Beulverformung aller Zellwände innerhalb der Einheitszelle. Durch abschnittsweise Linearisierung der Zellen kann dann durch Superposition der Plattenbeulung in einfachster Form und des Druckversagens (σ_D) die kritische Gesamtbeulkraft $P_{kr,ges}$ aus den Breitenverteilungen ($\psi(b)$; $0 < b_p < b_{p,max}$) und Materialeigenschaften berechnet werden:

$$P_{kr,ges} = \int_0^{b_{p,kr}} \psi(b) \sigma_D t b_p db_p + \int_{b_{p,kr}}^{b_{p,max}} \psi(b) \frac{K_c \pi^2 \sqrt{E_1 E_2}}{12(1 - \nu_{12} \nu_{21})} \frac{t^3}{b_p} db_p. \quad (3.18)$$

Zusätzlich kann die Wanddicke durch eine mittlere Dicke \bar{t} , welche den Unregelmäßigkeiten durch die Klebung und den Fertigungsvarianzen der Zellwände Rechnung trägt, noch realitätsnah abgebildet werden. Die genaue Beurteilung der Beulverformung kann dann

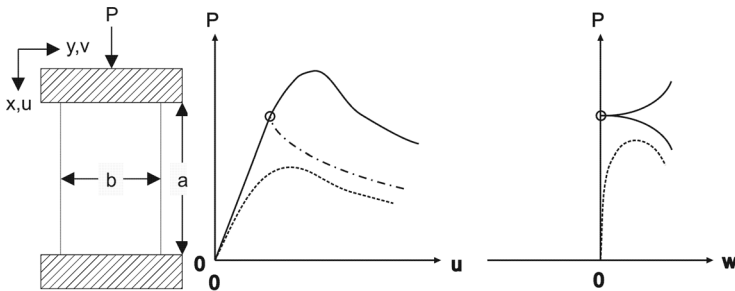


Abbildung 3.2: Instabiles „Post-Buckling“ einer rechteckigen Platte (links) und Kraft-Verschiebungs- sowie Kraft-Beulverlauf nach [225]

als stabiles Beulverhalten oder instabiles Beulverhalten nach Erreichen der kritischen Beullast am Verzweigungspunkt eingeordnet werden (siehe Abb. 3.2 rechts). Im Fall heterogener Materialien und fehlerbehafteter Werkstoffe sind dann deutliche Abweichungen von der Idealkurve je nach Randbedingungen und komplexen Spannungsverteilungen innerhalb des Plattenelements zu erwarten. Der Einfluss der Randbedingungen an den Randbereichen der Plattenelemente, welche eine Rotationseinschränkung der Platten erzeugen, zeigt außerdem eine gute Übereinstimmung mit experimentellen Ergebnissen und den in numerischen Berechnungen gewonnenen Daten [117, 226].

3.2.2 FEM-Modellierung des Kernmaterials

Die Modellierung der Wabenkernstrukturen und deren elastischen Eigenschaften ist heute mit der Finite-Elemente-Methode (FEM) möglich. Dabei kann die periodische Kernstruktur als zweidimensionales Modell mit wenig Rechenaufwand abgebildet werden [76, 227]. Die Benutzung dreidimensionaler Modelle ist zwar mit zusätzlichen Rechenzeiten verbunden, kann aber die später auch im Sandwich auftretenden Verformungen inklusive der durch die später vorhandenen Deckschichten aufgezwungenen Randbedingungen genauer abbilden [82, 221]. Auf die Einzelheiten der Modellierung und Homogenisierung verschiedener Wabenstrukturen wird auf die im Abschn. 2.3.4 beschriebenen Effekte und Methoden aus der Literatur verwiesen.

3.3 Modellierung des Impact- und Eindringverhaltens

Die Einwirkung konzentrierter Kräfte auf Verbund- und vor allem Sandwichwerkstoffe spielt sowohl im Luftfahrt- als auch im Fahrzeugbereich eine entscheidende Rolle. Dabei ist weniger die Stabilität des gesamten Sandwich an sich, sondern vor allem das lokale Aufprallenergieaufnahmevermögen des Verbunds von großer Bedeutung. Dabei kann vor allem die Skala der Kernmikrostruktur bei Honigwaben- oder Faltern zu deutlichen Abweichungen im Vergleich zum homogenen Werkstoff führen [12]. Für die beanspruchungnahe Charakterisierung von Einschlagereignissen werden verschiedene Klassen unterschieden, welche wiederum durch unterschiedliche Prüfmethode untersucht werden können. Die Unterscheidung erfolgt dabei hauptsächlich durch die Einschlaggeschwindigkeit und die somit eingebrachte Energie [228] (siehe Tabelle 3.1).

Tabelle 3.1: Klassifizierung von Einschlagereignissen nach Geschwindigkeiten.

	Low-Velocity Impact	Ballistic Impact	Hypervelocity Impact
<i>Geschwindigkeiten</i>	1 - 30 m/s	30 - 1000 m/s	> 1km/s
<i>Beispiele</i>	herunterfallendes Werkzeug, Herstellungs- oder Wartungsschäden, Schottererschlag	Landbahntrümmer oder Vogelschlag in der Luftfahrt	Weltraumschrott oder Meteoriteneinschlag in der Raumfahrt

Die in dieser Arbeit untersuchten Einschlaggeschwindigkeiten im Bereich des Fahrzeugbaus dient vor allem der Erfassung des Kraftverlaufs sowie der Beschreibung der Schädigung der Sandwichstruktur und der Restfestigkeit. Einen umfangreichen Überblick über Modelle und Methoden zur Einschlaguntersuchung auf Sandwich- und Verbundwerkstoffe findet man in [228]. Die Kategorisierung der verschiedenen Impaktmodelle lässt sich nach [229, 230] in energiebasierte Modelle, Halbraummodelle und Feder-Dämpfer-Modelle einteilen.

3.3.1 Quasi-statisches Eindringverhalten

Bevor eine Modellierung eines Einschlagereignisses unter dynamischen Bedingungen erfolgen kann, müssen die Versagensmechanismen und Deformationsvorgänge im quasi-statischen Fall genau untersucht werden. Dabei treten sowohl Abhängigkeiten von der Projektilgeometrie als auch von den Lagerbedingungen auf. In dieser Arbeit ist die Projektilgeometrie auf hemisphärische oder sphärische Indentern beschränkt. Im Bereich der Verbundplatten ist das klassische Hertz'sche Kontaktgesetz $P = k\alpha^{3/2}$ [231] bei vielen Materialien und für kleine Eindringtiefen α anwendbar, selbst wenn die Annahmen elastischen Verhaltens oder einer Isotropie nicht erfüllt sind. Alternativ sind für Sandwichplatten oft auch lineare Kontaktgesetze anwendbar [228, 232] solange keine plastische Verformung des Kernmaterials auftritt. Im Bereich der Wabenkerne zeigt ein auf den Minimalprinzipien für die Verformungsenergie beruhendes Kontaktgesetz nach Zhou/Stronge oder Hoo-Fatt [233–235] im quasi-statischen Bereich eine sehr genaue Beschreibung der Verformungsvorgänge. Dabei werden in dem Kontaktgesetz von Zhou und Stronge [232, 236, 237] sowohl die Verformungsenergien, welche durch lokale und globale Deckschichtbiegung sowie durch Membranspannungszustände als auch durch plastische Verformung des Kernmaterials hervorgerufen werden, betrachtet. Der Schädigungsverlauf bei quasi-statischen Eindringversuchen läuft bis zur Schädigung der Deckschicht in zwei Stadien ab. Dabei wird eine erste Minderung der Sandwichsteifigkeit bei Einsetzen der plastischen Verformung im Kernmaterial (P_{max}) beobachtet.

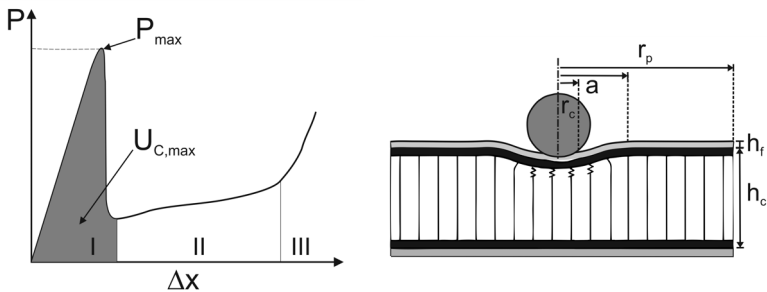


Abbildung 3.3: Schematischer Druckkraftverlauf im Fall eines Druckversuchs an einem Wabenkern (links), lokale plastische Verformung bei Eindringen eines sphärischen Indenters mit entsprechenden geometrischen Größen der Wirkzonen (rechts).

Der Steifigkeitsabfall lässt sich dabei durch das Erreichen der Maximalspannung im Kernmaterial bei gleichzeitiger elastischer Verformung der Deckschicht erklären (siehe Abb. 3.3 links). Bei Erreichen dieser Grenzkraft im lokalen Wirkbereich des Indenters (siehe Abb. 3.3 rechts) kollabieren die dort vorhandenen Zellwände. Betrachtet man die aufgewandte Energie in den verschiedenen Verformungsmodi des Sandwich, so lässt sich die kritische Kraft P_{krit} bei Einsetzen des Versagens aus dem linearen Zusammenhang zwischen Kraft, Eindringtiefe und Energie berechnen [230]:

$$U_b = \frac{32\pi D_f \alpha_0^2}{3a^2}; \quad U_m = 2.59\pi D_f \left(\frac{\alpha^4}{a^2 h_f^2} \right); \quad U_{krit} = U_{C,max}(a) + U_b + U_m$$

$$\implies P_{krit} = \sqrt{2KU_{krit}}. \quad (3.19)$$

Nach Erreichen dieser ersten Schädigung zeigt sich ein weiterer Kraftanstieg bis zum Bruch der Deckschicht und dem Eindringen des Indenters.

3.3.2 Energiebasierte Modelle

Bei Kenntnis der Eindringkörpermasse und der Einschlaggeschwindigkeit ist es möglich, mit der kinetischen Energie unter Kenntnis der aufgewandten Verformungsenergien den Kraft-Zeit-Verlauf zu berechnen

$$U_c + U_{bs} = \frac{P^2}{2K} = \frac{M(V_{in}^2 - V(t)^2)}{2} \quad (3.20)$$

$$(3.21)$$

Hierbei ist die Kenntnis der auftretenden Verformungsmodi (Biege-, Schub- und Kontaktverformung) der Gesamtstruktur und der Einzelkomponenten genauso wichtig für eine exakte Vorhersage, wie die Voraussetzung quasi-statischen Verhaltens [238].

3.3.3 Halbraummodelle

Im Fall vernachlässigbarer globaler Deformation bei relativ kurzer Kontaktzeit im Vergleich zu den Periodendauern der globalen Schwingungsmoden der Gesamtstruktur kann der Kontakt durch ein Eindringen in halb-unendliche Verbundplatten beschrieben werden [239, 240]. Je nach Struktur des Verbundwerkstoffes muss ein z.B. aus statischen Eindringversuchen bestätigtes Kontaktgesetz wie etwa Hertz'scher oder linearer Kontakt ausgewählt werden. Im Fall linearer Kontaktgesetze lässt sich die Lösung auf ein Feder-Dämpfer-Modell zurückführen [228].

3.3.4 Feder-Dämpfer-Modelle

Die Beschreibung der elastischen Verformung und Kraftverläufe gelingt mit sehr einfachen Federmodellen welche den Steifigkeiten der Sandwichkomponenten im Impaktbelastungsfall

Rechnung tragen [233, 241]. Dabei kann durch Modifikation der Freiheitsgrade und Kontaktgesetze, sowie der Einbeziehung der Dissipation als Dämpfermodell, auch eine beim Impakt eintretende Schädigung mit Erfassung der verschiedenen steifigkeitssenkenden Effekte modelliert werden [242, 243].

3.3.5 Dehnraten- und Trägheitseffekte

Dehnratenabhängigkeit und Trägheitseffekte spielen bereits bei sehr geringen Einschlaggeschwindigkeiten eine nicht zu vernachlässigende Rolle und es zeigt sich eine Erhöhung der Kraft zur Schädigungsinitiierung für zunehmende Geschwindigkeiten. Dabei ist der Einfluss hauptsächlich durch Systemeigenschaften wie Masse der Komponenten, Elastizität der Komponenten und die Höhe der Geschwindigkeit im Vergleich zum quasi-statischen Versuch bestimmt [244, 245]. Im Modell ist daher eine Überprüfung des relativen Fehlers durch Trägheitseffekte durchzuführen, um die entsprechenden Terme aufgrund geringer relativer Massenverhältnisse vernachlässigen zu können. Des Weiteren sollte mit dehnratenkorrigierten Größen der Festigkeits- und Steifigkeitsparameter aus dem quasi-statischen Versuch gerechnet werden [246].

4 Versuchswerkstoffe und Probengeometrien

4.1 Sandwichverbundwerkstoff mit Wabenkern und GFK-Deckschicht

4.1.1 Glasfaserverstärkte Deckschicht

Die Deckschichten des Sandwich wurden im PU-Sprühverfahren [2] aus Schnittfasermatten hergestellt. Die Schnittfasermatten der P-D Group aus dem Werk Glasseiden GmbH Oschatz wurden aus E-Glass mit einem Flächengewicht von 300 g/m² und 450 g/m² hergestellt (Bezeichnung MA 141 - 300/450 [247]). Die Glasmatten der PD-Group enthalten einen Faservolumengehalt von 17 % (entsprechend 30 % Fasergewichtsgehalt nach [248]) in der unverpressten Gesamtmatte. Der Faservolumengehalt in den einzelnen Schnittrovings wird zwischen 40 und 70 % angegeben. Dies entspricht bei dem eingesetzten 30 tex Faden einer Faserzahl von 60-100 Filamenten pro Schnittroving. Die Verbindung der 50 mm langen Rovings in der Schnittfasermatte zur Formstabilisierung beruht auf einer Pulverbindung mit einer Lösungsdauer von weniger als 25 s in Styrol entsprechend DIN Norm 52332 [249].

4.1.2 Polyurethansysteme

Für die Herstellung mit abwechselnder Fertigung der oberen und unteren Deckschicht durch eine 180° Drehung des Sandwich ist eine mehrminütige Verarbeitungszeit des Polyurethan nötig um die textilen Halbzeuge zu infiltrieren. Dabei muss die Polyurethanmatrix im Verarbeitungszustand eine ausreichend niedrige Viskosität aufweisen, um durch die Glasfasermatten hindurchzudringen und diese vollständig zu infiltrieren. Zur Herstellung der Sandwichdeckschichten wurde ein 2-Komponentensystem von Bayer Material Science verwendet.

Tabelle 4.1: Baypreg PUR-Eigenschaften nach Bayer Material Design [250] unter Zug- sowie Biegebeanspruchung.

	<i>PUR ohne Trennmittel</i>	<i>PUR mit Trennmittel</i>
Biegeversuche		
Biege E-Modul [MPa]	2872	2625
Biegefestigkeit [MPa]	98	94
Randfaserdehnung [%]	4,63	5,36
Zugversuche		
E-Modul [MPa]	3106	2684
Zugfestigkeit [MPa]	64	59

Die Polyolkomponente (Baypreg VP.PU 01IF15) besitzt bei Raumtemperatur eine Dichte von 1,07 g/cm³ und eine Viskosität von 3279 mPa·s. Die Isocyanantkomponente (Desmodur VP.PU 08IF03) hat eine Dichte bei Raumtemperatur von 1,23 g/cm³ und eine Viskosität von 250-350 mPa·s. Die Sprühparameter und Verarbeitungsschritte sind

detailliert in der Arbeit von Kuppinger zu finden [2] und werden hier nur zusammenfassend dargestellt. Das Mischungsverhältnis von Polyol zu Isocyanat beträgt 1:2-2.4 [250]. Die außerhalb des Werkzeugs hergestellte Preform aus Sandwichkern und trockener Deckschichtmatte benötigt zur weiteren Verarbeitung eine zeitverzögerte Reaktion des Polyurethansystems. Die Verarbeitungszeit von bis zu 45 Minuten bei BayPreg erlaubt somit ein gezieltes, beidseitiges Auftragen des PU sowie das darauf folgende Einlegen der Verbundplatte in den Werkzeugträger bei Raumtemperatur. Bei der anschließenden Erhitzung auf 80-85 °C im Presswerkzeug findet die Durchhärtung in wenigen Minuten statt. Dabei kommt es zum Aufschäumen des Polyurethan mit abnehmender Dichte hin zum Kernmittelpunkt wie in den weiteren Untersuchungen gezeigt werden konnte. Dies ermöglicht gleichzeitig die Herstellung von Sandwichs durch die Anbindung des Schaums an den Kern. Die mechanischen Eigenschaften laut Herstellerangaben für ein unverschäumtes, kompaktes PUR sind in Tab. 4.1 angegeben. In der Sandwichherstellung wurde dabei ein trennmittelfreies PUR System verwendet, um eine bessere Oberflächengüte zu erreichen.

4.1.3 Sinusoidale Papierkerne aus Testliner

Die Papierwaben der Wabenfabrik GmbH [251] wurden aus Testliner 3 Papier [252, 253] mit einem Flächengewicht von 115 g/m² und einer Dicke von nominell 150 µm der Firma Palm Papiere gefertigt. Die Herstellerangaben der mechanischen Kennwerte des Testliner 3 Papieres sind in Tab. 4.2 zusammenfassend angegeben. Dabei muss die anisotrope Papiereigenschaft aufgrund der Herstellungs- und Verarbeitungsrichtung berücksichtigt und entsprechend in „Machining Direction“ (MD) und „Cross Direction“ (CD) unterschieden werden (siehe Tab. 4.2).

Tabelle 4.2: Kennwerte des Testliner 3 Papieres mit einem Flächengewicht von 115 g/m² nach Angaben des Herstellers Papierfabrik Palm GmbH & Co. KG

	Zugfestigkeit [kN/m]	Dehnung [%]	E-Modul [GPa]
	CD/MD	CD/MD	CD/MD
Mittelwert	2,81/9,44	2,74/1,64	0,57/3,2
Standardabweichung	0,24/1,08	0,26/0,09	-

Hier wurden die elastischen Eigenschaften unter der Annahme eines spröden Bruchverhalten aus dem Sekanten-E-Modul (siehe Absch. 2.3.4.2) umgerechnet. Der Vergleich mit weiteren Herstellerangaben (siehe SCA [254]) zeigt aufgrund der von SCA vorgenommenen lokalen Dehnungsmessung wie erwartet eine deutliche Unterschätzung des aus der Sekante ermittelten E-Moduls gegenüber dem realen E-Modul des SCA Papieres um bis zu 50%. Aufgrund dessen wurde durch Vergleich der Festigkeiten des Palm Papieres mit den Testliner 3 Papieren von SCA der entsprechend passende E-Modul aus den SCA Herstellerangaben mit lokaler Dehnungsmessung ausgewählt und in der weiteren Modellierung und Berechnung verwendet (siehe Abb. 4.1).

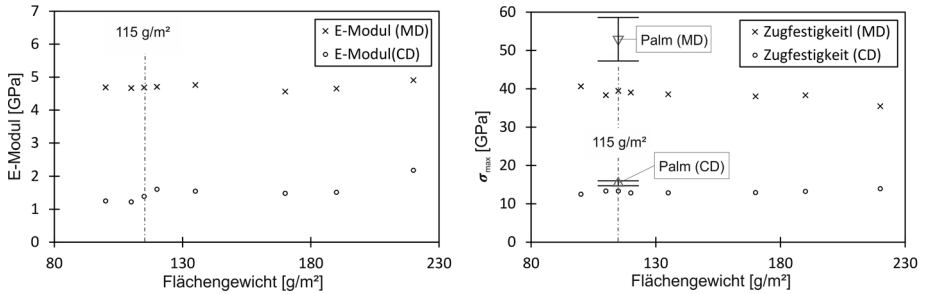


Abbildung 4.1: E-Modul bestimmt aus der Dehnsteifigkeit nach ISO 1924-3 von SCA Testliner [254] (links) und Zugfestigkeit des Testliner 3 Papiers nach Herstellerangaben von SCA im Vergleich zum Palm Papier (rechts).

Alle weiteren elastischen Kennwerte wurden im Hinblick auf die schwierige Messbarkeit und fehlenden Herstellerangaben auf Basis der in Abschn. 2.3.4.2 dargestellten Zusammenhänge berechnet. Die im Weiteren mit dem Testliner 3 Papier hergestellten sinusoidalen Wabenkerne können in variierender Geometrie und Papierstärke hergestellt werden. Die Wellpapierkerne des Typ A haben in der Idealstruktur eine Wellenhöhe von 4,97 mm und eine Wellenbreite von 8,97 mm (siehe Abb. 4.2 rechts). Die real produzierte Zellstruktur weist deutliche Unregelmäßigkeiten durch verzerrte Zellgeometrien und unterschiedliche Abstände der Klebbahnen auf (siehe Abb. 4.2 links). Die Eigenschaften der optimalen Kernstruktur zeigen in den verwendeten Proben eine charakteristische Verteilung, welche aufgrund der zu erwartenden Kopplung mit den mechanischen Eigenschaften im Weiteren erfasst und untersucht wird.

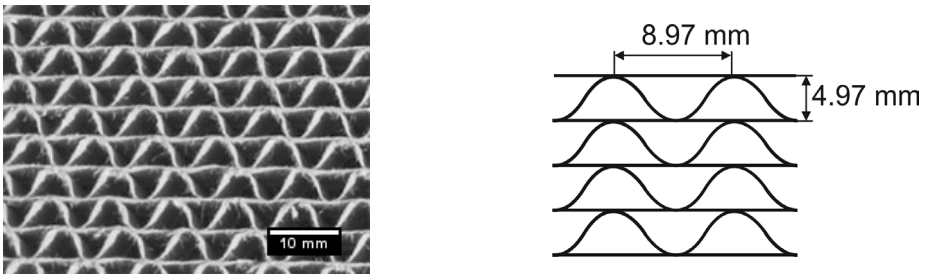


Abbildung 4.2: Wellpapierkern vom Typ A der Wabenfabrik GmbH [251] (links) und geometrische Abmessungen der Wellenstruktur bei homogener und idealer Zellstruktur (rechts).

4.1.4 Nomex hexagonale Honeycombkerne

Die von European Composites (EC) produzierten Nomexwabenkerne bestehen aus Aramidfaserpapier, welches im Produktionsprozess mit Phenolharz getränkt wird. Die Kern-

geometrie wurde hier in drei verschiedenen Größen verwendet, welche sich alle vor allem in der Papierdicke und der Phenolharzinfiltration unterscheiden (siehe Abb.4.3).

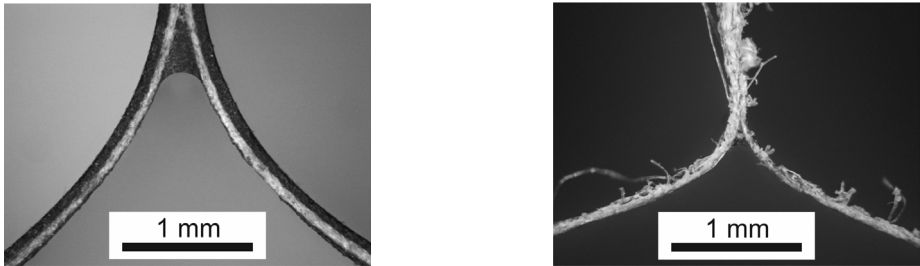


Abbildung 4.3: Nomex Wabenkern ECA 9.6-48 mit großer Zellweite und ca. 0,13 mm dicker Phenolharzschicht (links) und im Vergleich die mittlere Zellgröße ECA-I 4.8-32 mit sehr dünner Imprägnierung von ca. 0,02 mm (rechts).

Die Fertigungsabweichungen von der optimalen Probengeometrie sind aufgrund der Fertigung im Expansionsprozess deutlich geringer als bei den sinusförmigen Wabenkernen. Zusätzlich können die Kerne in Industrie- oder Luftfahrtqualität eingesetzt werden, wobei der Unterschied in der abschließenden Qualitätssicherung und der Wahl möglichst homogener Strukturen liegt. Die in den hier vorgelegten Untersuchungen als Sandwichkerne verwendeten Wabenkerne besitzen alle Luftfahrtqualität. Die geometrischen Abmessungen der untersuchten Kerne sind in Tab. 4.3 aufgelistet, während die Bezeichnungen und Konventionen Abb. 4.4 entnommen werden können.

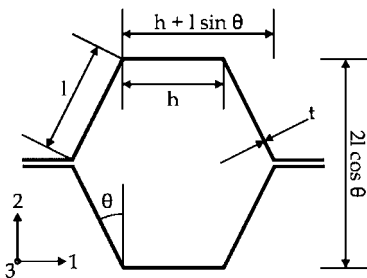


Tabelle 4.3: European Composite (EC) Herstellerangaben zu den verwendeten Kern- und Zellgeometrien [255].

	Kernhöhe [mm]	Zellweite [mm]	θ [°]	l [mm]	h [mm]
ECA-I 3.2-48	10	3,2	30	1,84	1,84
ECA-I 4.8-32	20	4,8	30	2,77	2,77
ECA 9.6-48	20	9,6	30	5,54	5,54
ECA-I R 4.8-96	20	4,8	19	3,35	2,2

Abbildung 4.4: Geometrie und Bezeichnungen bei hexagonalen Wabenkernen mit verklebten Doppelwänden.

Die Bezeichnung der Hauptachsen der Wabenstruktur in der 1-2-Ebene ist in der Fachliteratur mit der L-Richtung (entlang 1) und der W-Richtung (entlang 2) bezeichnet und beschreibt gleichzeitig die Lage der Papierebene (L) bzw. die Expansionsrichtung (W).

Detaillierte Untersuchungen von Makroskopaufnahmen belegen sichtliche Unregelmäßigkeiten in der Phenolharzeindringung, wobei die Klebestellen im Expansionsprozess eine deutlich S-förmige Struktur erhalten. Die Klebestellen erzeugen eine hohe Kapillarkraft und somit hohe Harzkonzentrationen an den Stoßstellen (siehe Abb. 4.3).

4.1.5 Tubuswabekerne aus Polypropylen

Als letztes Kernmaterial mit hoher Geometrietreue wurden bei der Impaktprüfung Tubuswaben aus Polypropylen der TUBUS WABEN GmbH & Co. KG verwendet. Diese weisen eine Höhe von 25 mm bei einem Wabendurchmesser von 8 mm und einer PP-Wandstärke von 0,2 mm auf. Die Dichte beträgt 70 kg m^{-3} . Die mechanischen Eigenschaften der Waben „Tubus Honeycomb PP 8,0-70“ sind in Tab. 4.4 dargestellt.

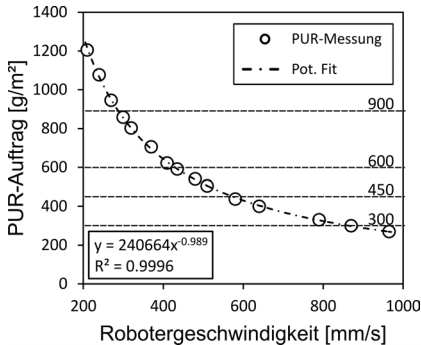
Tabelle 4.4: Herstellerangaben zu den mechanischen Eigenschaften der Polypropylen Tubuswabe „Tubus Honeycomb PP 8,0-70“ der TUBUS WABEN GmbH & Co. KG.

Eigenschaft	Wert [MPa]	Prüfnorm
Druckfestigkeit	1,0	DIN EN-ISO 844 [256]
E-Modul Druck	40	DIN EN-ISO 844 [256]
Schubfestigkeit	0,4	DIN 53-294 [257]
Schubmodul	10	DIN 53-294 [257]

Die Tubuswaben wurden ausschließlich auf ihren Impaktwiderstand im Vergleich zu den alternativen Kernmaterialien untersucht.

4.1.6 Sandwichkonfigurationen

Im Herstellungsprozess wurden auf verschiedenen Stufen sowohl der PU-Auftrag als auch das Deckschichtflächengewicht variiert. Die hergestellten Sandwichplatten haben eine Höhe von ca. 20 mm und werkzeugabhängige Außenmaße von ca. $800 \times 500 \text{ mm}^2$. Dabei wurde der Sandwichaufbau außerhalb des Werkzeugs auf einer Rahmenkonstruktion vorbereitet und die einzelnen Komponenten des Kerns und der Schnitffasermatten aufeinander gepinnt. Der Sprühauftrag erfolgte wechselseitig durch Drehen der vorbereiteten Sandwichverbindung. Der beidseitig besprühte Rohling wurde dann in das Presswerkzeug eingelegt und mit dem auf 100 °C vorgewärmten Werkzeug verpresst, wodurch die Polymerreaktion aktiviert wird und die Aushärtung des Matrixmaterials stattfindet. Nach Abschluß der Reaktion nach 240 s kann die Sandwichplatte entformt werden, der Probenzuschnitt erfolgte dann nach Abkühlung und Klimatisierung auf Laborbedingungen. Die Einstellung der PUR-Auftragsmenge wurde durch Variation der Verfahrgeschwindigkeit des Robotersprühkopfes mit konstantem Sprühstrom von $21,7 \text{ g/s}$ ermöglicht. Bei einem Sprühkopfabstand von 360 mm wird ein gleichmäßiger Flächenauftrag mit einem Bahnabstand von $d=165 \text{ mm}$ und einer um $d/2$ versetzten, zweifachen Abrasterung der Sandwichoberfläche erreicht [2].



$$m_{th} = \frac{d^{-1}}{v_R} I_S \quad (4.1)$$

mit

d = Bahnversatz

v_R = Robotergeschwindigkeit

I_S = Sprühstrom

Abbildung 4.5: Zusammenhang zwischen Robotergerwindigkeit und über die Dichte gemessene PU-Auftragsmenge im Sprühprozess (links) und mathematischer Zusammenhang der Einflussgrößen (rechts) nach [2].

Neben der Variation des PUR-Auftrags wurde zusätzlich das Flächengewicht der Schnitfasermatten variiert. Dabei war es notwendig, die Mindestgrenze der Polyurethanmenge zu ermitteln, welche benötigt wird um eine vollständige Tränkung der Matten und gleichzeitig ein Eindringen in den Kern zur Herstellung einer Klebeverbindung zu erreichen. Zu diesem Zweck wurden Vorversuche bei niedrigem PUR-Auftrag (90 % des Mattengewichts) durchgeführt und die Anbindung der Deckschicht untersucht. Dabei ergab sich die 90 % Marke als untere Grenze für die notwendige Durchtränkung und Verklebung der Deckschicht mit dem Kernmaterial [2]. Eine darüber hinausgehende Steigerung der Robotergerwindigkeit führt zu trockenen Mattenbereichen und unzureichender Verklebung der Deckschicht. Als Ergebnis wurden zur statischen Prüfung nur die in Tab. 4.5 aufgeführten Konfigurationen herangezogen. Diese Probenplanung stellt eine Untersuchung der Einflüsse aller kontrollierbaren Prozessparameter sowie eine ausreichende Probenzahl für statistisch signifikante Aussagen sicher. Der Bereich hoher Mattengewichte bei gleichzeitig geringer PU-Auftragsmenge wurde aus dem oben genannten Grund als nicht anwendbar ausgelassen. Bei der hexagonalen Kerngeometrie ECA-I 4.8-32 wurden als Vergleichswerkstoff mit Hochleistungskern ebenfalls 3- und 4-Punkt-Biegeversuche sowie Schubversuche zur Grundcharakterisierung mit Robotergerwindigkeiten von 210-300 mm s⁻¹ und allen verwendeten Mattengewichten eingesetzt. Die weiteren Untersuchungen zur zyklischen Beanspruchung wurden an Proben mit einem Mattengewicht von 300 g m⁻² und einer Robotergerwindigkeit von 210 mm s⁻¹ durchgeführt. Die Charakterisierung der Impact-Belastung erfolgte an Sandwichplatten mit verschiedenen Kernmaterialien. Dazu gehören die bereits beschriebenen Tubuswaben, die Typ A Wellstegwaben als Standardreferenzmaterial sowie der Nomexwabenkern ECA-I 4.8-32. Hierbei kamen bei den Papierkernen auch wieder unterschiedliche Sprühkopfgeschwindigkeiten (210, 435 mm s⁻¹) und Mattengewichte (450, 600 g m⁻²), sowohl in den statischen als auch den CAI Versuchen,

Tabelle 4.5: Prozesseinstellungen der Sandwichverbunde und Versuchsmatrix bei Vier-Punkt-Biegung (4B), Drei-Punkt-Biegung (3B) Zugversuchen an der Deckschicht (Z), Verbundschubversuchen (S), Verbunddruckversuchen (D) und Schälversuchen (T).

Roboter- geschwindigkeit	PU- Auftragsmenge	Deckschichtflächengewicht				
		[mm/s]	[g/m ²]	300 g/m ²	450 g/m ²	600 g/m ²
210	1160	Z-4B-D-T	Z-4B-3B-S-D-T	Z-4B-D-T	Z-4B-D-T	
240	1120	Z-4B-3B-D-T	Z-4B-3B-S	Z-4B-T	Z-4B	
270	910	Z-4B-T	Z-4B	Z-4B-3B-S-T	Z-4B-3B-T	
290	880				Z	
300	635	Z-4B-D-T	Z-4B	Z-4B-3B-S-T	3B	
320	575				Z-4B	
370	480	Z-4B-D	4B	Z-4B		
390	470			Z-4B		
410	420	Z-4B-D	Z-4B	Z-4B		
435	400			Z-4B		
480	490	Z-4B-D	Z-4B	Z-4B		
510	460	Z-4B-D	Z-4B			
530	440		Z-4B			
550	420	Z-4B-D				
570	410		Z			
580	400	Z-4B-D	Z-4B			
640	360		Z-4B			
790	280	Z-4B				
870	250	Z-4B				
965	230	Z-4B				

zum Einsatz. Die Tubuswaben wurden bei einem PUR-Auftrag von 575 g m⁻² hergestellt und geprüft.

4.2 Probengeometrien

Die Sandwichplatten im Lieferzustand vom Fraunhofer ICT (Pfinztal) entsprachen den Abmaßen des Presswerkzeugs und variierten in Länge und Breite im Bereich ± 5 cm. Beim Verpressen der Platten wurde durchweg eine Sandwichhöhe von 20 mm eingestellt. Die entsprechend DIN 65067-1 [258] angelieferten Platten wurden auf eine rechteckige Form parallel zu den beiden Hauptrichtungen des Kernmaterials zugeschnitten, wobei eventuelle Randeefekte des Presswerkzeugs entfernt wurden. Aus den somit genau definierten Probenplatten wurden dann mit einer konventionellen Kreissäge die entsprechenden Proben nach DIN 2374 [259] präpariert. Die Proben wurden zur Untersuchung der Anisotropie, in den beiden Hauptrichtungen der Kernebene entnommen, wobei jeweils die

Mindestprobenanzahl laut Norm eingehalten wurde. Die Geometrie der durchgeführten Versuche ist im Weiteren angegeben.

4.2.1 Probengeometrie der Deckschichtzugversuche

Die Proben der Zugversuche wurden nach DIN Norm EN-ISO 527-5 hergestellt [260]. Dabei wurden sowohl Proben vom Typ A (15 mm Breite) als auch Typ B (25 mm Breite) gefertigt, um mögliche Größeneinflüsse durch die Faseranisotropie auf die Messwerte auszuschließen. Die Dickevorgabe der Norm von 1 bis 2 mm konnte durch die prozessbedingte Dicke nicht eingestellt werden. Die Dickebestimmung erfolgte jedoch statistisch für alle untersuchten Proben mit dem in Abschn. 5.4.3.3 dargestellten Verfahren. Zur

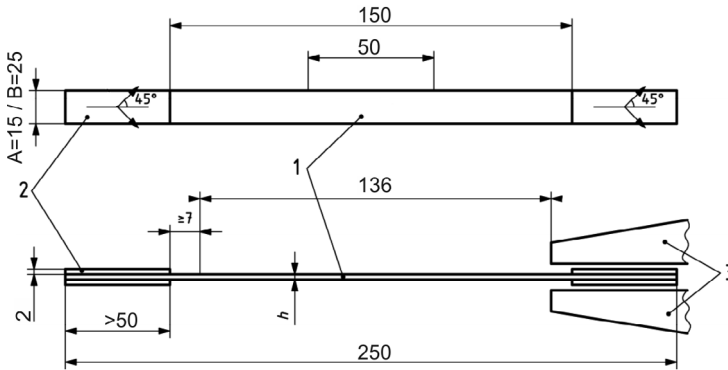


Abbildung 4.6: Probengeometrie der Zugversuche nach DIN EN ISO 527-5 [260] mit der maximalen Probenmessstecke (1), den Aluminiumaufleimern (2) zur schädigungsfreien Krafteinleitung in die Probe, sowie den Spannbacken der Prüfmaschine (3).

Untersuchung der Zugverfestigungseigenschaften der Deckschichten wurden die auf den Sandwichkern aufgedruckten Deckschichten mittels einer feinzahnigen Kreissäge vom Kernmaterial abgetrennt. Um eine gleichmäßige Probengeometrie im Bezug auf die Dicke zu erreichen, wurden die Proben mittels einer Tellerschleifmaschine gleichmäßig auf eine konstante Dicke für das jeweilige Mattengewicht herunter geschliffen. Da es bei diesem manuellen Schleifprozess nicht möglich ist, das gesamte Polyurethan bis auf das Glasfasergelege abzutragen, ist bei den Zugversuchen stets eine Variation der Probendicke im Bereich weniger zehntel Millimeter unvermeidlich. Da die elastischen Eigenschaften des PUR im Gegensatz zu der glasfaserverstärkten Lage vernachlässigbar sind, konnte durch nachträgliche Bestimmung der Schichtdicke der verstärkten Schicht dennoch eine genaue Schichtdicke zur Normierung der Kraft angegeben werden. Dazu wurden die Proben der Chargen mit verschiedenen Flächengewichten mittels computertomographischer Aufnahmen vermessen. In diesem Messprozess wurden Ausschnitte aus ungeprüften Zugproben von einer Größe von ca. $10 \times 7 \text{ mm}^2$ tomographiert. Die dreidimensionalen Abbildungen wurden dann mit den Bildverarbeitungsschritten aus Abschn. 5.4.3.3 bearbeitet, um

schließlich einen mittleren Messwert der Schichtdicke zu erlangen. Im Weiteren wurden die Probenenden gemäß Norm in Aluminiumplättchen von 2 mm Dicke eingeklebt um eine schädigungsfreie Krafteinleitung durch die Spannbacken der Zugprüfmaschine zu erreichen (siehe Abb. 4.6). Durch die Krafteinleitungselemente wird gewährleistet, dass Versagen nicht in der Einspannung erfolgt.

4.2.2 Probengeometrie der Schubversuche am Kernmaterial

Um die Schubversuche am Kernmaterial mit einem hinreichend repräsentativen Volumen der Kernstruktur durchführen zu können wurden rechteckige Platten mit einer Länge von $400 \times 100 \text{ mm}^2$ und einer Höhe von 20 mm in den jeweiligen orthogonalen Richtungen der Kerngeometrie präpariert (siehe Abb. 4.7). Dabei ergab sich durch die Deckschicht als auch die Klebeschicht bei freiem Kern auf den Metallplatten eine reduzierte effektive (verformbare) Kernhöhe, welche taktil vermessen wurde.

Tabelle 4.6: Geometrien der Schubproben ohne und mit CSM Deckschicht.

Material	Prüf- richtung	Kernhöhe [mm]	eff. Kern- höhe [mm]	Länge [mm]	Breite [mm]
Sinusoidal					
A-Welle	⊥	20	18	400	100
A-Welle		20	18	400	100
Hexagonal					
ECA-I 3.2-48 10mm	W	10	8	400	98
ECA-I 3.2-48 10mm	L	10	8	400	98
ECA-I 4.8-32 20mm	W	20	18	400	95
ECA-I 4.8-32 20mm	L	20	18	400	95
ECA 9.6-48 20mm	W	20	18	400	91
ECA 9.6-48 20mm	L	20	18	400	100
Sandwich-Sinusoidal					
A-Welle	⊥	20	18	400	100
A-Welle		20	18	400	100
Sandwich-Hexagonal					
ECA-I 3.2-48 20mm	W	20	18	400	95
ECA-I 3.2-48 20mm	L	20	18	400	95

Die Proben wurden sowohl von vier verschiedenen PUR-Auftragsmengen bei einem Mat-
tengewicht von 450 g/m^2 für die Wellstegwaben und die ECA-I 3.2-48 Honigwaben, als
auch von allen nicht infiltrierten Kernmaterialien entnommen. Aufgrund des manuellen
Zuschnitts und der Unregelmäßigkeiten in den Zellgeometrien wurde bei den hexagonalen
Zellen eine konstante Anzahl an Zellen über die Breite eingestellt, wodurch es zu Schwan-
kungen der Probenbreite kommt. Die angegebenen Breiten sind die Mittelwerte über
alle Proben. Die Platten wurden mit 2-Komponenten Epoxidharzkleber flächig auf zwei

Krafteinleitungsplatten aus Stahl mit einem Überstand von 15 mm zur Krafteinleitung und einer Dicke von 10 mm geklebt. Durch den gleichmäßigen Klebstoffauftrag bildete sich bei allen Proben ein Adhäsivfilm von 1 mm Dicke. Bei jeder Konfiguration wurde eine Mindestprobenzahl von 5 Proben gemessen. Dies übersteigt die Normforderung (mind. 3 Proben), um den durch den PUR-Auftrag oder die Klebestelle eingebrachten Schwankungen entgegen zu wirken.

4.2.3 Probengeometrie im 3- und 4-Punkt-Biegeversuch

Die Probengeometrie für 3- und 4-Punkt-Biegeversuche wurden übereinstimmend mit den DIN [261] und ASTM [137] Normen gewählt. Die Probenmaße entsprechen dabei den minimalen und maximalen Vorgaben im Bezug auf Deckschicht- und Kerndickenverhältnisse. Die Geometrie der Biegebalken wurde Abhängig von der Sandwichhöhe h auf eine Breite von $b = 2,5h$ sowie eine Länge von $L = 24h$ laut Norm festgelegt.

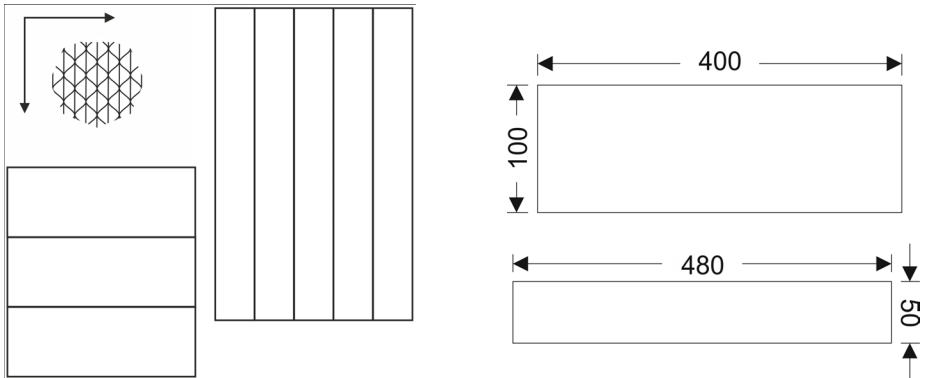


Abbildung 4.7: Schnittplan zur kernrichtungsabhängigen Entnahme der Schub- und Biegeproben (links) und Längen und Breiten entsprechend der Normvorgaben in mm (rechts).

Auch für die Auswertungen der Biegeversuche ist die Kenntnis der Deckschichtdicke unabdingbar. Daher wurde auch in den Biegeversuchen die experimentell bestimmte Abhängigkeit der Schichtdicken von Polyurethanauftragsmenge und Flächengewicht der Glasmatten benutzt. Die Vier-Punkt-Biegeversuche wurden für das sinusoidale Kernmaterial und die hexagonale Wabe ECA-I 4.8-32 durchgeführt. Die entsprechenden Konfigurationen der Biegeversuche des Pappwabenkerns sind in Tab. 4.5 dargestellt. An den hexagonalen Waben wurden für die vier Mattenflächengewichte nur die vier niedrigsten Roboterverfahrensgeschwindigkeiten untersucht (210-300 mm/s). Die Proben im Drei-Punkt-Biegeversuch wurden entsprechend der ASTM Norm [137] an die variierenden Auflagerabstände angepasst, dabei wurde ein Überstand von 25 mm eingestellt. Wie im Vier-Punkt-Fall wurde auch hier eine rechteckige Probenform mit einer Breite von 45 mm und entsprechend variierender Länge verwendet. Für die Drei-Punktbiegung sind

die entsprechend gemessenen Werkstoffkonfigurationen des Pappwabenkerns in Tab. 4.5 dargestellt.

4.2.4 Probengeometrie der Druck- und Zugproben

4.2.4.1 Druckversuche

Die Druck- und Zugproben senkrecht zur Sandwichplattenebene wurden entsprechend den DIN Normen 53-291 und 53-292 gefertigt [262, 263]. Dabei ist zu beachten, dass es sich dabei um eine Reihenschaltung von Schichten verschiedener Steifigkeiten handelt. Es ist deshalb notwendig, die genaue Schichtdicke der Einzelschichten zu bestimmen, um die normierten Steifigkeiten der Einzelkomponenten anzugeben.

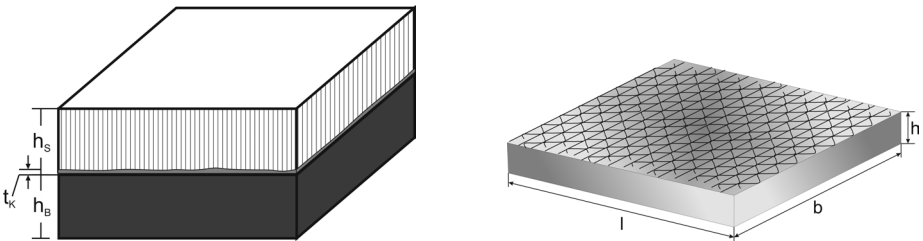


Abbildung 4.8: Sandwichkern-Zugprobe eingeklebt auf die metallische Trägerplatte mit Kennzeichnung der Probenhöhe und Adhäsivschicht (links) und quaderförmige Druckprobe (rechts).

Auch hierzu wurde die Computertomographie sowie eine optische Messung der Probenkanten verwendet. Daraufhin konnten dann die mittleren Dicken der PUR-gefüllten und der ungefüllten Lagen zur Normierung herangezogen werden.

Tabelle 4.7: Abmessungen der Druckproben an freiem Kernmaterial und Sandwichplatten.

Material	Kernhöhe [mm]	Länge [mm]	Breite [mm]
Kern-Sinusoidal			
A-Welle	5,5 - 200	90	90
A-Welle	30	45,64,78	45,64,78
Kern-Hexagonal			
ECA-I 3.2-48	10	90	90
ECA-I 4.8-32	20	95	95
ECA 9.6-48	20	100	110
ECA 9.6-48	20	75	75
ECA 9.6-48	20	55	50
Sandwich-Sinusoidal CSM-Flächengew. 300 g/m ² ; Robotergeschw. 300 mm/s			
A-Welle	20	60	60
Sandwich-Hexagonal CSM-Flächengew. 300 g/m ² ; Robotergeschw. 300 mm/s			
ECA-I 3.2-48	20	60	60

Des Weiteren wurden bei einem Mattengewicht von 300 g/m^2 für alle vertretenen PU-Mengen Druckversuche durchgeführt. Dabei lag das Augenmerk vor allem auf der maximalen Kraft, welche im Kernmaterial zu einem Knicken oder Beulen der Zellwände führte. Aus der Änderung der maximalen Kraftwerte kann dann indirekt der Zusammenhang zwischen PU-freiem Bereich des Sandwich und Beulrandbedingungen zurückgeschlossen werden. Gleichzeitig kann der Einfluss der eingebrachten PUR-Menge auf das Knickverhalten der Einheitszellen optimal untersucht werden, da nur geringe Mengen an PUR, im Vergleich zu schwereren Deckschichten, bereits in der Deckschicht als Matrix gebunden sind.

4.2.4.2 Zugversuche

Die an den orthotropen Kernmaterialien durchgeführten Zugversuche wurden an quaderförmigen Proben mit fertigungsbedingt verschiedenen Längen und Breiten durchgeführt. Die Dicke der Proben betrug bei hexagonalen als auch sinusoidalen Kernen im Anlieferungszustand des Herstellers 20 mm. Durch Zusägen der Proben auf einer Kreissäge und anschließendes vorsichtiges manuelles Entfernen der Überstände angeschnittener Zellen konnten die Breiten der Proben auf einheitliche Zellzahlen normiert werden. Aufgrund dessen weisen die Proben variierende Breiten auf, welche durch nachträgliche Messungen an den einzelnen Proben zur korrekten Berechnung der Spannung mittels optischer Aufnahmen vermessen wurden (siehe Abb. 4.9 und Tab. 4.8). Zur Befestigung der Proben in der

Tabelle 4.8: Abmessungen der Zugversuche in der Sandwichplattenebene für hexagonale und sinusoidale Wabenkerne.

Material	Höhe [mm]	Breite [mm]	eff. Länge [mm]	A [mm ²]
Sinusoidal				
A-Welle	20	162	195	3240
A-Welle ⊥	20	165	198	3300
Hexagonal				
ECA-I 4.8-32 L	20	$85,6 \pm 2,8$	$88,3 \pm 0,9$	$1712,6 \pm 56,4$
ECA-I 4.8-32 W	20	$52,5 \pm 0,4$	$152,8 \pm 1,5$	$1050,0 \pm 7,1$

Prüfeinrichtung und zur Krafteinleitung wurde ein Zwei-Komponenten Kleber der Firma UHU mit einer Zugfestigkeit von 300 MPa [264] verwendet. Die Länge der eingeklebten Proben zwischen den getränkten Krafteinleitungsbereichen wurden vor jeder Prüfung taktil vermessen. In Tab. 4.8 sind die entsprechenden Mittelwerte und Standardabweichungen dargestellt.

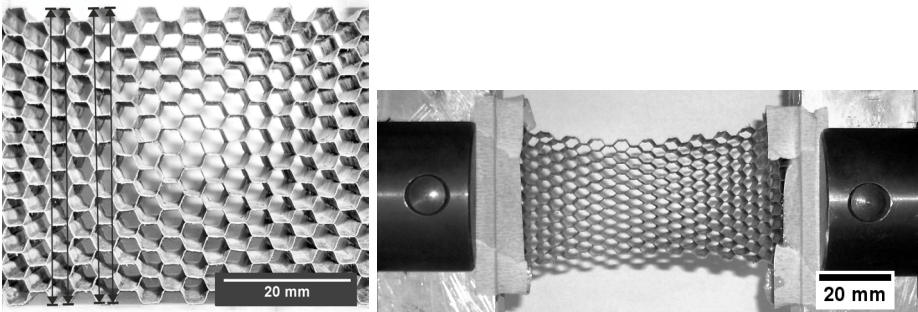


Abbildung 4.9: Optische Vermessung der Zugversuchsproben (links) und Einkleben der Probe auf die Grundplatten durch Tauchen und Aushärten in einem Epoxidharz-Bad konstanter Höhe (rechts).

Die Proben orthogonal zur Sandwichplattenebene wurden ebenfalls auf metallische Grundplatten mit einer Höhe von $h_b = 25$ mm eingeklebt.

Tabelle 4.9: Abmessungen der Zugversuche orthogonal zur Sandwichplattenebene für hexagonale und sinusoidale Wabenkerne.

Material	Höhe [mm]	eff. Höhe[mm]	Länge [mm]	Breite [mm]
Sinusoidal				
A-Welle	20	18	80	80
Hexagonal				
ECA-I 3.2-48	10	18	93	90
ECA-I 4.8-32	20	8	93	90
ECA 9.6-48	20	18	93	90

Die Eigendehnung der Grundplatten wurde auch hier vernachlässigt, wobei die Anfangslänge der Probe abzüglich der Adhäsivlage beim reinen Kernmaterial und der Deckschichten beim Sandwichmaterial verwendet wurde. Die Dicke der Klebeschicht wurde durch Aufkleben auf einer wieder ablösbaren Folie an Testproben metallographisch bestimmt und im Mittel mit einer Höhe von 1 mm in die spätere Versuchsauswertung mit einbezogen.

4.2.5 Probengeometrie der Delaminationsuntersuchungen

Die Probengeometrie des „Double Cantilever Beam“-Prüflings ist ein rechteckiger Abschnitt der Sandwichplatte mit einer Breite von $b = 24$ mm und einer Länge von $L = 140$ mm. Die untersuchte Sandwichhöhe betrug durchgehend $h = 20$ mm. Der Initialriss wurde durch eine 0,2 mm starke Klinge mit einer Tiefe (a_0) von ca. 10 mm direkt unterhalb der GFK-Schicht eingebracht. Die auf den Enden der Probe aufgebrachten Aluminiumblöcke mit den Maßen $24 \times 35 \times 50$ mm³ ($b \times l_b \times h_b$) zur Krafteinleitung wurden mit UHU Endfest appliziert. Der Precrack reichte somit 5 mm bis an den Pivot-Punkt der

Aufhängung heran. Durch Anfahren einer Vorkraft von 5 N konnte der Riss bis zum hinteren Ende des Krafteinleitungsblocks anwachsen. Die effektiven Maße der Probe sind somit $122,5 \times 20 \times 24 \text{ mm}^3$, wobei die effektive Precrackfläche $24 \times 17,5 \text{ mm}^2$ beträgt. Die Traversengeschwindigkeit beträgt 20 mm/min zum Anfahren der Vorkraft, nach Erreichen der Vorkraft wird mit einer Verfahrgeschwindigkeit von 4 mm/min weiter verfahren, bis eine Delaminationslänge von 50 mm erreicht wird (siehe Abb. 4.10 links).

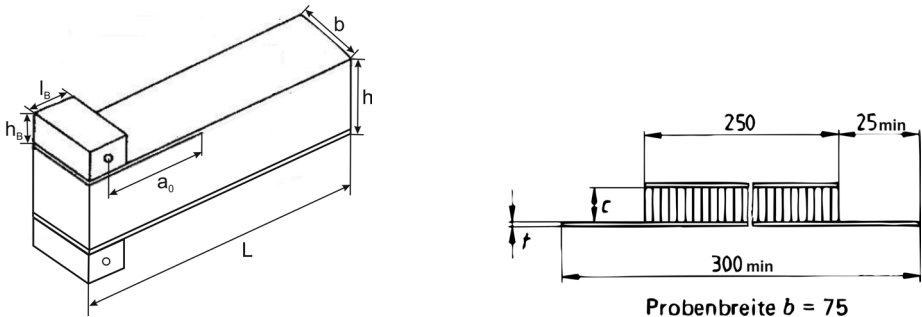


Abbildung 4.10: Geometrie der DCB-Proben mit aufgeklebten Probeneinhängungen aus Aluminium (links) und Proben des Trommelschälversuchs mit Aussparungen für die Klemmungen von Trommel und Querhaupt (rechts).

Die Proben für den Trommelschälversuch haben eine Gesamtlänge von 300 mm bei einer Breite von 75 mm. An den beiden Probenenden wurden mit einer Kreissäge jeweils 25 mm tiefe Aussparungen freigesägt und mit einer zentrischen Bohrung ($\varnothing = 10 \text{ mm}$) versehen. Somit konnte beim Einklemmen der Probe sowohl Kraftschluss als auch Formschluss erreicht werden (siehe Abb. 4.10 rechts).

4.2.6 Probengeometrie der Low Velocity Impact (LVI) und Compression after Impact (CAI) Versuche

In den Impactversuchen kamen die Standardsandwichproben mit variierender Höhe sowie einer rechteckigen bzw. quadratischen Grundfläche zum Einsatz. Die CAI-Proben wurden zusätzlich mit Dehnmessstreifen (DMS) versehen um im Kantenstauchversuch das auftretende Beulverhalten messen zu können (siehe Abb. 4.11). Während die LVI-Versuche an einem breiten Spektrum von Kern- und Deckschichtwerkstoffen zur anfänglichen Werkstoffauswahl mit speziellem Fokus auf den Impaktwiderstand durchgeführt wurden, kamen bei den CAI-Versuchen nur die Konfigurationen aus der Schnitffasermatte mit einem Flächengewicht von 450 und 600 g/m^2 und sinusoidalem Kernmaterial mit einer Höhe von 20 mm zum Einsatz.

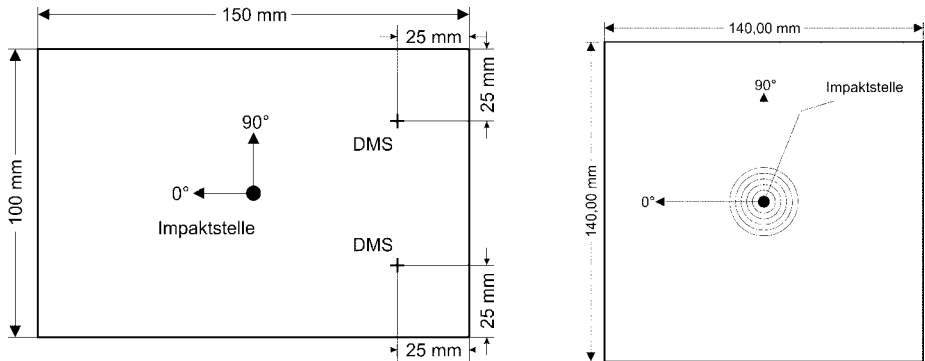


Abbildung 4.11: Normgerechte Probengeometrie inklusive DMS Position für GFK/CFK-Lamine laut [265] (links) und angepasste quadratische Probengeometrie mit Messraster für taktile Oberflächenabtastung (rechts).

4.2.7 Zyklische 3-Punkt-Biegeproben

Die Sandwichproben zur Untersuchung der zyklischen Beanspruchung wurden nach der Vorgabe der ASTM Norm [137] für kurze Biegebalken gefertigt und haben alle ein Mattengewicht von 300 g/m^2 und eine PUR-Menge von 1160 g/m^2 ($v_{\text{Roboter}} = 210 \text{ mm/s}$). Die Maße der Biegeproben betragen $175 \times 45 \times 20 \text{ mm}$ (Länge \times Breite \times Höhe).

5 Versuchseinrichtungen und Versuchsdurchführung

5.1 Statische Prüfmethode

5.1.1 3- und 4-Punkt-Biegeversuche

Die Biegebeanspruchung stellt die Hauptbeanspruchungsart für Sandwichkomponenten in der Anwendung dar und ist grundlegend für die Ermittlung der Biegesteifigkeit und Biegefestigkeit. 3- und 4-Punkt-Biegeversuche ermöglichen im Fall von Kernverbund-Systemen unter bestimmten Voraussetzungen eine getrennte Bestimmung der Eigenschaften der beiden Komponenten Kern und Deckschicht. Die durch die DIN und ASTM Normen angegebenen Bedingungen zur Anwendbarkeit basieren auf den Annahmen der klassischen Sandwichtheorie (siehe Abschn. 2.5.1.1) und setzen damit die Kenntnis oder Abschätzung weiterer Materialkennwerte von Kern und Deckschicht voraus. Daher muss der Kern-Modul zumindest in der Plattenebene bekannt sein, um die Eigenbiegesteifigkeit des Kernmaterials vernachlässigen zu können. Des Weiteren ist durch die Überlagerung der Kernschubverformung mit der Kern- und Deckschichtdurchbiegung eine Abschätzung des Schubverformungsanteils notwendig.

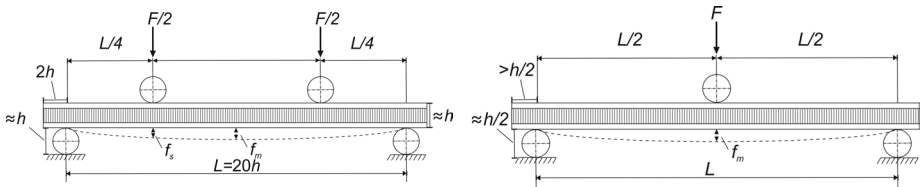


Abbildung 5.1: Aufbau und Maße der Vier-Punkt-Biegevorrichtung nach [261] (links) und der Drei-Punkt-Biegevorrichtung nach [137] (rechts).

Die Versuchsdurchführung erfolgte für die Vier-Punkt-Biegung auf einer 500 kN Universalprüfmaschine der Firma Zwick (Bauart ZMART.PRO) unter Verwendung einer 10 kN Kraftmessdose mit einer Toleranz von 0,1 % des Maximalkraftwertes. Die Mittendurchbiegung f_m wurde mit einem induktiven Stabdehnungsaufnehmer direkt an der Probe gemessen. Dieser Dehnungsaufnehmer des Typs HBM WA-50 hat eine Messstrecke von max. 50 mm bei einer Auflösung von 0,1 μm mit einer max. Linearitätsabweichung von 0,11 %. Die Durchbiegung unter den mittleren Auflagern f_s wurde aus dem Maschinentraversenweg entnommen. Die Abmaße der Auflagerabstände L und die Auflagerradien wurden normgerecht an die Sandwichdicke h angepasst (siehe Abb. 5.1 und DIN-53293 [261]). Die unteren und oberen Auflager hatten dabei einen Durchmesser von 30 bzw. 15 mm und waren über Kugellager frei drehbar gelagert. Aus der Kraft-Durchbiegungslinie (F - f_m -Diagramm) kann dann die effektive Biege- und Schubsteifigkeit D_{eff} bzw. S_{eff} mit den Abständen der inneren Auflager L_B sowie der inneren und äußeren Auflager L_S

berechnet werden:

$$D_{eff} = \frac{FL_B L_S^2}{16(f_m - f_s)} \quad S_{eff} = \frac{1}{\frac{2f_s}{FL_B} - \frac{L_B(1,5L_S + L_B)}{3D_{eff}}} \quad (5.1)$$

Im Fall der 3-Punkt-Biegung gibt die ASTM-Norm [137] nur unverbindliche Angaben zur Einstellung der Versuchsgeometrie. Zur besseren Vergleichbarkeit wurden daher die gleichen unteren Auflager wie im Versuch nach DIN verwendet. Das obere Auflager wurde zum Schutz vor lokaler Verformung am Auflagepunkt mit einem Radius von 25 mm gewählt. Der Versuchsaufbau erfolgte auf einer 100 kN Universalprüfmaschine der Firma Zwick (Bauart ZMART.PRO) unter Verwendung einer 20 kN Kraftmessdose mit einer Toleranz von 0,1 % des Maximalkraftwertes. Der Berechnungsweg nach ASTM Norm beruht im Gegensatz zur DIN Messung entweder auf der Variation der Auflagerabstände bzw. Kräfte oder der Kombination von 3- und 4-Punkt-Biegeversuchen. Durch jeweils mindestens zwei Messungen können dann aus den Biegelinien bzw. der Mittendurchbiegung f_m

$$f_m = \frac{FL^3}{48D_{eff}} + \frac{FL}{4S_{eff}} \quad (5.2)$$

simultan Lösungen für die effektive Biege- und Schersteifigkeit gefunden werden. Da sich aufgrund des schubsteifen Kerns die Messungenauigkeit der Dehnungsmessung deutlich in der Aussagekraft der Ergebnisse bemerkbar machen kann, wurde bei den vorliegenden Kernen bei sechs Auflagerabständen und konstanter Kraft von 200 N die Mittendurchbiegung bestimmt. Durch einen Least-Square Fit der Mittendurchbiegungsfunktion in Abhängigkeit vom Auflagerabstand (siehe Abschn. 2.5.1) wurden die Schubsteifigkeit und der Deckschicht-E-Modul berechnet.

5.1.2 Zugversuche am Deckschichtmaterial

Die Zugversuche an den Sandwichdeckschichten zur Charakterisierung ihres Steifigkeits- und Festigkeitsverhaltens wurden bei einer Prüfgeschwindigkeit von 1 mm/min in Anlehnung an DIN ISO 527-1 [DIN-527] durchgeführt. Die verwendete 200 kN Zugprüfmaschine war vom Typ Zwick ZMART.PRO mit einer 20 kN Kraftmessdose bei einer Toleranz von 0,1 % des Maximalkraftwertes. Die untersuchten Proben hatten eine Breite von 40 mm und eine Länge von > 250 mm. Die Messlänge betrug 70 mm. Als Zugprüfresultate wurden mit der Software testXpert II Festigkeiten und E-Moduln ermittelt.

5.1.3 Schubversuche zur Bestimmung der Kernschubeigenschaften

Der Schubversuch liefert Aussagen über die Steifigkeit und Festigkeit des Kernwerkstoffes bei reiner Schubbeanspruchung. Grundsätzlich lassen sich aus dem Versuch die Schubmoduln G_{23} und G_{13} eines orthotropen Kernmaterials bestimmen. Dabei werden

die Proben plattenförmig zugeschnitten (siehe Abschn. 4.2.2) und auf zwei versetzten Metallgrundplatten mittels 2-Komponenten-Epoxidharzkleber eingeklebt. Der Kraftfluss erfolgt dabei diagonal durch die Probe hindurch (siehe Abb. 5.2 links). Die Kräfteinleitung wurde zentral auf einer der beiden Kräfteinleitungsplatten mittels einer über eine Druckkante eingeleiteten Linienlast realisiert. Somit konnte eine nicht parallele Ausrichtung der Probenoberflächen kompensiert werden. Dies ist abweichend von der Normgrundplatte, da eine Schneidenlagerung zu starken Einlaufeffekten und Instabilitäten der Kraftwirkungslinie führt. Die Prüfung erfolgte dann bei einer Dehnrates von $0,00125 \text{ s}^{-1}$ wodurch Versagen nach spätestens 3 Minuten eintrat.

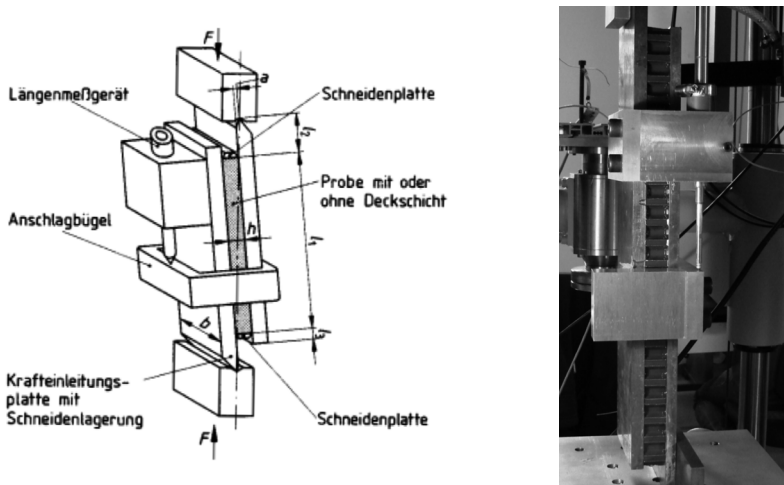


Abbildung 5.2: Schematischer Aufbau des Schubversuches am Sandwichverbund sowie am freien Kernmaterial (links), realer Aufbau mit eingeklebter Honigwabenprobe und externem induktivem Stabdehnungsaufnehmer.

Auch hier erfolgte die Versuchsdurchführung auf einer 100 kN Universalprüfmaschine der Firma Zwick (Bauart ZMART.PRO) unter Verwendung einer 20 bzw. 100 kN Kraftmessdose mit einer Toleranz von 0,2 % des nominalen Kraftwertes. Die relative Verschiebung wurde mit einem induktiven Stabdehnungsaufnehmer, der über Magnethalterungen an den Kräfteinleitungsplatten befestigt wurde und über einen Anschlag an der gegenüberliegenden Metallplatte anlag, gemessen (siehe Abb. 5.2 rechts).

5.1.4 Druck- und Zugversuche senkrecht zur Deckschichtebene

Die Reaktion der Sandwichverbundplatten auf Querkräfte senkrecht zur Plattenebene wird hauptsächlich von den Eigenschaften des Kernmaterials bestimmt. Dabei liegen im Druck- und im Zugfall grundsätzlich unterschiedliche Verformungs- und Versagensmechanismen vor. Die Versuchsführung bedarf vor allem bei den Zugproben einer Ausrichtung des

Kraftflusses entlang der Probenachse, welche durch den Einklebeprozess eingebrachte Unregelmäßigkeiten der Probenausrichtung auf den Krafteinleitungsplatten korrigiert. Dies wurde über zwei gekreuzte Kardangelenke in der Prüfachse realisiert, welche etwaige Verschiebungen der Planarität ausgleichen (siehe Abb. 5.3 links). Hier wurde ebenfalls ein induktiver Stabdehnungsaufnehmer an den Probengrundplatten mittels Magnethalterung fixiert um die Dehnung direkt an der Probe messen zu können. Der Versuch wurde wegkontrolliert mit einer Dehnrate von $0,05 \text{ s}^{-1}$ durchgeführt. Je nach Kerngrundwerkstoff muss für die Testliner Proben mit einer 20 kN Kraftmessdose bzw. einer 100 kN Kraftmessdose für die Nomex Waben gearbeitet werden.

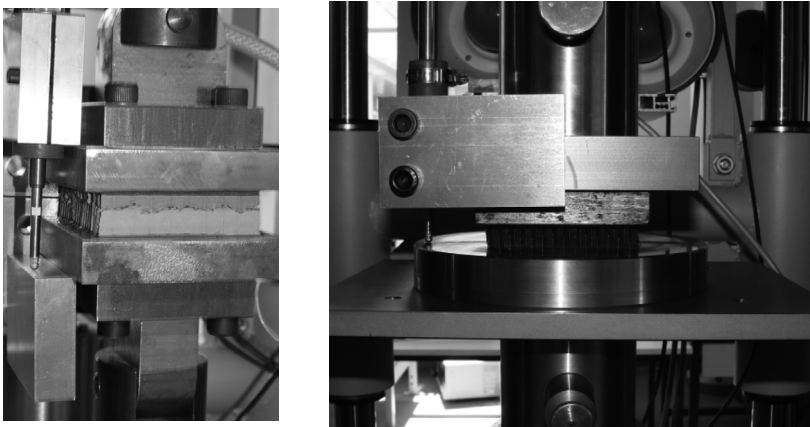


Abbildung 5.3: Versuchsaufbau für Zugversuche (links) und Druckversuche (rechts) mit externem, induktivem Stabdehnungsaufnehmer an magnetischer Fixierung und Anschlagleiste.

Die Versuchsdurchführung endet im Fall der Druckversuche mit der Kompression und Verdichtung des Kernmaterials und einer damit ansteigenden Kraft bis zu 80 % der mit der eingesetzten Kraftmessdose erreichbaren Maximalkraft.

5.1.5 Zugversuche in der Transversalebene

Die Druck- und Zugversuche in der Plattenebene dienen der Bestimmung des Verbundwiderstands gegen Querkräfte (siehe Abb. 5.4). Diese sind vor allem für ein Knicken oder Beulen des Sandwichts die Hauptverformungsursachen. Zusätzlich ist die Bestimmung des E-Moduls in der Kernlage grundlegend für eine Aussage über die Eigenbiegesteifigkeit des Kerns. Aufgrund der starken Anisotropie des Kernmaterials müssen zur Krafterfassung beim sinusoidalen Kern für die Linerrichtung und senkrecht dazu unterschiedliche Kraftmessdosen mit entsprechend angemessener Genauigkeit verwendet werden.

Tabelle 5.1: Prüfbedingungen der Zugversuche in der Kernebene

Material	Kraftaufnehmer F_{max}	Genauigkeit $\%F_{nom}$	Dehnrate [1/s]
Sinusoidal A-Welle			
zur Linerlage	2,5 kN	1,0	0,05
⊥ zur Linerlage	50,0 N	0,5	0,05

Die Fixierung der Probenplatten in den Kräfteinleitungsblöcken wurde durch senkrecht Eintauchen der Probe in ein zuvor aufgebracht Reservoir aus Zwei-Komponenten Epoxidharzkleber (UHU Endfest 300 [264]) mit anschließender Aushärtung von mindestens 12 h hergestellt (siehe Abb. 5.4 links).

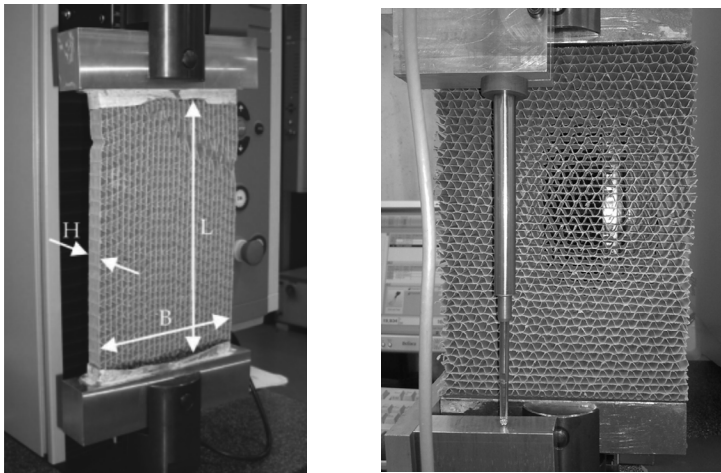


Abbildung 5.4: Zugversuche in der Kernebene entlang der Linerrichtung (links) und quer zur Linerrichtung (rechts).

Die Versuche wurden auf einer elektromechanischen Prüfmaschine der Bauart Zwick Z2.5 mit Kippungsausgleich durch gelenkige Lagerung der Probengrundplatte in der Probenebene bei einer Maximallast von 2,5 kN durchgeführt. Um eine bessere Genauigkeit der Messung zu erreichen wurde eine Kraftmessdose von 2,5 kN in Linerrichtung bzw. 50 N orthogonal dazu verwendet. Die Spezifikationen der Kraftmessdosen sind in Tab. 5.1 aufgeführt. Die Dehnung der Probe wurde mit einem induktiven Stabdehnungsaufnehmer zwischen den Grundplatten gemessen (siehe Abb. 5.4 rechts).

5.1.6 Delaminationsversuche

5.1.6.1 Trommelschälversuch

Die Schälkraft zur Ablösung der Deckschicht von der Kernkomponente wurde im Trommelschälversuch angelehnt an DIN 53-295 [266] bestimmt. Die Versuche wurden auf einer elektromechanischen Prüfmaschine der Bauart Zwick mit einer Maximalast von 500 kN bei Einsatz einer Kraftmessdose mit 10 kN und einer Toleranz von 0,1 % des Maximalkraftwertes durchgeführt.

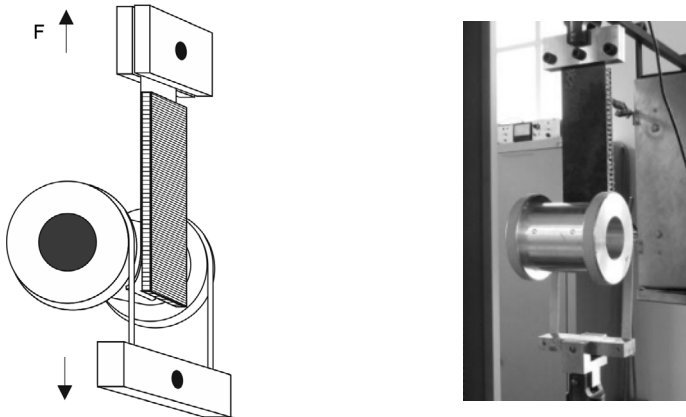


Abbildung 5.5: Schematischer Aufbau (links) und Realisierung an einer Standardzugprüfmaschine (rechts) des Trommelschälversuches am Sandwichverbund zur Bestimmung der Schälhaftigkeit und Rissfreisetzungsenergie.

Der schematische und reale Aufbau der Trommel mit eingebauter Probe in der Prüfmaschine sind in Abb.5.5 links bzw. rechts dargestellt. Die Trommel wurde dabei zur Optimierung einer möglichst trägen Abrollbewegung mit Zusatzgewichten austariert. Somit tritt keine statische Unwucht aufgrund der asymmetrischen Trommelgeometrie auf. Zusätzlich wurden die genormten Metallbänder durch gewebte Gurtbänder mit einer Reißfestigkeit von 4,2 kN ersetzt, da die relative Biegesteifigkeit und damit zusammenhängende Rückstellkraft der Metallbänder keine präzise Kraftmessung beim Schälvorgang erlaubte. Die Verfahrensgeschwindigkeit des am Querhaupt befestigten Querjochs betrug 25 mm/min. Die Versuchsauswertung erfolgte aus dem aufgezeichneten Schälogramm unter Berücksichtigung des Einlauf- und Auslaufverhaltens.

5.1.6.2 Double-Cantilever-Beam (DCB) Test

Neben dem Trommelschälversuch speziell für Kernverbund-Systeme wird bei Schichtverbundwerkstoffen oft der „Double Cantilever Beam“ (DCB) Test durchgeführt [267]. Der Rissfortschritt unter Mode I Belastung bei der Ablösung der Deckschicht von der Kern-

komponente kann dabei durch eine kommerzielle Videokamera mit einer Aufnahme- rate von 25 fps kraftsynchronisiert aufgezeichnet werden, wodurch eine deutlich bedienerefreundlichere und präzisere Auswertung im Vergleich zur manuellen Erfassung durchgeführt werden kann. Dabei wurde von der Rückseite der Probe eine diffuse Beleuchtung durch den Riss erzeugt, welcher auf der Probenvorderseite vom Kamerasystem bis zur Riss- spitze verfolgt werden kann. Um einer Rotation der Probe vorzubeugen und gleichzei- tig die Mode II Komponente des Risswachstums zu reduzieren, wurde der Test nach [268] modifiziert indem eine Abstützung der Probe am Probenende erfolgte. Die Versuche wurden auf einer elektromechanischen Prüfmaschine der Bauart Zwick mit einer Maximallast von 100 kN bei Einsatz einer 2,5 kN Kraftmessdose mit einer Genauigkeit von 1,0 % der Maximalkraft durchgeführt.

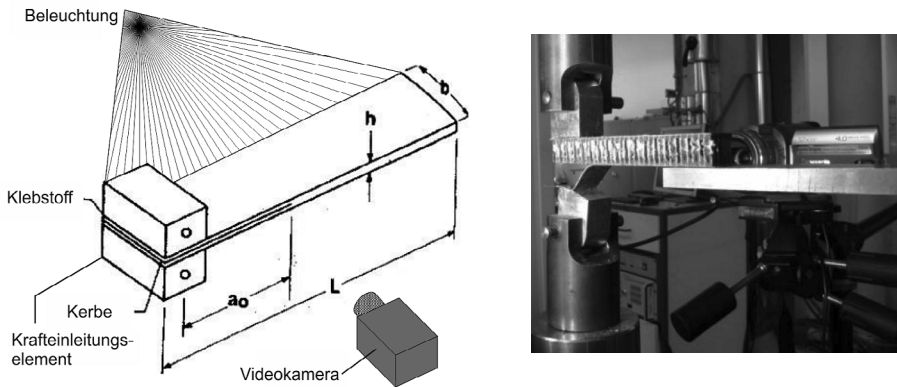


Abbildung 5.6: Schematischer Aufbau nach ASTM-D 5528 [267] (links) und Realisierung an einer Standardzugprüfmaschine (rechts) des DCB Tests mit optischer Rissfronterfassung.

Im Versuchsablauf wird die Deckschicht mit einer vertikalen Geschwindigkeit von 5 mm/min abgezogen. Die aufgezeichneten Bilddaten können dann durch Kantendetektion mit dem in Matlab[®] integrierten Canny-Edge Algorithmus [269] verarbeitet und der Rissfortschritt gemessen werden. Die Position des Risses wird mit einer Genauigkeit von 0,2 mm bestimmt. Durch die Kombination der Risslänge und der zugehörigen Schälkraft kann die genormte Auswertung der Rissenergie mittels „Modified Beam Theory“ (MBT) durchgeführt werden.

5.2 Dynamische Prüfmethode

5.2.1 Impaktversuche nach der *Railway Group Guidance Note*

Aufgrund des Fehlens eines genormten Versuches zur Prüfung des Impaktverhalten von Sandwichbauteilen im Schienenverkehr wurden die Leitlinien der *Railway Group Guidance Note S. 199* [270] als Grundlage für den Aufbau einer Impaktprüfvorrichtung verwendet

[271]. In diesem Dokument werden für Fensterelemente der Außenhülle von Schienenfahrzeugen eine vorgeschriebene Festigkeit gegenüber eines Einschlag mit einem Prüfkörper von 250 g bei einer Einschlaggeschwindigkeit von minimal 50 km/h als ausreichend vorgegeben. Die Versuche wurden auf einem Instron Dynatup 9250 HV Fallwerk durchgeführt. Dazu wurde die Instrumentierung der Probenhalterung, des Bremssystems sowie der Impaktorhalterung dahingehend umgebaut, dass eine freie Flugbahn für den beweglichen Eindringkörper zwischen 15 und 30 Zentimetern entstand (siehe Abb. 5.7). Der Prüfkörper ist dabei mit einem 10 mm breiten zylindrischen Schaft versehen, welcher eine bequeme Montage an dem hinter einer Kunststofführung angebrachten Magnethalter erlaubt. Der Magnethalter selbst befindet sich direkt an dem für den Piezokraftsensor vorgesehenen Fallkäfig, welcher zur maximalen Beschleunigung mit einer Masse von 4,99 kg verwendet wurde. Der Fallkäfig schlägt im Versuchsablauf dann auf die mechanischen Bremsen auf, dabei wird die geringe magnetische Kraft von 3 N, die den Eindringkörper am Käfig hält, überwunden und der Prüfkörper fällt die restliche freie Fallstrecke auf die Probe. Als alternative zur optischen Messung des Ort-Zeit-Verlaufes wurde unter der Probenaufnahme eine Kraftmessdose eingebaut, welche mit einer Messfrequenz von 95 kHz die Kraft erfasste.

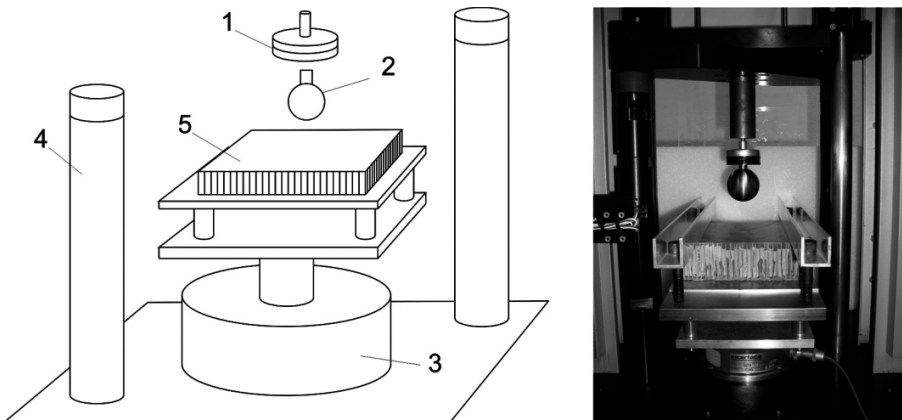


Abbildung 5.7: Schematischer Versuchsaufbau (links) zum Impact-Test mit einem Prüfkörpergewicht von 250 g mit Magnethalter (1), kugelförmigem Prüfkörper (2), Kraftmessdose (3), Dämpferbremssystem (4) und Sandwichprobe (5) sowie Fotografie der verwendeten Komponenten mit eingebauter Probe (rechts)

Zur Bestimmung des Kraft-Zeit-Verlaufes wurde eine optische Messung des Ort-Zeit-Verlaufes verwendet. Hierbei wurde der Eindringkörper mit der Hochgeschwindigkeitskamera Motion Pro X4 der Firma IDT beim Einschlag auf die Probe mit einer Bildaufnahmefrequenz von 30 kHz gefilmt und danach durch Bildverarbeitungs- und Trackingverfahren der Weg des Eindringkörpers bestimmt (siehe Abb. 5.8 rechts und [271]). Die grundlegenden

Bildverarbeitungsschritte sind dabei die Binarisierung der Kugel im Bild einer manuell gewählten Pixelspalte außerhalb des Schaftbereiches für alle Frames (siehe Abb. 5.8 links). Dadurch wird die Kugel als genügend breiter Bereich in einem Zeitschnitt abgebildet, dass aus der Extraktion der Mittellinie die Stützpunkte für den Positions-Zeit-Verlauf entnommen werden können (siehe 5.8 rechts).

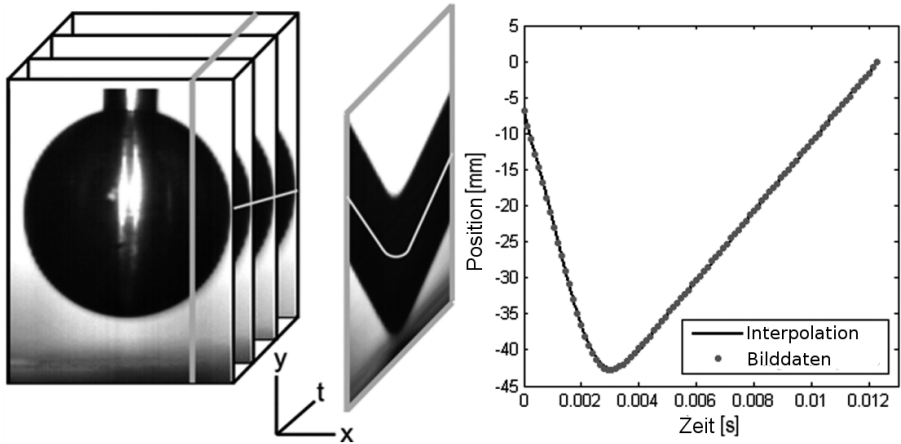


Abbildung 5.8: Bildsequenz (Videoaufnahme) des Einschlags mit eingezeichneter Spur des Kugelmittelpunktes (links), extrahierter Ort-Zeit-Verlauf mit polynomiellm Fit (rechts)

Die Berechnung der resultierenden Kräfte des Impakt ereignisses beruht auf der zweimaligen Ableitung des Ort-Zeit-Verlaufes aus Abb. 5.8 rechts unter Verwendung polynomieller Interpolationsverfahren (siehe [271]).

5.2.2 Durchstoßversuche und ballistisches Limit

Die vollständige Beschreibung des Werkstoffwiderstands gegen Durchschlagen beider Sandwichdeckschichten ist nicht durch einen genormten expliziten Wert möglich. Versuchstechnisch kann daher nur die Maximalkraft, die zwischen Einschlagkörper und Probe wirkt, als Kennwert verwendet werden. Die Definition für den kompletten Durchstoß folgt dann über die Schädigungsentwicklung der hinteren Deckschicht. Bei niedrigen Geschwindigkeiten soll vor allem das Eindringen stumpfer Gegenstände mit Massen zwischen wenigen 100 Gramm und einigen Kilogramm untersucht werden. Die Durchstoßversuche wurden an einem Fallturm der Firma Instron vom Typ Dynatup 9250 HV bei Raumtemperatur durchgeführt. Als Prüfkörper kam ein hemisphärischer Stahlindenter mit einem Radius von 20 mm zum Einsatz. Das Gewicht des Indenterkäfigs (inkl. Indenter) betrug 5,24 kg. Die Durchstoßversuche wurden angelehnt an DIN EN ISO 6603 [272] mit einem Durchmesser des Auflagerings von 100 mm durchgeführt. Bei der ersten Versuchsreihe (V1) wurde die Energieaufnahme und Geschwindigkeit untersucht, die gerade nicht zum Durchstoßen des

Sandwichs führte. Bei der zweiten Versuchsreihe (V2) wurde eine konstante Geschwindigkeit von 4,6 m/s zum Vergleich der unterschiedlichen Sandwichkonfigurationen verwendet. Diese Geschwindigkeit erwies sich in V1 als maximal notwendige Geschwindigkeit, um jede der Sandwichkonfigurationen zu durchstoßen.

5.2.3 „Compression after Impact“-Versuche (CAI)

Die Bestimmung der Restfestigkeit nach Schlagbeanspruchung erfolgte auf einer Vorrichtung gemäß Abb. 5.9 angelehnt an die entsprechende Norm DIN EN 6038 für Laminate [265, 273]. Die Schlagbeanspruchung wurde auf dem in Abschn. 5.2.2 beschriebenen Fallturmaufbau realisiert, die Druckbeanspruchung konnte anschließend auf einer 500 kN Universalprüfmaschine der Firma Zwick durchgeführt werden.

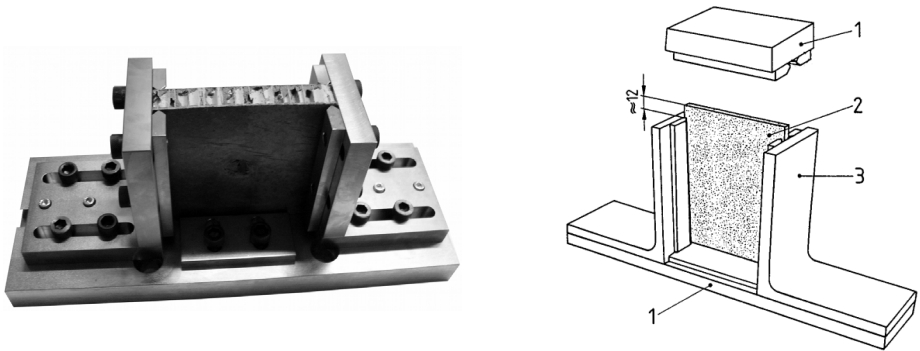


Abbildung 5.9: Realer CAI-Aufbau mit durch Schlagbeanspruchung geschädigter Sandwichprobe (links) und normgerechter CAI-Aufbau als Schemazeichnung für verstärkte Kunststoffe nach [273].

Dabei wurde die Probe (2) in der CAI-Vorrichtung durch Führungsschienen (1) auf einer Druckplatte (1) fixiert, während der ebenfalls mit Führungen versehene Druckstempel durch den hemisphärischen Kopf der Prüfmaschinentraverse die Druckkraft auf die Probenplatte überträgt (siehe Abb. 5.9 rechts). Der Traversenvorschub erfolgt mit einer Geschwindigkeit von 0,5 mm/min bei gleichzeitiger Aufzeichnung der Kraft. Zusätzlich wurde eine Dehnungsmessung mittels zwei DMS 25 mm von der Probenoberkante und den seitlichen Rändern entfernt appliziert. Sowohl nach der Impact- als auch nach der Druckprüfung wurden die Schädigungsvorgänge und -charakteristika optisch, taktil und röntgenographisch untersucht und vermessen.

5.3 Zyklische Beanspruchung

Die zyklischen Versuche an Sandwichbalken wurden im wegkontrollierten Drei-Punkt-Biegeversuch (3 PBV) unter einem Mittelweg von 1,1 mm bei verschiedenen Wegampli-

tuden im Bereich von $S_a = 0,2$ mm bis $S_a = 0,4$ mm mit einer Schrittweite von 0,05 mm durchgeführt. Unter den dabei im statischen Versuch auftretenden Schubspannungen ist kein Schubversagen aufgetreten. Zur Bestimmung der Dauerfestigkeit kam das Treppenstufenverfahren nach der IABG-Methode zum Einsatz [274]. Zusätzlich wurden weitere Lasthorizonte zur Bestimmung des Verlaufs der Wöhlerkurve im Bereich der oben angegebenen Lasten durchgeführt. Als Abschaltkriterium wurde eine kritische Lastwechselzahl von $N = 10^6$ oder ein Abfall der Maximalkraft unter 20 N definiert, die Belastungsfrequenz betrug 2 Hz um eine Wärmeentwicklung zu verhindern. Die zyklischen 3 PBV wurden auf einer servohydraulischen Prüfmaschine der Bauart Schenck, mit einer maximalen Prüflast von 100 kN durchgeführt. Der Auflagerabstand der unteren Auflagereinheit beträgt 120 mm, die Radien der Auflager betragen 25 mm wobei, entsprechend der ASTM Norm für 3 PBV, Kunststoffstreifen unter den Lagern eingebaut wurden, um lokales Eindringen der Auflager in den Kern zu verhindern.

5.4 Materialgraphische Methoden, μ -Computertomographie und Bildverarbeitung

5.4.1 Materialgraphische Untersuchungen

Die materialgraphischen Untersuchungen der Einzelkomponenten des Sandwichs ermöglichten eine statistisch relevante Charakterisierung der durch die Prozessparameter beeinflussten Mesostruktur des Kernverbunds. Dabei wurden je nach Größenskala verschiedene optische und elektronenoptische Verfahren eingesetzt, welche im Folgenden beschrieben werden.

5.4.1.1 PUR- und Kernschichtdickenbestimmung

Die Vermessung der Kernmesostruktur und Polyurethaneindringung im Kernmaterial wird durch Kameraaufnahmen mit einer handelsüblichen Spiegelreflexkamera durchgeführt. Dabei wurde die Kamera auf einem Stativ mit fixiertem Abstand zur Probenoberfläche befestigt und die Proben durch externe Beleuchtung so beleuchtet, dass keine Abschattungseffekte der strukturierte Oberfläche auftreten. Anschließend müssen eventuell auftretende Linsen-Artefakte, die zu Verzerrungen in den Bildern führen und damit eine Längenmessung verfälschen würden, korrigiert werden. Hier ist vor allem der Fasseffekt zu beachten und durch eine Verzerrungskorrektur anhand von Transformationen auf den auszuwertenden Bildern zu entfernen [269].

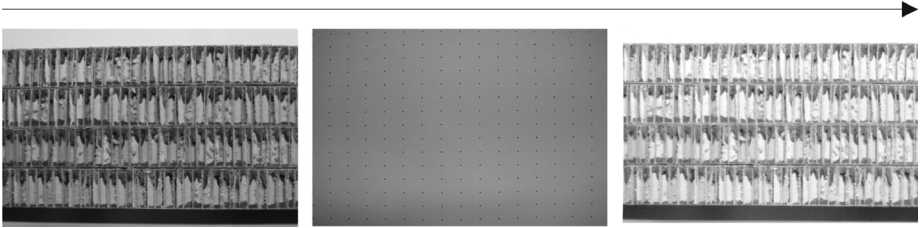


Abbildung 5.10: Bildverarbeitungsprozess zur Vorverarbeitung der Fotografien zur PU-Schichtdickenmessung mittels Korrekturmuster.

Des Weiteren wird die inhomogene Beleuchtung durch eine Hellfeldkorrektur aus dem Bild herausgerechnet. Dies Korrekturschritte konnten mit einer Matlab[®] Routine nach [275] durchgeführt werden. Die Korrektur der Verschiebungen basiert auf der Aufnahme eines Testmuster aus Punkten durch das Kamerasystem und das darauf folgende Mapping auf ein orthogonales Gitter. Die Parameter des Mappings werden im Abgleich mit den Originalpunkten durch ein Least-Square-Verfahren mit einem Levenberg-Marquardt Algorithmus optimiert und dann für alle Aufnahmen mit der entsprechenden Kamera-konfiguration verwendet. Nach der Durchführung der Bildkorrekturen konnte durch den mittleren Grauwertverlauf über der Probenhöhe die Tiefe der PUR-Eindringung angegeben werden. Obwohl die Längenskala der Aufnahmen in diesem Sub-Millimeterbereich durchaus auch mittels Computertomographie und damit dreidimensionaler Aufnahmen abgedeckt wird, erlauben die 2D Aufnahmen eine bessere Auflösung des Materialkontrasts zwischen PUR und Kernmaterial und eine deutliche bessere statistische Auswertung des Probenvolumens. Vergleichsmessungen an CT Aufnahmen wurden zur Bestimmung des Grenzwertes beim Grauwertabfall vom hellen Papierkern zum dunklen PUR herangezogen, wobei sich ein 50 % Abfall des Spitze-Tal-Wertes als optimal herausstellte. Zur weiteren Auflösung der Kernmesostruktur werden die hexagonalen Kerne mittels makroskopischer Aufnahmen vermessen und untersucht, um die Phenolharzmenge auf dem Kernpapier zu bestimmen. Somit konnte aus manuellen Einzelmessungen eine mittlere Schichtdicke des Phenolharzauftrags angegeben und in die mechanischen Eigenschaften der Nomexkerne mit eingerechnet werden.

5.4.2 Computertomographische Messungen

Die Untersuchung mittels Computertomographie stellen bei der Strukturanalyse des Sandwichverbunds einen Hauptbestandteil dieser Arbeit dar. Die Absorptionswechselwirkung welche für den Kontrast in der Computertomographie verantwortlich ist wird durch das

Lambert-Beer'sche Gesetz beschrieben:

$$I(s) = \int_0^{E_{max}} I(E) e^{-\int_0^s \mu(E,l) dl} dE. \tag{5.3}$$

Dabei ist $\mu(E,l)$ der lineare Absorptionskoeffizient des Materials, welcher im allgemeinen vom Ort und der Strahlungsenergie abhängig ist. $I(E)$ ist das Röhrenintensitätsspektrum welches von der Beschleunigerspannung der Elektronenröhre, dem Röntgentarget sowie möglichen Vorfiltern abhängt (siehe Abb 5.11).

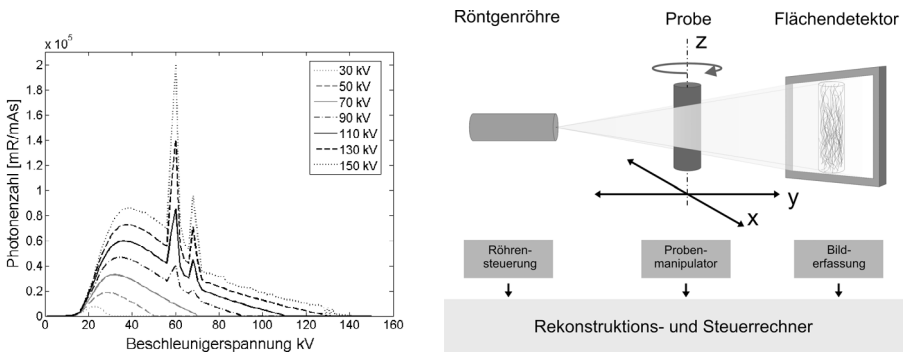


Abbildung 5.11: Berechnete Spektren einer Wolfram-anode bei verschiedenen Beschleunigungsspannungen zwischen 80 und 140 kV nach [276] (links) und schematischer Aufbau der einzelnen Komponenten (rechts).

Bei Labor CT-Systemen der Materialforschung kommen meist Mikrofokus Röntgenröhren mit einem Wolfram-, Molybdän- oder Kupfer-Target zum Einsatz. Die Größe des Röntgenfokus und damit die mögliche Auflösung des Systems hängt primär von der verwendeten Targetgeometrie (Direkt- oder Transmissionstarget) sowie der verwendeten Beschleunigungsspannung ab. Als konservative Abschätzung gilt für den Brennfleckdurchmesser f , dass die Brennfleckgröße in μm ungefähr der eingebrachten Leistung in Watt entspricht. In Labor-CT Systemen der neusten Generation werden maximale Auflösungen von unter $1 \mu\text{m}$ erreicht, da ein niedriger Fokusdurchmesser von unter $1 \mu\text{m}$ sowie die präzise Regelung der Elektronenstrahlposition und -form auf dem Target (Fokusstabilisation) die Pixelunschärfe weiter reduzieren [277]. Ein weiterer Einfluss auf die Auflösung ist durch die die Bildübertragungsfunktion des Detektors sowie mögliche Bild- oder Rekonstruktionsartefakte gegeben. Aufgrund der Vielzahl an Parametern in der Systemkonfiguration ist eine Optimierung der Bildqualität häufig nur durch Trial-and Error oder Messung der systemeigenen Komponentenspezifikationen an Röhre, Detektor und Rekonstruktionsalgorithmus möglich [159]. Die in dieser Arbeit verwendeten CT-Messungen wurden an einer Mikrofokusanlage der Firma Yxlon Bauart YCT.Precision durchgeführt. Das System

basiert auf einem massiven Granitaufbau zur Schwingungsdämpfung, einer 6-Achsen Manipulatorik mit Glasmaßstäben, sowie einer Feinfocus Transmissionsröhre mit $V_{\max}= 225$ kV und dem CsI Flächendetektor Perkin Elmer 1640 AN [278] mit einer aktiven Fläche von 2048×2048 px². Die Einstellungen der Systemparameter wurden zur Verbesserung der Bildqualität und Verminderung der Artefaktbildung aus dem Röhrenspektrum in Korrelation mit den Absorptionseigenschaften der Verbundkomponenten optimiert. Die optimierten Eigenschaften wurden dann bei allen Messungen eines Typs belassen, um eine bessere Reproduzierbarkeit zu erreichen.

Die Rekonstruktion der Projektionsdaten zu dreidimensionalen Volumenbildern wurde mit dem für Kegelstrahlgeometrie gängigen Feldkamp-Davis-Kress (FDK) Algorithmus [279] durchgeführt. Bei der gefilterten Rückprojektion der Projektionen wurde der Shepp-Logan-Filter (SL) verwendet, da dieser nach Vergleich mit alternativen Filtern (z. B. Ram-Lak, Ramp-Filter) die visuell besten Ergebnisse liefert. Die an den Sandwichproben durchgeführten CT-Messungen wurden bei unterschiedlichen Röhren- und Detektoreinstellungen sowie unterschiedlicher Messgeometrie (Gantry) durchgeführt. Die Eckdaten sind in Tab. 5.2 aufgeführt.

Tabelle 5.2: Optimierte Messeinstellungen für verschiedene Proben- und Materialkombinationen aus der berechneten Röhrenintensität und dem Absorptionsverhalten.

Optimierte Einstellungen untersch. Proben				
Probentyp	Röhre	Gantry (FOD, FDD)	Detektor	Rekonstruktion
CSM	V=50 kV	FOD=110 mm	$t_{int}=750$ ms	$N_{proj.}=1920$
	$I_T=0,08$ mA	FDD=675 mm	$px=31\mu\text{m}$	Filter=SL, Median
Roving	V=70 kV	FOD=0,7 mm	$t_{int}=1000$ ms	$N_{proj.}=2040$
	$I_T=0,1$ mA	FDD=1100 mm	$px=0,1\mu\text{m}$	Filter=SL, VED
Wellkern (Dicke)	V=95 kV	FOD=84,05 mm	$t_{int}=300$ ms	$N_{proj.}=2040$
	$I_T=0,05$ mA	FDD=800 mm	$px=20,3\mu\text{m}$	Filter=SL, Median
Wellkern (Abstände)	V=145kV	FOD=319,7 mm	$t_{int}=500$ ms	$N_{proj.}=2040$
	$I_T=0,06$ mA	FDD=900 mm	$px=69\mu\text{m}$	Filter=SL
Nomex-Kern (Abstände)	V=80 kV	FDD=239,7 mm	$t_{int}=5000$ ms	$N_{proj.}=2010$
	$I_T=0,08$ mA	FDD=675 mm	$px=68\mu\text{m}$	Filter=SL

Bei den Proben mittlerer Vergrößerung (Pixelgröße bis ca. $30 \mu\text{m}$) wurde zwecks einer Bestimmung geometrischer Eigenschaften über die Grenzfläche des Werkstoffs (Dicke, Orientierung) der nichtlineare Medianfilter (Median) angewandt. Durch diesen Verarbeitungsschritt nach der CT-Messung ist eine deutliche Rauschunterdrückung ohne Verblässen der Kantenübergänge vor der Weiterverarbeitung und Analyse möglich.

5.4.3 2- und 3D-Bildverarbeitung

Während die Bildaufnahme und Rekonstruktion meist einen integralen Bestandteil des CT-Systems darstellt, stehen für das Preprocessing und die Binarisierung eine Vielzahl

von Programmen und Algorithmen zur Verfügung. Das häufigste Vorgehen bei der Bildverarbeitung und -Analyse folgt dabei dem Schema in Abbildung 5.12.

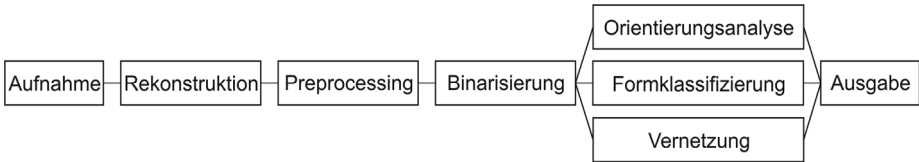


Abbildung 5.12: Schematischer Ablauf des Bildverarbeitungs- und Analyseprozesses

Die zeitaufwändigen und fehleranfälligen Schritte sind hier vor allem die Binarisierung und die entsprechende Analyse da hier ein Abgleich mit alternativ gewonnenen 2D-Bilddaten (Mikroskopie) bzw. rechenintensive Operationen durchzuführen sind. Im Weiteren werden die Binarisierungs- und Analyseverfahren genauer betrachtet welche vor allem in der Anwendung auf Sandwichverbundwerkstoffe Verwendung finden. In dieser Arbeit wurden hierzu die kommerziellen Programme MAVI (Fraunhofer ITWM) und Avizo Fire (VSG Group) verwendet. Des Weiteren wurden eigene Programme auf Basis der 3D Bildverarbeitungsbibliotheken ITK [280] und VTK [281] sowie auf Basis des Open Source Programms ImageJ [282] geschrieben und angewandt. Der Quellcode der mit diesen Bibliotheken entwickelten Programme wurde als Open Source Projekt „Composight“ in der Revision 105 zugänglich gemacht [283].

5.4.3.1 Bildverarbeitungsschritte zur Verbesserung der Bildqualität (Preprocessing)

Die Rohdaten der CT-Messungen sind nach der Rekonstruktion vor allem bei hohen Auflösungen und dadurch geringer Detektorsättigung oft mit deutlichem Rauschen und der durch die Röntgenkomponenten erzeugten Unschärfe versehen, welche im Allgemeinen durch die Modulationstransferfunktion (MTF) charakterisiert wird. Zur Unterdrückung dieser für die weitere Verarbeitung hinderlichen Effekte können in allen gängigen Softwarepaketen zur 3D-Bildauswertung standardmäßig verschiedene lineare und nicht-lineare Glättungsfilter eingesetzt werden. Da bei diesen Verfahren aber oft keine anisotrope Glättung möglich ist, ist die Optimierung der Bildqualität bei faserverstärkten Kunststoffen oft fragwürdig oder gering. Um einer Verfälschung der Daten bei der Binarisierung oder den darauf folgenden Verarbeitungsschritten trotzdem vorzubeugen, muss eine strukturbasierte Rauschunterdrückung durchgeführt werden, damit die anschließende Binarisierung nicht durch die Unschärfeflässe auf die physikalische Realität verfälschende Ergebnisse liefert (siehe Abb. 5.13). Bei der Behandlung ausgedehnter länglicher Strukturen wie etwa Fasern, ist es wichtig, die Grenzfläche von der Glättung unberührt zu lassen, damit keine Verfälschung z.B. des Faservolumengehalts erfolgt. Zu diesem Zweck kommen anisotrope Diffusionsfilter oder die in der Medizin verwendeten „Vesselness“-sensitiven Filter zum Einsatz [284, 285]. Durch diese Filter wird eine Diskriminierung der unterschiedlichen

Grauwertbereiche und Kontrastverhältnisse auf Basis von Formeigenschaften der im Bild enthaltenen Vordergrundstrukturen erreicht. Diese gerichtete Spreizung oder Stauchung der Grauwertunterschiede wird im anschließenden Segmentierungsschritt dazu verwendet, eine deutliche Grenzfläche zu finden, sowie eine Trennung von zusammenhängenden Grauwertgebieten aufgrund von Rauschen oder Artefakten (Ausfransen) zu verhindern. Die Steuerung der richtungsabhängigen Diffusion im Bild wird dabei über die Hessematrix \mathcal{H} aus der Faltung mit Gauss-Filter-Ableitungen 2. Ordnung, welche die Richtungsinformationen der Bildstrukturen enthält, realisiert (siehe [269]). Dabei wird zusätzlich eine Variation über unterschiedliche Skalen unter Maximierung der Filterantwort durchgeführt, um Objekte (Fasern) mit variierenden Radien und Grauwertübergängen separieren zu können. Durch die Berechnung der Hessematrix, deren Eigenwerte $\vec{\lambda}=(\lambda_1, \lambda_2, \lambda_3)$ und Eigenvektoren $\mathbf{Q}=(\vec{v}_1, \vec{v}_2, \vec{v}_3)$, kann die Diffusion durch den Diffusionstensor $\mathbf{D} \triangleq \mathbf{Q} \mathbf{\Lambda}'(\omega, s, \epsilon, \mathcal{V}_S) \mathbf{Q}^T$ über das Strukturmaß der „Vesselness“ \mathcal{V}_S als Steuerungsfaktor für die Diffusionsglättung entlang der tubularen Bildbereiche verwendet werden [286]. Das Vesselnessmaß ist dabei wie folgt definiert:

$$\mathcal{V}_S \triangleq \begin{cases} 0 & \text{wenn } \lambda_2 \geq 0 \text{ oder } \lambda_3 \geq 0 \\ \left(1 - e^{-\frac{A^2}{2\alpha^2}}\right) e^{-\frac{B^2}{2\beta^2}} \left(1 - e^{-\frac{s^2}{2\gamma^2}}\right) e^{-\frac{2c^2}{|\lambda_2|\lambda_3}} & \text{sonst} \end{cases} \quad (5.4)$$

mit $A = \frac{|\lambda_2|}{|\lambda_3|}$, $B = \frac{|\lambda_2|}{\sqrt{|\lambda_2\lambda_3|}}$, $S = \sqrt{\lambda_1^2 + \lambda_2^2 + \lambda_3^2}$.

Neben der abgetasteten Skaleneinteilung sind die Wichtungsfaktoren α , β und γ zur Beeinflussung der Hesseparameter A, B und S frei optimierbare Regelkennwerte zur Steuerung der Diffusion. Die weiteren Parameter ϵ , ω und s beeinflussen die Anisotropie, Glattheit und Sensitivität des Filterprozesses (für die mathematischen Definitionen siehe beispielsweise [284]). Diese wurden für die verschiedenen Aufnahmen manuell optimiert und müssen je nach Grad des Rauschens und der Strukturgrößen angepasst werden. Bei der Filterung der Einzelfasern im Roving wurden dann die in Tab. 5.3 aufgeführten Parameterwerte verwendet.

Tabelle 5.3: Zahlenwerte der Diffusionsparameter bei Nachverarbeitung der Einzelfaserbilder im Roving.

Parameter	Wert
Skaleneinteilung [px]	12 25 50 100
$\alpha/\beta/\gamma$	100/5/3
$\epsilon/\omega/s$	1/2/100

Die beispielhafte Anwendung und Funktionsweise des Algorithmus auf ein Testobjekt sich kreuzender Zylinder ist in Abb. 5.13 dargestellt. Hier wurde manuell durch Gaussfilterung

ein Übergang zwischen den Fasern erzeugt, welcher in ähnlicher Ausführung auch bei realen tomographischen Aufnahmen auftritt.

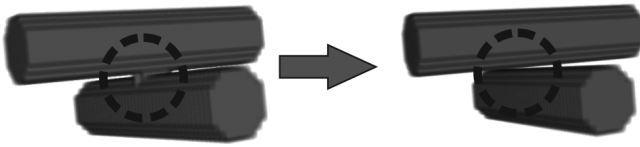


Abbildung 5.13: Anwendungsbeispiel des VED Algorithmus auf zwei gekreuzte Fasermodelle zur Entfernung der Brückenbildung an den Faserberührungspunkten durch Bildrauschen.

Dabei wird die Glättung diffusionsgesteuert über der Brücke zwischen den beiden Faserelementen durchgeführt. Auf der Voxelumgebung wird dann die Abweichung von der tubularen Form im Grauwert soweit reduziert, dass eine anschließende Binarisierung die gebildete Überlappung aufheben kann. Dies führt zur Erhaltung der Bereiche hoher Gradienten und Strukturübereinstimmung, also Phasengrenzen, gegenüber Bereichen ähnlicher Grauwerte, welche geglättet werden.

5.4.3.2 Segmentierungsverfahren

Zur Segmentierung der Materialphasen werden zwei grundsätzlich unterschiedliche Verfahren verwendet. Einerseits kommen globale und lokale Schwellwertverfahren zum Einsatz, bei nicht eindeutiger Trennbarkeit anhand des Grauwertes werden lokale Segmentierungsverfahren mit Seed-Punkt-Steuerung eingesetzt. Die Auswahl des richtigen Schwellwertes kann automatisch auf Basis statistischer Analyse des bi-modalen Grauwert-Histogramms erfolgen (siehe z. B. [287]). Zusätzlich können A-Priori Informationen über zu untersuchende Materialien wie etwa Fasergehalt oder Volumengehalt einzelner Phasen zur Prüfung der richtigen Schwellwertwahl heran gezogen werden. Ist eine globale Trennung des Histogramms aufgrund von kurzreichweitigen Grauwertschwankungen nicht möglich, können lokale Schwellwertverfahren verwendet werden [288]. Solche Verfahren verwenden eine lokale Umgebung um die zu segmentierenden Voxel, ein Abtastfenster, welches die Segmentierung von den höherreichweitigen Grauwertunterschieden trennt. Hier sind vor allem die Methoden von Niblack oder Sauvola, welche in der kommerziellen Software MAVI integriert sind, eingesetzt worden. Die regionenbasierten Verfahren verfügen darüber hinaus über die Möglichkeit weitere Segmentierungskriterien in die Trennung einzelner Phasen mit einzubeziehen. Dazu gehören Form, Oberflächenstruktur (Glattheit), Varianz der Grauwerte zwischen Innen und Außen sowie lokale Orientierung [269]. Die in dieser Arbeit angewandten Verfahren wurden auf Basis des Segmentierungsframework der ITK Bibliothek entwickelt. Zum Einsatz kamen dabei vor allem Regionenwachstumsalgorithmen

sowie Geodesic-Active-Contour Verfahren welche entsprechend für den Einsatz in der Segmentierung großer Objektzahlen sowie automatischer Segmentierungsinitialisierung optimiert wurden. Die Initialisierung der Segmentierung geht dabei von einer Grundwahrheit aus, welche manuell vom Benutzer an einer repräsentativen Objektstruktur festgelegt wird. Diese Anfangssegmentierung wird jeweils über eine globale Schwellwertbildung erzeugt, wobei vom Benutzer sichergestellt werden muss, dass diese Vorsegmentierung eindeutig innerhalb und entfernt von den Randbereichen der zu segmentierenden Objekte liegt (konservative Auswahl). Als Initialisierung kommen dabei Seedpunkte im Fall von Region-Growing Algorithmen oder Anfangskonturen im Fall von Geodesic-Active-Contour Algorithmen zum Einsatz (siehe [283]).

5.4.3.3 Schichtdickenbestimmung

Die Methode zur Schichtdickenbestimmung ausgehend von den 3D-Aufnahmen der CT Messungen kann, wie aus Abb. 5.14 rechts augenscheinlich hervorgeht, die deutlichen Dickenunterschiede der glasfaserhaltigen Schicht in einen effektiven Messwert zusammenfassen. Gleichzeitig werden die durch das Eindringen des Kerns hervorgerufenen Dickschwankungen herausgefiltert

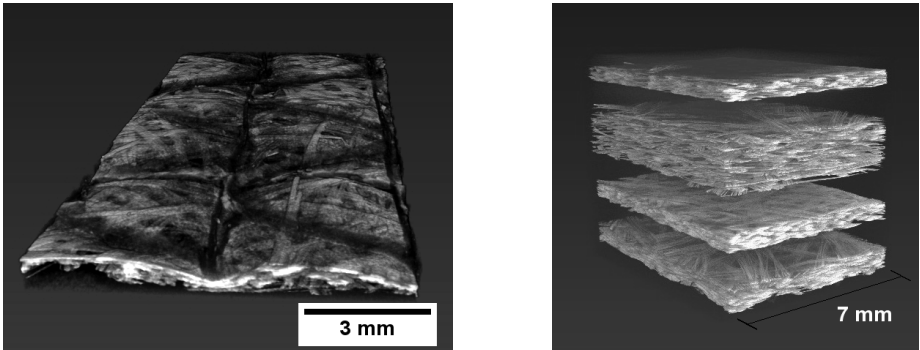


Abbildung 5.14: Kerneindruck mit geometrischer Abmessungen der Wellenstruktur (links) und Dickschwankungen für verschiedene Mattengewichte (rechts).

Der Algorithmus zur automatisierten Auswertung der Volumendaten beruht auf den zuvor bereits erläuterten grundlegenden Algorithmen der dreidimensionalen Bildverarbeitung und Segmentierung und einem zusätzlichen Projektionsvorgang, welcher die Dimension des endgültigen, effektiven Dickenwertes auf ein Skalar reduziert.

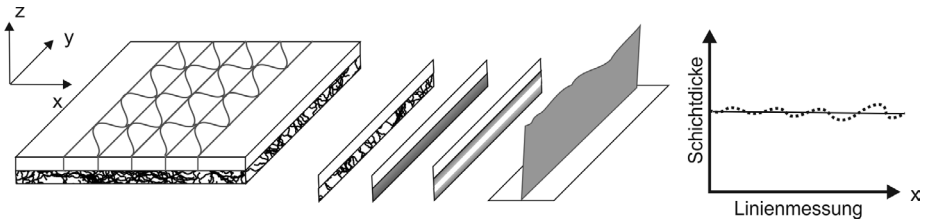


Abbildung 5.15: Bestimmung der Schichtdicke durch Projektion der Glasfaserschicht der Probe entlang der Probenachse x und nachfolgender Binarisierung, sowie Ausmessung der Distanztransformation zur Bestimmung des Schichtdickenverlaufs mit anschließender Mittelwertbildung.

Dabei wurde die Projektion der y - z Ebenen entlang der x -Achse durch Mittelung der Grauwerte erzeugt. Durch binarisieren der Projektion mit einem einfachen globalen Schwellwertverfahren (Otsu Binarisierung [269]) und anschließender Distanztransformation mit euklidischer Metrik kann ein Höhenprofil der Probendicke erstellt werden (siehe Abb. 5.15). Darin enthält jedes Pixel den Abstand zum Rand der Schicht und die Dicke der Deckschicht ergibt sich daher aus dem doppelten Maximalwert des Höhenprofils entlang der z -Achse. Die Abtastung der Schichtdicke erfolgt mit einer Linienmessung entlang der Maximalwerte der Distanztransformation, dabei sind Abweichungen der Maximalhöhe als entsprechende Dickschwankungen erkennbar. Die Abweichung der Kurve von einer Geraden entsprechen Wellungen der Deckschicht durch Eindrücken des Kernmaterials.

5.4.3.4 „Local Thickness“ Algorithmus

Die Kernwandstärken spielen bei den Beulvorgängen unter Druckbelastung für alle Wabenkernwerkstoffe eine entscheidende Rolle. Einerseits ist für eine genaue Berechnung der Beulspannung, sowohl bei analytischen als auch FE Methoden, die Bestimmung der Wandstärke als grundlegender Parameter unumgänglich, andererseits sind Unregelmäßigkeiten in der Wandstärke der Ausgangspunkt für lokales Beulen der als Platten betrachteten Kernsegmente. Die Erfassung der Wandstärken aus den CT-Bildern soll dabei sowohl genauen Aufschluss über die globale Verteilung der Wandstärken in den Stegen als auch Angaben über die Veränderung der Dicke in der Nähe von Fügezonen verschaffen. Zur Bestimmung wurde hierzu der in [289] entwickelte Algorithmus verwendet, welcher bereits in ImageJ implementiert wurde [290].

5.4.3.5 Kernverschiebungs-Algorithmus

Die Irregularitäten der Wabenkerne, welche im Produktionsprozess eingebracht werden, sind neben der Papierdicke der wichtigste Einflussfaktor für das mechanische Kernverhalten. Die Verklebungspunkte und -flächen werden bei den hier untersuchten Kernen als Messstelle für die inhomogene Kernausbildung herangezogen. Im Fall sinusoidaler Kerne

ist die Verklebung durch die Stelle der höchsten Dicke gekennzeichnet und kann so durch eine Distanztransformation identifiziert werden.

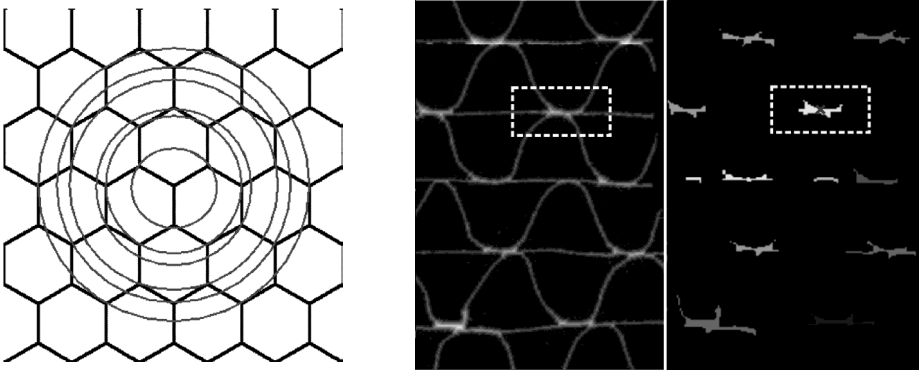


Abbildung 5.16: Zirkuläre Abtastung der nächsten Nachbarn der Eckpunkte im hexagonalen Gitter zur Bestimmung der Verteilungsfunktion (links) und Identifikation der Klebestellen durch eine Distanztransformation des binarisierten Bildes und anschließende Berechnung des Schwerpunktes der Klebestelle (rechts).

Nachdem durch die Distanztransformation mit anschließender Schwellwertbildung und Nummerierung die Klebelinien identifiziert wurden (siehe Abb. 5.16 rechts) kann das Zentrum der Klebung über den Schwerpunkt des zugehörigen Labels berechnet und gelistet werden. Als Maß für die Verzerrung der Grundzellen dienen die Abstände der Klebestellen entlang der Linerrichtung, da diese ein wichtiger Bestandteil für die spätere Berechnung der Druckfestigkeit des Kernmaterials bilden. Bei den hexagonalen Kerngeometrien sind die Endpunkte der Verklebung gleichzeitig die Eckpunkte der hexagonalen Einheitszellen. Um diese Punkte automatisch zu charakterisieren wurde das Skelett der Kernstruktur durch binäre Operationen auf dem segmentierten Bild (Otsu-Schwellwert) erstellt. Anschließend konnte durch Faltung mit verschiedenen Masken die Position der Knotenpunkte an den Ecken ermittelt werden. Schließlich konnte durch Abtasten der nächsten Nachbarn ausgehend von jedem einzelnen Knotenpunkt die Abstandsverteilung (siehe Abb. 5.16 links) im regulären Gitter überprüft und mit der optimalen Nachbarverteilung verglichen werden. Die Verteilung der Abstände wurde dann in beiden Fällen für eine weitere Modellierung herangezogen. Aus der Behandlung der sinusoidalen Kerne geht zusätzlich auch die Größe der Klebestelle hervor, welche neben der Verschiebung ein weiterer Indikator für die Verzerrung der Einheitszellen weg vom regulären sinusförmigen Muster darstellt.

5.4.3.6 2D-Faserorientierung

Die Mikrostruktur, die im Sprühprozess bei der Faserablage auf dem Kernmaterial oder bei der Herstellung von Wirrfasermatten entsteht kann prinzipiell durch eine zufällige, poissonverteilte Anordnung der Faserverwings [197] beschrieben werden. Dabei befinden

sich alle Fasern in einer Ebene und weisen nur geringe Abweichungen von wenigen Grad aus der Ebene heraus auf. Aufgrund der geringen Dicke der Deckschichten und der Fehler in der Bestimmung der Form der Rovings in Bezug auf kreisförmige Querschnitte ist es daher nur beschränkt möglich, die Fasern mit stereologischen Methoden der Bildverarbeitung zu erfassen [291–293]. Modifizierte stereologische 2D-Methoden vermeiden diese Fehler durch Zählung der Faserschnittpunkte in mehreren Schnittebenen oder der Analyse der Querschnittsflächen geschnittener Fasern im Schnittbild [294–296]. Hierbei wird jedoch die Kreuzung und kontinuierliche Richtungsänderung gebogener Fasern nicht berücksichtigt, daher beruhen die Ergebnisse stark auf lokalen Materialeigenschaften und erlauben keine Gesamtaussage über den makroskopischen Materialzustand. Eine Möglichkeit zur globalen Faserorientierungsanalyse im Zweidimensionalen, welche vor allem bei Fasergelegen zum Einsatz kommt, beruht auf der Fourieranalyse (FT) des Fasermusters. Bei laminaren Strukturen ohne Orientierung aus der Ebene, genügt die Analyse der Faserorientierung an der zugänglichen Oberfläche oder in Schnittbildern aus der Verteilungsebene. In dieser Arbeit wurden hierzu optische Messungen mit dem Makroskop sowie Schnittebenen parallel zu Dickenrichtung der Sandwichdeckschicht aus der CT-Messung verwendet. Im Vergleich verschiedener Orientierungsmessmethoden liefert die FT-Methode die verlässlichsten Ergebnisse [297]. In Verbindung mit einer Hauptkomponentenanalyse des Fourierspektrums lässt sich zudem eine schnelle und automatisierte Auswerteroutine entwickeln [298].

5.4.3.7 3D-Faserorientierung

Die 3D-Faserorientierung wurde mit anisotropen Gaussfilter durch Rotation und anschließende Gewichtung des Ausgangsbilds bestimmt. Die Ausrichtung der Gaussfilter wurde aus dem Richtungshistogramm mit dem Aufteilungsalgorithmus nach [299] bestimmt (siehe Abb. 5.17 links).

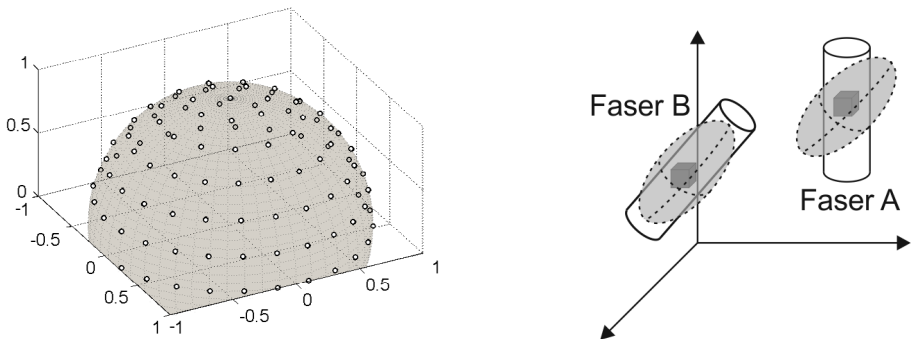


Abbildung 5.17: 3D-Richtungseinteilung für die Orientierungshistogramme (links) und Gewichtung mit dem anisotropen Gaussfilter für unterschiedlich ausgerichtete Fasern (rechts).

Das Verfahren der Orientierungsfilterung durch anisotrope Gaussfilter ist detailliert in den Arbeiten von Robb und Wirjadi dargestellt [171, 300, 301]. Der anisotrope Gaussfilter gibt durch die Filterantwort für verschiedene Richtungen dann Voxel-basiert die Übereinstimmung mit der lokalen Faserrichtung wieder (siehe Abb. 5.17 rechts). In dieser Arbeit wurde, im Gegensatz zu den in den zuvor genannten Arbeiten verwendeten Schertransformation, eine Rotation des Bildes über dem Gaussfilter verwendet (siehe Insight Toolkit Bibliothek (ITK) [280]). Der Programmablauf ist dabei wie in Abb. 5.18 dargestellt implementiert.

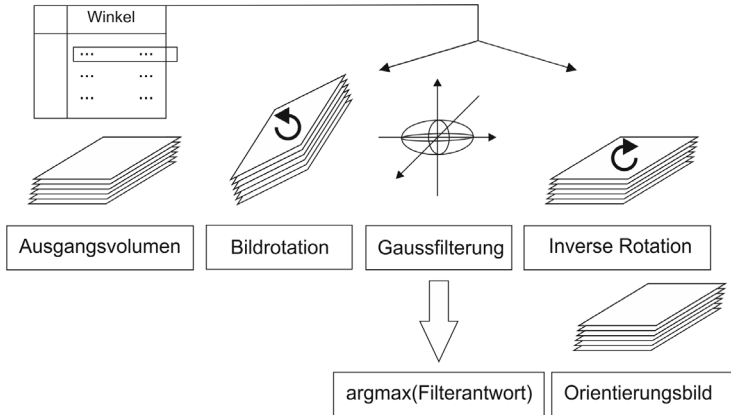


Abbildung 5.18: Visualisierung des Arbeitsablaufes bei der Faserrichtungsanalyse mittels anisotroper Gaussfilter.

Das endgültige Orientierungsvolumen mit den jeweils maximalen Filterergebnissen wird schließlich wieder mit dem anfänglichen Binärvolumen maskiert, um Beiträge des Hintergrundes, welche aus dem Filterungsschritt resultieren, zu entfernen.

6 Ergebnisse

6.1 Mechanische Prüfung und Charakterisierung der Kernwerkstoffe

6.1.1 Metallographische und tomographische Untersuchungen

Sowohl die Festigkeiten als auch die Steifigkeiten von Zellkernen hängen in hohem Maße von den Materialinhomogenitäten ab. Diese Inhomogenitäten müssen daher für jegliche Form der Modellierung, ob analytisch oder numerisch, erfasst und beschrieben werden. Dabei lassen sich verschiedene Abweichungen von der optimalen Struktur klassifizieren. Dazu zählen einerseits Schwankungen im Feststoff Papier, wie etwa Dickschwankungen oder Einschlüsse. Andererseits wird bei der Fertigung der Kerne durch die Wellenprägung und die darin unterschiedlich auftretenden Richtungen und Klebezeiten die Anbindung der Zellen deutliche Abweichungen in der Klebestelle aufweisen. Schließlich zeigt auch die makroskopische Geometrie der Zellen deutliche Abweichungen, welche als offensichtliches Qualitätsmerkmal herangezogen werden können (siehe Abschn. 5.4). Zur Untersuchung dieser Inhomogenitäten wurden in dieser Arbeit tomographische und materialographische Methoden herangezogen. Die Tomographie wurde auf der Makroskala (Abweichungen der optimalen Zellgeometrie) und die Materialographie auf der Mesoskala (Bestimmung von Harzschichten) eingesetzt. Von den im Fertigungsprozess in die ideal periodischen Kernstrukturen eingebrachten Abweichungen geht ein enormes Potenzial für den Versagensbeginn aus. Daher ist es wichtig, diese Inhomogenitäten genauer zu betrachten, um einerseits in der Simulation eine möglichst realistische Abbildungen der Kernstrukturen zu erreichen, und andererseits fundierte Erklärungen für den Versagensverlauf und den Versagensbeginn zu finden.

6.1.1.1 Tomographische Untersuchung der geometrischen Kerninhomogenitäten

Die CT konnte im Fall der Wabenkerne vor allem zur Erfassung der geometrischen Zellabweichungen sowie der fertigungstechnischen Unterschiede, sowohl des Papiergrundwerkstoffs als auch der Papierklebeverbindung eingesetzt werden. Dabei wurden verschiedene Bildverarbeitungsalgorithmen kombiniert, um relevante Daten aus den CT-Aufnahmen zu extrahieren. Mit den in Abschn. 5.4.3.5 beschriebenen Algorithmen für die 3D-Daten aus der CT-Messung konnten für die Weiterverarbeitung in Modellrechnungen bei den hexagonalen Nomex-Kernen und den sinusoidalen Wabenkernen entsprechende Merkmale extrahiert werden. Für die Beschaffenheit der sinusförmigen Struktur sind die Ergebnisse der untersuchten Proben in Abb. 6.1 dargestellt. Dabei sind sowohl die einzelnen Verteilungsdichten der Proben als auch die gemittelte Verteilungsdichte mit dem dazugehörigen bimodalen Gaussmodell angegeben. Hier sind sowohl das Maximum entsprechend der optimalen Periodenlänge bei 8,97 mm, als auch die durch Verschiebungen der Wellenlagen zueinander erzeugten Zwischenmaxima zu erkennen. Die aus den Messungen ermittelten Maxima und Standardabweichungen bei $4,30 \pm 2,64$ mm und $8,89 \pm 0,31$ mm zeigen

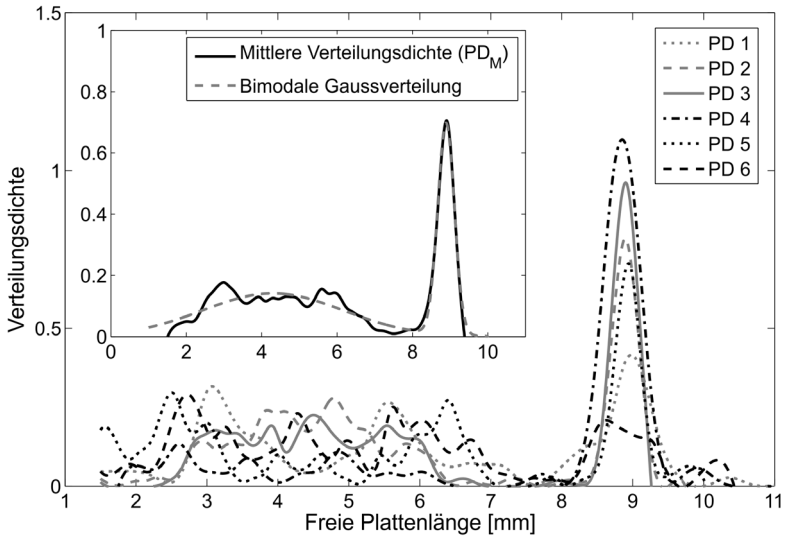


Abbildung 6.1: Verteilungsfunktion der freien Plattenlänge zwischen den Fixpunkten an den Klebestellen für 6 Kernproben aus den CT-Scans ermittelt. Zusätzlich ist ein gemittelttes Histogramm mit bimodalem Gaußfit zur Identifikation der Maxima gezeigt.

zum einen eine sehr gute Übereinstimmung mit dem erwarteten optimalen Wert und zum anderen die deutliche Verteilungsbreite der durch die Zellverschiebungen hervorgerufenen Zwischenmaxima. Zur Charakterisierung der Abweichung der hexagonalen Zellgeometrie wird ein Vergleich mit der optimalen Struktur herangezogen. Dies erfolgt durch einen Abgleich der Kreuzungspunkte der Zellen mit der vorhergesehenen Position im Raum. Als Ergebnis dieser bildanalytischen Untersuchung können dann für die nächsten Nachbarn eines jeden solchen Kreuzungspunktes die Abstandsverteilungen zu den nächsten Nachbarn angegeben werden. Aufgrund der zeitaufwändigen Untersuchung der 3D-Bilddaten (≈ 24 h pro Probe) wurden bei den hexagonalen Kerngeometrien nur die größten (ECA-I 9.2-48) und kleinsten (ECA-I 3.2-48) Zellweiten untersucht. Hierbei wird ein direkter Zusammenhang zwischen der Zellgröße und der damit verbundenen Fertigungsgenauigkeit sowie mit der Regelmäßigkeit der Zellen deutlich.

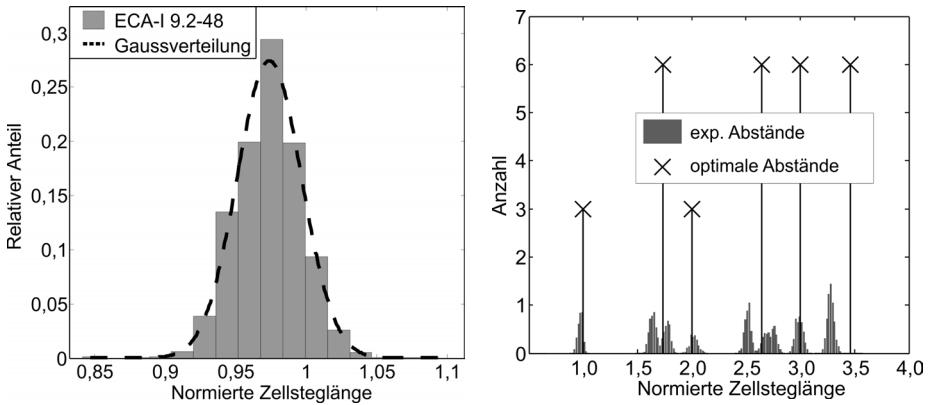


Abbildung 6.2: Verteilung der Knotenpunktabstände im hexagonalen Kern ECA-I 9.2-48 der drei Nachbarecken (links) und weiterer Gitterecken (rechts) bezogen auf die Zellkantenlänge.

Wie aus Abb. 6.2 und 6.3 im Vergleich hervor geht, unterscheiden sich die Verteilungen der drei nächsten Nachbarn vor allem in der Standardabweichung der angenäherten Gaußverteilungen der relativen Häufigkeit. Diese ist mit einer normierten Steglänge von $0,97 \pm 0,026$ bei den ECA-I 9.2-48 Waben und $0,94 \pm 0,043$ bei den ECA-I 3.2-48 Waben um 40 % Prozent kleiner. Dieser Zusammenhang bestätigt sich auch in der mechanischen Untersuchung der Steifigkeiten (siehe Abschn. 6.1.3 und 6.1.2), welche eine für die größeren Zellen deutlich höhere Formstabilität während der Fertigung und dem Transport bzw. der Weiterverarbeitung aufzeigt.

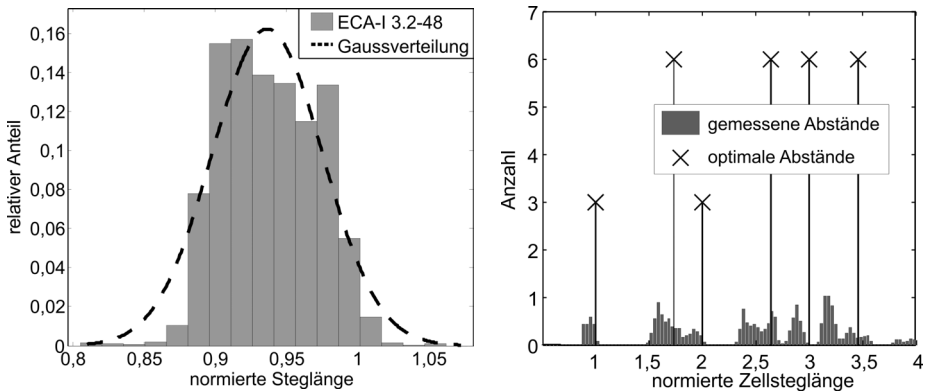


Abbildung 6.3: Verteilung der Knotenpunktabstände im hexagonalen Kern ECA-I 3.2-48 der drei Nachbarecken (links) und weiterer Gitterecken (rechts) bezogen auf die Zellkantenlänge.

Durch die Bestimmung der Papierdicke kann vor allem bei den sinusoidalen Waben der Einfluss der Klebestellen auf die Geometrie und deren Größe berücksichtigt werden. Dabei ist einerseits eine Überprüfung der Herstellerangaben zur Papierdicke möglich, andererseits kann auch das Ausmaß der zusätzliche Aufdickung durch die Klebestelle untersucht werden.

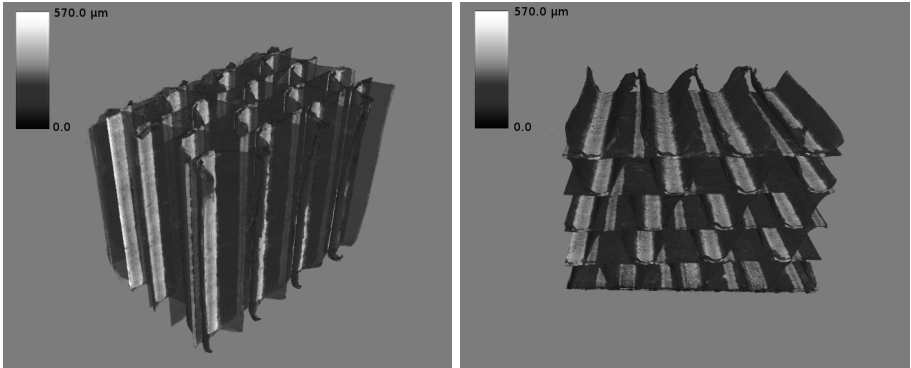


Abbildung 6.4: Papierdicken im CT-Bild farbkodiert dargestellt (links) mit deutlich erkennbarer Aufdickung an den Klebestellen durch Eindringen des flüssigen Klebstoffs (rechts) nach der Binarisierung und dem Abgleich mit mikroskopischen Aufnahmen.

Wie aus Abb. 6.4 (links) ersichtlich wird, weisen die Fugebahnen eine hohe Parallelität orthogonal zur Wellenrichtung auf und erzeugen somit über die Kernhöhe nur minimale Änderungen der Papierstegbreite zwischen den Fixstellen. Zusätzlich zeigt Abb. 6.4 (rechts) deutlich die talförmige Infiltration an den Stoßflächen zwischen Welllage und Liner, wodurch eine anteilige Dicke größer als die doppelte Papierstärke von 300 µm gemessen wird (siehe Abb. 6.5).

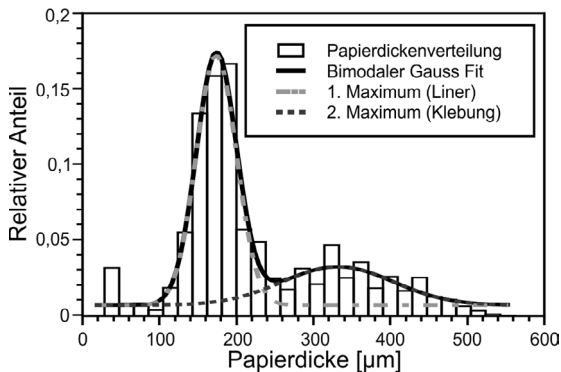


Abbildung 6.5: Papierdickenverteilung mit bimodaler Gaussnäherung für Liner und Klebestellen.

Während bei den sinusoidalen Kernen nur die Papierschicht und deren Dickenschwankungen Auswirkungen auf die mechanischen Eigenschaften haben, sind die Nomex-Wabenkerne durch ihren Mehrschichtaufbau deutlich schwieriger zu charakterisieren. Darüber hinaus sind einzig aus CT-Messungen die unterschiedlichen Schichten aus Papier und Phenolharz nicht voneinander trennbar. Die Messung wird auch hier wieder wie bei den Kernunregelmäßigkeiten in Form von Verteilungsfunktionen mit der in Abschn. 5.4 beschriebenen Methode erfasst und im Weiteren in die Berechnung der plastischen und elastischen Eigenschaften mit eingeführt. Neben der Untersuchung der freien Kernbereiche und Zellgeometrien wurden auch mehrskalige Aufnahmen der PU-gefüllten Lagen direkt unter der Deckschicht erstellt. Dadurch wird ein deutlich präziserer Einblick in die Wechselwirkung dieser Zwischenschicht mit den mechanischen Eigenschaften gewonnen.

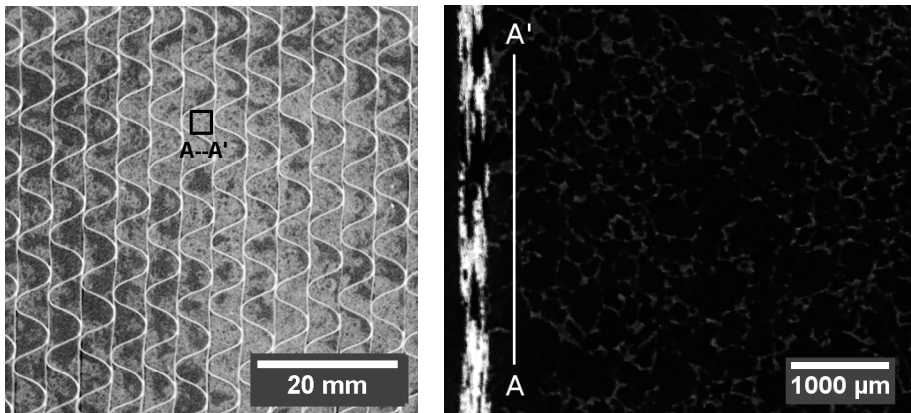


Abbildung 6.6: Untere Hälfte eines Sandwich mit offenen und durchschäumten Kernkavitäten (links), im vergrößerten Ausschnitt zeigt sich die Schaumstruktur durch die einzelnen Ligamente (rechts).

Wie aus Abb. 6.6 (links) deutlich hervor geht, ist die PU-Schicht nicht durch eine eindeutige, zur Deckschicht komplanaren Grenzfläche zu charakterisieren. Die Ausbildung der Grenzfläche hängt von einer Vielzahl von Faktoren wie etwa der Zellgeometrie und der Zellnachbarschaften ab. Zugleich hat die Position im Werkzeug und die damit verbundenen Fließigenschaften über den Infiltrationsverlauf eine bestimmende Wirkung auf die Form und Ausbildung der Füllungen und Kern-PUR-Grenzfläche. Durch das deutliche Aufschäumen mit unterschiedlicher Porenkonzentration und -größe nach Durchdringen der Deckschicht, ergibt sich ein gradueller Verlauf der relativen Schaumdichte ausgehend von der Deckschicht hin zum freien Kernbereich. In den CT-Messungen ist die Ligamentstruktur problemlos durch eine Segmentierung mittels des Otsu-Verfahrens zu erkennen (siehe Abb 6.7 links). Gleichzeitig kann aus dem binarisierten Bild die relative Dichte des Schaums berechnet werden. Daraus ergibt sich die in Abb. 6.7 (rechts) dargestellte Verteilung und eines durch eine potentielle Abnahme beschreibbaren Verhaltens. Diese relative Dichte

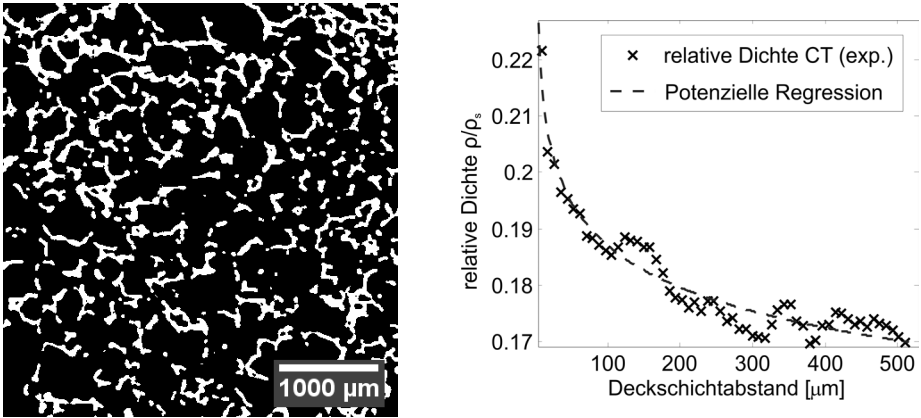


Abbildung 6.7: Schnitt durch die segmentierte Schaumregion mittels histogrammbasierter Otsu-Segmentierung [287] (links) und errechnete relative Dichte ausgehend von der Deckschicht (rechts).

wird in allen weiteren Berechnungen und Versuchen zum PUR-Schaum verwendet.

6.1.1.2 Optische Untersuchung der PUR-Eindringung im Sprühprozess

Da die Eindringtiefe des PUR eine wichtige Größe für die Ausbildung der PUR-Zwischenschicht und somit die mechanischen Eigenschaften darstellt, muss diese eingehend quantifiziert werden. Dazu werden die in Abschn. 5.4.1.1 beschriebenen Methoden eingesetzt. Der Grenzwert wurde für die mittlere Schichtbegrenzung als Abfall von 50 % zwischen oberem und unterem Grauerplateau gewählt (siehe Abb. 6.8 links). Ein Vergleich der Schwellwer-

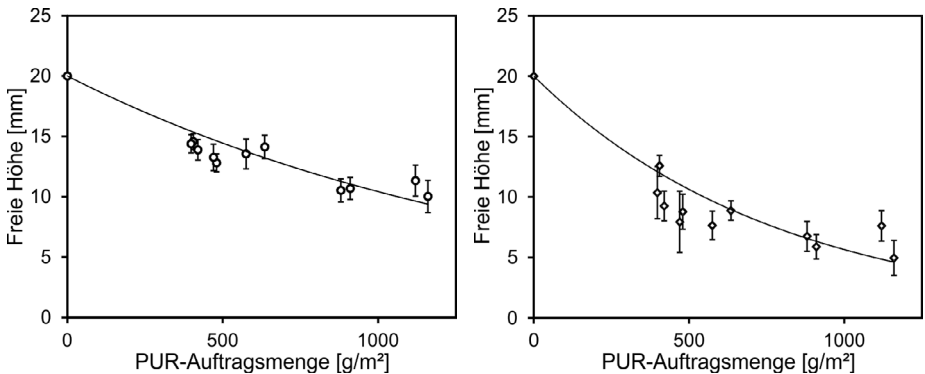


Abbildung 6.8: Optische Auswertung der PUR-Eindringung in das Kernmaterial bei einem Schwellwert von 50 % (links) bzw. 90 % (rechts) des Deckschichtgrauwertplateaus zur Bestimmung des PUR-freien Kernbereiches.

te 50/90 % zeigt zusätzlich eine deutliche Abnahme der Standardabweichungen in Bezug auf den Mittelwert für den mit den 3D-Messungen übereinstimmend gewählten Wert von 50 % (vgl. Abb. 6.8). Der in Abb. 6.9 dargestellte Grauwertprojektionsverlauf über der Sandwichhöhe zeigt die Eigenschaften der Plateauwerte für die erkannten Bereiche. Außerdem sind deutliche Unterschiede in der Ausprägung der PUR-Füllungen in Form von Kehlnähten (unten) oder Tropfenbildung (oben) im Bild zu erkennen.

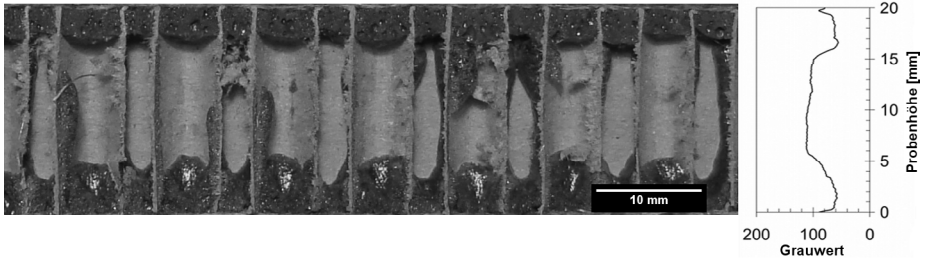


Abbildung 6.9: Kameraaufnahme eines Schnittes entlang der Sandwichplatte mit entsprechender PUR-Eindringung in die offenen Kernkavitäten an der oberen und unteren Deckschicht (links), Profil des mittleren Grauwerts aus der zugehörigen Grauwertprojektion entlang der Plattendicke (rechts).

6.1.2 Schubversuche

Die Schubversuche wurden sowohl am Sandwichverbund als auch am getrennten Kernmaterial durchgeführt. Außerdem wurden zur Werkstoffauswahl der hexagonalen Wabenkerne alternative Zellgrößen und Wandstärken als reine Kernschubproben untersucht. Durch das Eindringen der PUR-Füllmasse in die Kernkavitäten bei der Sandwichherstellung entsteht ein dreilagiger Kernverbund, dessen Messung der Schubsteifigkeit eine Überlagerung der Einzelschubsteifigkeiten darstellt. Die Auswertung der Schubsteifigkeit des eingeschäumten Polyurethan erfolgt daher bei Sandwichproben gemäß [302]

$$G_m = \frac{G_K d}{\frac{G_K}{G_{PU}} (d - t_k) + t_k} \quad \text{mit } d = \text{Sandwichdicke und } t_k = \text{freie Kerndicke.}$$

Hier werden die in 6.1.1.2 gewonnenen Ergebnisse zur PUR-Eindringung mit der freien Kerndicke t_k verknüpft, um einen effektiven Kernschubmodul zu berechnen und gleichzeitig den Einfluss der PUR-Zwischenschicht auf die elastischen Eigenschaften abzubilden.

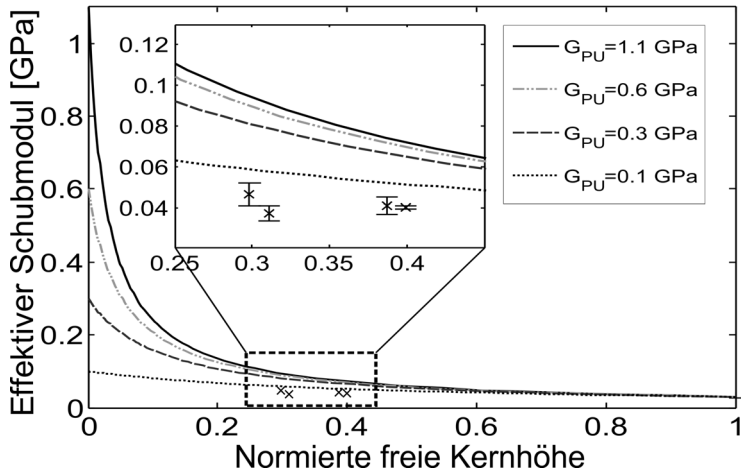


Abbildung 6.10: Einfluss des Mehrschichtaufbaus auf den effektiven Kernschubmodul und Vergleich der Iso-Spannungs Vergleichskurven nach Gl. (6.1) für verschiedene PUR-Schubmoduln.

Die Berechnungen im Vergleich zu den experimentellen Daten zeigen bei niedrigen PUR-Steifigkeiten einen sehr schwachen Zusammenhang mit der sich bildenden PUR-Zwischenlage in den hier untersuchten Sprühsandwichproben. Dies zeigt sich vor allem in Abb. 6.10 wobei eine Normierung entsprechend der Sandwichhöhe durchgeführt wurde. In diesem Vergleich zwischen den unterschiedlichen PUR-Schubmoduln ergibt sich dann selbst unter Betrachtung der schubschwachen Sandwichquerrichtung ein PUR-Schubmodul unter 100 MPa. Dieser aus einem einfachen Schichtmodell abgeleitete Zusammenhang zeigt sich zusätzlich in der allgemeinen Form der Kraft-Schubverformungskurve (siehe Abb. 6.11 links).

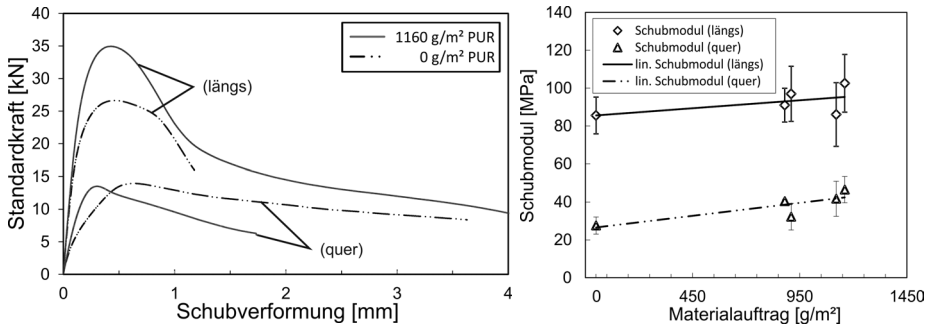


Abbildung 6.11: Kraft-Verschiebungs-Kurve der Schubversuche am sinusoidalen Kern in beide Richtungen bei maximalem und minimalem PUR-Gehalt (links) und Schubmodul in Abhängigkeit vom PUR-Auftrag (rechts) für die Längs- und Quer-Richtungen.

Hier ist deutlich erkennbar, dass der zusätzliche PUR-Auftrag zu einer Steigerung der Festigkeit und Energieaufnahme bei Längsbelastung führt. Ebenfalls wird in beiden Kernrichtungen eine Zunahme des Schubmoduls, bei gleichzeitiger Abnahme der Bruchdehnung in Querrichtung, festgestellt. Bei Untersuchung der elastischen und plastischen Eigenschaften unter Schubbelastung in Abhängigkeit vom PUR-Auftrag zeigen sich die in Abb. 6.11 und 6.12 dargestellten Zusammenhänge. Die linearen Regressionsgeraden verdeutlichen die Zu- oder Abnahme durch den PUR-Einfluss.

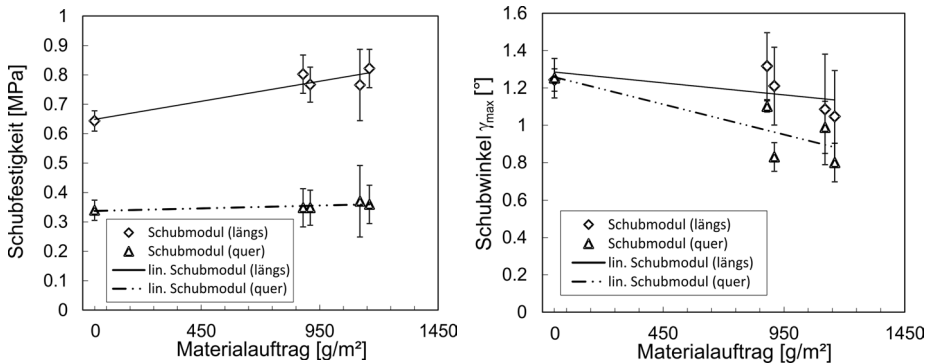


Abbildung 6.12: Schubfestigkeit und maximale Schubverformung beim sinusoidalen Kern für beide Kernrichtungen

Die charakteristischen Schubverformungskurven der hexagonalen Nomex Wabenkerne sind in den Abb. 6.13 und 6.14 dargestellt. Hierbei ist das zweite Maximum vor allem in der L-Richtung bei den beiden kleinen Kerneometrien mit einer Zellweite von 3,2 bzw. 4,8 mm sehr deutlich ausgeprägt. Die Höhe des zweiten Maximum, welches im Fall der ECA-I 4.8-32 als Maximalwert der Kraft und Hauptenergieaufnahmebereich ersichtlich wird, kann anhand von CT-Messungen eindeutig zwei verschiedenen Stadien der Schubverformung

zugeordnet werden (siehe Abb. 6.15).

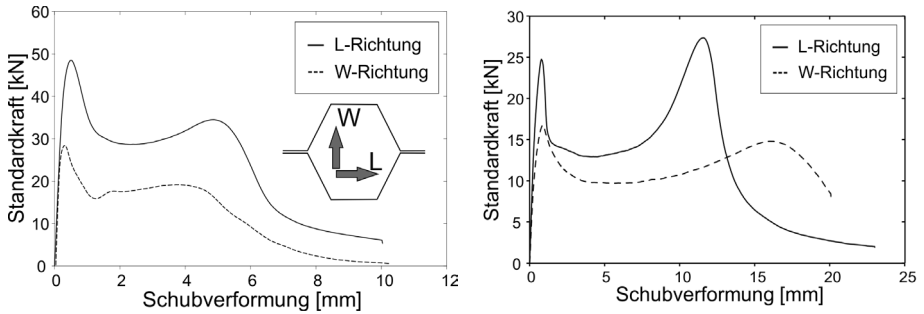


Abbildung 6.13: Kraft-Verschiebungs-Kurve der von ECA-I 3.2-48 (links) und ECA-I 4.8-32 (rechts) für die L- und W-Richtungen.

Die Schubversuche an den großzelligen Nomex-Kernen (ECA 9.6-48) sind in Abb. 6.14 dargestellt. Im Gegensatz zu den kleineren Zellen zeigt sich hier nur ein wenig ausgeprägtes zweites Maximum bei Belastung in W-Richtung. Die Herkunft dieses Sekundärmaximum lässt sich grundsätzlich durch die tomographischen und optischen Aufnahmen an Schubproben nach Unterbrechung des Versuchs am jeweiligen Kraftmaximalwert eindeutig klären.

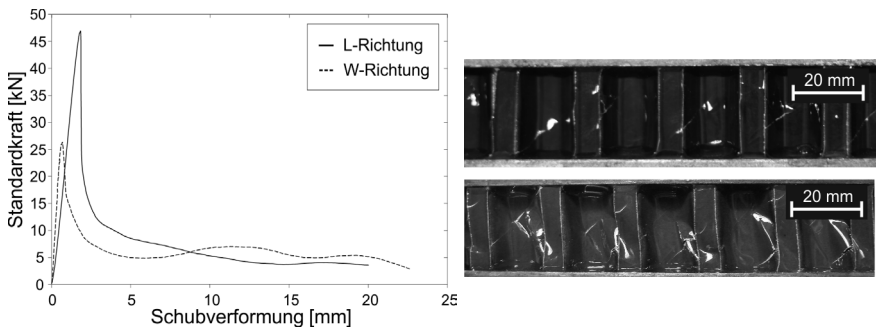


Abbildung 6.14: Kraft-Verschiebungs-Kurve der Schubversuche von ECA 9.6-48 für die L- und W-Richtungen (links) und Schädigungsevolution in W-Richtung beim ersten und zweiten Maximum (rechts).

Wie in Abb. 6.15 (obere Bilder) gezeigt wird, sind deutliche Unterschiede im Erscheinungsbild um die Rissebene für die 9,6 mm Zellen (links) im Vergleich zu den 4,8 mm Zellen (rechts) ersichtlich.

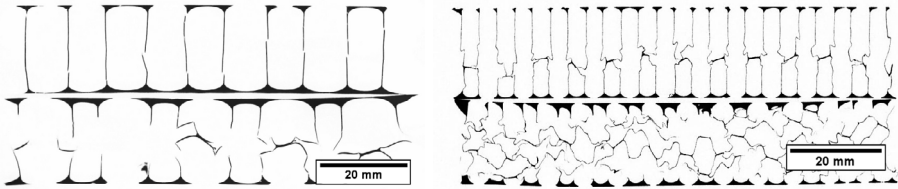


Abbildung 6.15: Vergleich des Schädigungsbildes im Schubversuch von ECA-I 9.6-48 (links) und ECA-I 4.8-32 (rechts) durch tomographische 2D-Schnitte der Riss- und Verformungszonen.

Die Betrachtung der CT-Bilder bei den jeweiligen Sekundärmaxima und der Vergleich mit dem Primärmaximum zeigt für die 9,6 mm Wabengeometrie eine signifikante Mehrfachrissbildung. Diese geht mit einer über die gesamte Sandwichhöhe ausgedehnten plastischen Schubverformung einher. Im Gegensatz dazu zeigen die kleinen 4,8 mm Zellen die Entstehung eines Schubbeulbandes, welches sich im weiteren Verlauf über die gesamte Sandwichhöhe fortsetzt, bis die an der Klebeschicht anhaftenden Kerngrenzen fast ausschließlich auf Zug belastet werden und somit zu einem erneuten Kraftanstieg führen. Schließlich ist ein letzter Kraftabfall bedingt durch das Abreißen des Kerns von der Verklebung zu verzeichnen. In Tab. 6.1 sind die nach Norm aus der Kraft-Schubverformungskurve abgeleiteten Kennwerte zusammenfassend dargestellt. Hierbei sind sowohl für das erste als auch das zweite Kraftmaximum die Kraft und Schiebung inklusive der Standardabweichungen angegeben.

Tabelle 6.1: Ergebnisse der Schubversuche in L- und W-Richtung der Nomex Wabenkerne.

	G	τ_{max}^1	$\gamma_{\tau_{max}^1}$	τ_{max}^2	$\gamma_{\tau_{max}^2}$	G	τ_{max}^1	$\gamma_{\tau_{max}^1}$	τ_{max}^2	$\gamma_{\tau_{max}^2}$
	[MPa]	[MPa]	[%]	[MPa]	[%]	[MPa]	[MPa]	[%]	[MPa]	[%]
ECA-I 3.2-48	L-Richtung					W-Richtung				
Mittelwert	32,86	1,28	5,69	0,90	58,15	21,23	0,73	6,94	0,50	99,07
Standardabw.	4,15	0,04	0,80	0,08	3,68	3,93	0,01	0,88	0,01	2,96
ECA-I 4.8-32	L-Richtung					W-Richtung				
Mittelwert	24,24	0,64	4,12	0,72	63,80	11,80	0,44	5,12	0,37	90,00
Standardabw.	3,11	0,01	0,58	0,03	3,60	0,68	0,004	0,21	0,01	1,65
ECA-I 9.6-48	L-Richtung					W-Richtung				
Mittelwert	39,7	1,2	5,0	-	-	23,1	0,7	3,5	-	-
Standardabw.	5,1	3,4	62,9	-	-	6,8	3,0	4,9	-	-

6.1.3 Druck- und Zugversuche der Kernmaterialien

Die Druck- und Zugversuche am Kernmaterial sind sowohl für die Kern-Deckschichtenanbindung und das Verhalten unter Stoßbeanspruchung von hoher Aussagekraft und werden daher sowohl für die weiterführende Impakt-Modellierung als auch zur Beschreibung und zum Vergleich der verschiedenen Kernausswahlmöglichkeiten benötigt.

6.1.3.1 Zugversuche

Die Zugversuche zur Bestimmung der uniaxialen elastischen und uniaxialen plastischen Eigenschaften wurden für die hexagonalen und sinusoidalen Kerne durchgeführt. Bei den hexagonalen Kernen werden die Versuche nur für die in der Sandwichkombination verwendete Kerengeometrie ECA-I 4.8-32 in allen Richtungen gezeigt (siehe Tab. 6.2). Für die weiteren Geometrien werden nur die Kennwerte orthogonal auf die Sandwichplattenebene, zur Identifikation des Einflusses auf das Sandwichimpaktverhalten, präsentiert. Die sinusoidalen Wellstegwabenkerne wurden ebenfalls in alle drei axialen Richtungen geprüft.

Tabelle 6.2: Zugversuche der drei Hauptrichtungen des Nomex-Wabenkerns ECA-I 4.8-32.

ECA-I 4.8-32	L				W			Z		
	E_1 [MPa]	E_2 [MPa]	σ_{max} [MPa]	$\delta_{F_{max}}$ [%]	E [MPa]	σ_{max} [MPa]	$\delta_{F_{max}}$ [%]	E [MPa]	σ_{max} [MPa]	$\delta_{F_{max}}$ [%]
Mittelwert	0,4	9,0	0,4	13,7	4,3	0,1	5,8	119,8	1,5	2,0
Std.-abw. [%]	4,2	36,9	30,1	5,9	9,5	6,1	15,4	14,3	1,0	24,1

Die Zugversuche in der Kernebene zeigen ein starkes, nicht-lineares Verhalten, welches durch zwei lineare Abschnitte (E_1 und E_2) charakterisiert werden kann (siehe Abb. 6.17 rechts). Dabei findet zunächst die Biegung der Zellwände statt, bis sich dann eine Dehnung der gestreckten Zellwände anschließt. Dadurch kommt es schlussendlich zum Riss in der Klebfläche und graduell zum vollständigen Versagen der Probe.

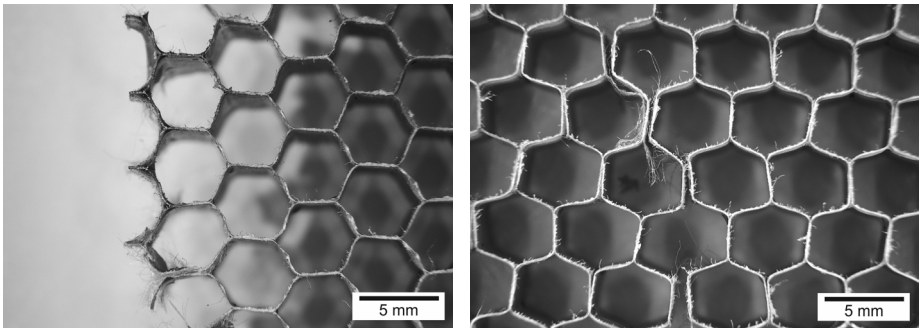


Abbildung 6.16: Rissformation und Versagensbild der In-plane Zugversuche an den hexagonalen Nomexwaben ECA-I 4.8-32 bei Beanspruchung in L-Richtung (links) und W-Richtung (rechts).

Während sich der Riss bei Beanspruchung in W-Richtung entlang der Wandverklebungen fortsetzt, ist das Versagen bei Zug in L-Richtung nahe der durch die Querbelastung extrem beanspruchten Einklebung zu beobachten (siehe Abb. 6.16 und 6.18 links).

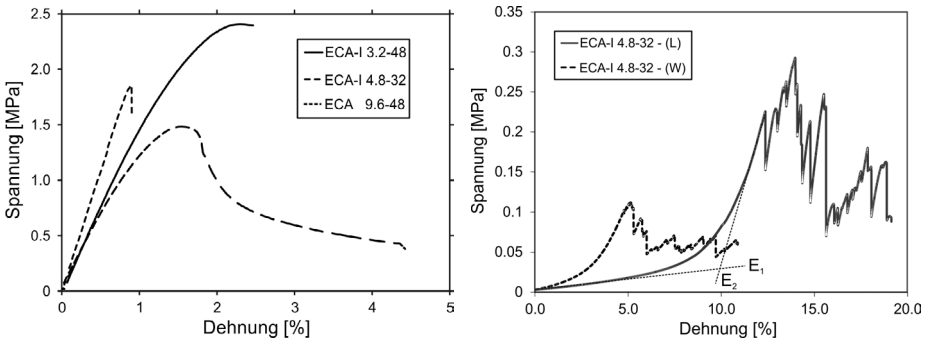


Abbildung 6.17: „Out-of-plane“ Zugversuche an den hexagonalen Wabenzellen mit unterschiedlicher Zellgeometrie (links) und im Vergleich dazu „In-plane“ Zugversuche der Nomexwaben ECA-I 4.8-32 (rechts).

Die weiteren hexagonalen Proben zeigen wie in Abb. 6.17 links ersichtlich deutliche Unterschiede sowohl in den Steifigkeiten als auch in den Festigkeiten der auf die Plattenebene senkrecht stehende Belastungsrichtung. Dies basiert hauptsächlich auf der unterschiedlichen Zusammensetzung aus Harz und Papier sowie unterschiedlicher Geometrie. In Tabelle 6.3 sind die Mittelwerte und Standardabweichungen der aus den Zugversuchen bestimmten Kennwerte für die beiden weiteren Nomex Kerngeometrien in orthogonaler Richtung zum Vergleich aufgeführt.

Tabelle 6.3: Ergebnisse der Zugversuche an den nicht im Sandwich eingesetzten Nomex-Wabekernen ECA-I 3.2-48 und ECA-I 9.6-48.

Nomex Waben	ECA-I 3.2-48			ECA-I 9.6-48		
	E [MPa]	σ_{max} [MPa]	$\delta_{F_{max}}$ [%]	E [MPa]	σ_{max} [MPa]	$\delta_{F_{max}}$ [%]
Mittelwert	131,2	2,3	2,4	206,2	1,8	0,9
Standardabw. [%]	13,1	5,5	16,2	7,7	3,2	12,4

Hieraus ist direkt ersichtlich, dass sowohl die Festigkeiten als auch die E-Moduln neben der Zellgeometrie deutlich von der Flächendichte und somit dem aufgetragenen Phenolharz abhängig sind. Gleichzeitig weisen die weniger dichten Proben von 32 kg/m^3 (ECA-I 4.8-32) ein deutlich duktileres Verhalten auf als die im Verhältnis dicker beschichteten und großzelligeren Wabekerne (ECA-I 9.6-48). Außerdem ist festzustellen, dass bei gleicher Raumdichte aber zunehmender Zellgröße und entsprechend dickerer Phenolharzschicht zwar der E-Modul zunimmt, die Festigkeit jedoch mit geringerer Zellzahl pro Flächenelement abnimmt (siehe Tab. 6.4).

Tabelle 6.4: Anteile von Aramidfaser und Phenolharz in den getesteten Nomex Kernen

Kern	t_A [mm]	t_P [mm]	Raumdichte [kg m ³]	Steifigkeit [MPa]	Festigkeit [MPa]
ECA-I 3.2-48	0,03	0,02	48	131,2	2,3
ECA-I 4.8-32	0,03	0,02	32	119,8	1,5
ECA-I 4.8-96	0,07	0,12	96	-	-
ECA-I 9.6-48	0,06	0,14	48	206,2	1,8

Den offensichtlich größten Einfluss auf die Festigkeit und den E-Modul hat die Höhe des Raumgewichts und die damit zusammenhängende Phenolharzmenge und Papierdicke. Die Schichtgeometrie wurde aufgrund des geringen Kontrasts in den CT-Messungen durch mikroskopische Aufnahmen an den Kernmaterialien beurteilt. Zur Quantifizierung der Schichten wurde jeweils an 8 Proben die Dickeverteilung an mehreren Stellen gemessen und gemittelt. Um die Auswirkungen der Kernzugeigenschaften auf die Biegebeanspruchung im Sandwichverbund bestimmen zu können, wurden auch beim sinusoidalen Kern die Zugversuche in allen Hauptkernrichtungen durchgeführt. Die mechanischen Kennwerte sind in Tab. 6.5 aufgelistet.

Tabelle 6.5: Zugversuche der drei Hauptrichtungen des Testliner Sinuswabenkernes.

Testlinerkern	(X)			(Y)			(Z)		
	E [MPa]	σ_{max} [MPa]	$\delta_{F_{max}}$ [%]	E [MPa]	σ_{max} [MPa]	$\delta_{F_{max}}$ [%]	E [MPa]	σ_{max} [MPa]	$\delta_{F_{max}}$ [%]
Mittelwert	166,7	1,2	0,8	0,9	0,03	11,7	256,6	1,2	1,6
Standardabw, [%]	14,3	11,3	24,7	8,7	9,3	32,9	17,2	10,0	45,1

Der Vergleich der Zug-Verfestigungskurven in allen Raumrichtungen des Wellstegwabenkerns (siehe Abb. 6.18 und 6.19) zeigt durch die gebogene Wellenform Unterschiede über mehrere Größenordnungen, sowohl bei den Festigkeiten als auch beim E-Modul. Zusätzlich sind deutliche Nicht-Linearitäten je nach Biegeanteil der Verformung zu erkennen. Die Zugversuche in der Sandwichplattenebene zeigen für den Wellstegwabenkern deutlich die Anisotropie die durch die Beanspruchung entlang der Linerrichtung und orthogonal dazu durch die Biegekomponente der Zellwände erzeugt wird (siehe Abb. 6.19 links bzw. rechts). Dabei erkennt man zusätzlich ein deutliches Einlaufverhalten im elastischen Bereich der Kennlinie in Linerrichtung, welches durch die Ausrichtung der Linerlagen in der Beanspruchungsrichtung hervorgerufen wird.

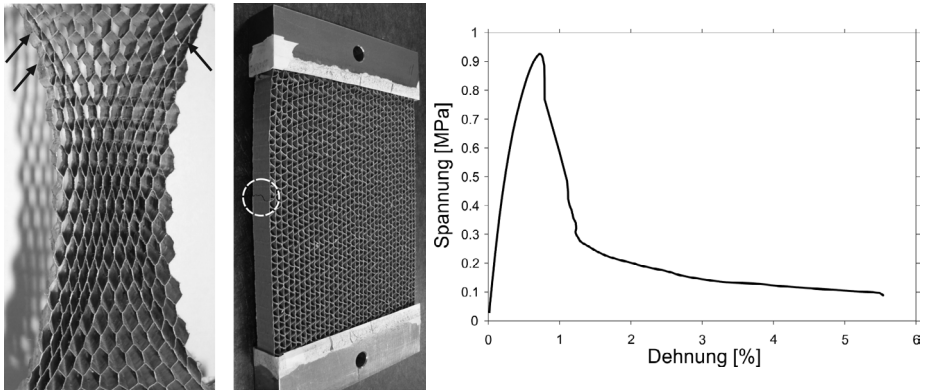


Abbildung 6.18: Vergleich der Schädigungsinitiierung von Nomex- und Testlinerwabenkernen (links) und typischer „Out-of-plane“ Zugversuch an den Testlinerwaben (rechts).

Gleichzeitig spiegelt sich die Anisotropie des Testliner Papiers in „Machining Direction“ und „Cross Direction“ in der näherungsweise gleich großen Festigkeit und Bruchdehnung orthogonal zur Plattenrichtung und in Platten-X-Richtung wieder. Die Rissinitiierung findet bei Beanspruchung in Linerrichtung durch den Anriss einer einzelnen Linerlage und die darauf folgende Destabilisierung der weiteren Linerlagen statt.

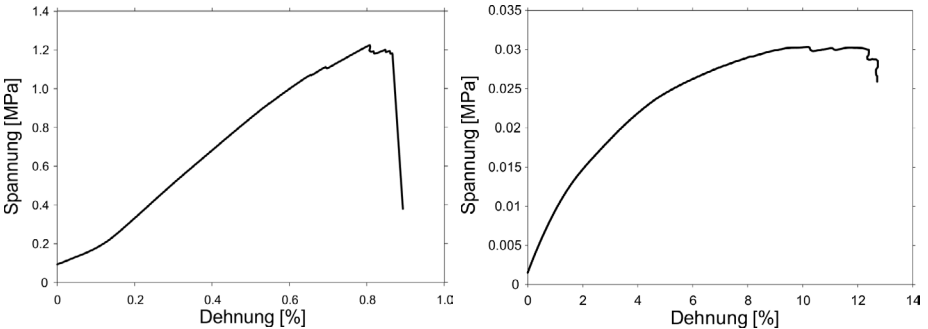


Abbildung 6.19: Die Kernanisotropie ist vor allem in den Zugversuchen in der Kernebene erkennbar, wobei in Linerrichtung die Zugeigenschaften des Liners maßgeblich sind (links) und senkrecht zu den Welllagen ein durch Biegung bestimmtes mechanisches Verhalten auffällig ist (rechts).

Im Fall der Beanspruchung senkrecht zu den Linerlagen zeigt sich eine starke nicht-lineare Biegebeanspruchung mit geringem E-Modul und geringer Festigkeit (siehe Abb. 6.19 rechts).

6.1.3.2 Druckversuche

Die Druckversuche wurden sowohl für die hexagonalen als auch die sinusoidalen Kerne nur in der Richtung orthogonal zur Sandwichebene durchgeführt, da diese den in der Anwendung kritischen Belastungsfall darstellt. Da für die hexagonalen Kerne nur aus dem Kern ECA-I 4.8-32 auch die Kernverbundplatten hergestellt wurden, konnte an diesen und den Wellstegwabenkernen auch der Druckversuch mit eingeklebter Kernober- und Kernunterseite durchgeführt werden. Wie im weiteren gezeigt wird, führen beide Arten der Versuchsführung zu deutlichen Unterschieden in den Ergebnissen. Zusätzlich wurde bei den freien Kernen die Kernhöhe variiert, um die Abhängigkeit des Beulcharakters der Verformung zu korrelieren. Eine weitere Untersuchung der Eigenschaften bei variierender Probengröße dient der Aufklärung von Randeffekten (Verhältnis aus Zellen am Probenrand zu Zellen ohne Randbereich) und somit der Bestimmung eines repräsentativen Volumenelements. Um den Effekt der Einspannungsrandbedingungen interpretieren zu können, wurden außerdem die freie Ober- und Unterseite des Kerns sowie eine eingespannte Variante überprüft. Dabei wurde die Steifigkeit bei den 20 mm dicken Proben in einem Entlastungszyklus bestimmt (siehe Abb. 6.20 links).

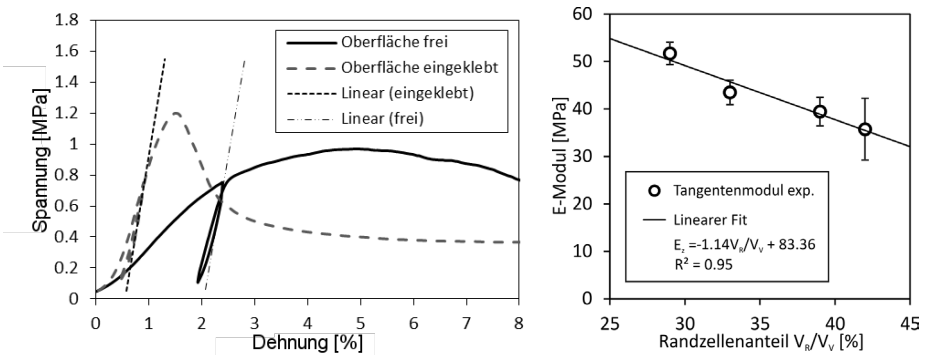


Abbildung 6.20: Einfluss der Verschiebungsrandbedingungen auf den E-Modul des Sandwichkerns (links) und Darstellung des Tangentenmoduls bei unterschiedlicher Probengröße bzw. Randzellenanteil (rechts).

Außerdem zeigt Abb. 6.20 links die deutlichen Unterschiede der Festigkeit und der Bruchdehnung bei unterschiedlicher Einspannung während der aus dem Entlastungszyklus ermittelte E-Modul gleich ist. Bei freier Oberfläche (gelenkiger Lagerung) zeigt sich zusätzlich ein wesentlich ausgeprägteres Beulverhalten als im Fall der beidseitig eingespannten Lagerung. Es stellt sich gleichzeitig eine etwa dreifach höhere Bruchdehnung durch nicht-lineares Verhalten ein. Der E-Modul der eingeklebten Proben zeigt mit $144,84 \pm 14,67$ MPa eine gute Übereinstimmung mit den Sandwichproben bei applizierter Deckschicht (siehe Abb. 6.20 rechts). Dagegen liefert der Vergleich zwischen der Ermittlung des E-Modul

mit dem Tangentenverfahren bei maximaler Steigung im Spannungs-Dehnungs-Diagramm und dem Entlastungszyklus übereinstimmende Werte. Aufgrund dessen wurde bei den Messungen an den Sandwichplatten auf den Entlastungszyklus verzichtet und der E-Modul als Tangentenmodul bestimmt. Bei Proben mit freien Enden zeigt der Tangentenmodul eine deutliche Abhängigkeit von der Auswahl der repräsentativen Probengröße, wie aus Abb. 6.20 (links) ersichtlich wird.

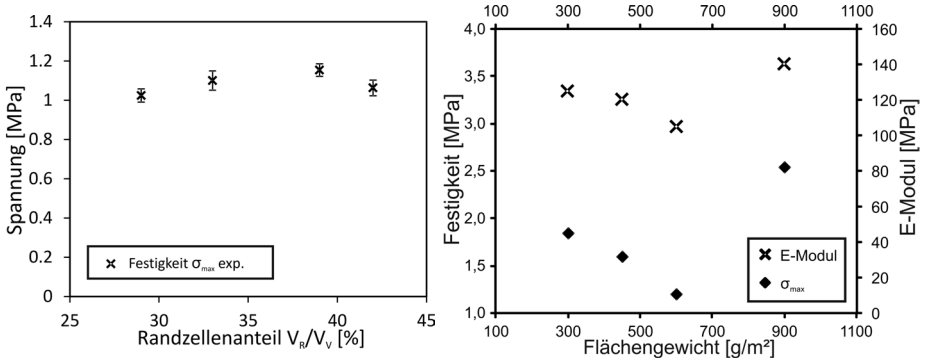


Abbildung 6.21: Festigkeiten in Abhängigkeit des Randzellenanteils bei nicht eingeklebtem Kernmaterial (links) und Variation von E-Modul und maximaler Spannung für verschiedene Deckschichtgewichte bei einer Robotergeschwindigkeit von 210 mm/s (rechts).

Die maximale Spannung hingegen ist über den gemessenen Bereich des Randzellenanteils wie in Abb. 6.21 (links) dargestellt ohne signifikanten Trend. Vergleicht man im Weiteren noch den Einfluss verschiedener Deckschichtgewichte auf die Festigkeit und den E-Modul wie in Abb. 6.21 (rechts) und Abb. 6.22 (links), zeigt sich deutlich eine fertigungsabhängige und nicht reproduzierbare Abhängigkeit zum Mattengewicht. Durch eine verknüpfte Darstellung des E-Modul und der Festigkeit in Abb. 6.22 (links) zeigen sich starke Abweichungen vom Mittelwert aller untersuchten Mattengewichte. Bei einem maximalen PUR-Auftrag ($v_R=210$ mm/s) nimmt erwartungsgemäß der E-Modul als auch die Druckfestigkeit bei geringerer Deckschichtdicke bzw. Mattengewicht (450 und 300 g/m^2) aufgrund des höheren PUR-Anteils im Kern zu. Dieser Trend setzt sich jedoch bei 900 g/m^2 nicht fort. Um einen direkten Zusammenhang zwischen dem sich ändernden E-Modul und der durch Beulen bestimmten Versagensspannung herstellen zu können, zeigt Abb. 6.22 (rechts) die über alle Mattengewichte gepoolten Werte in einer Korrelation des Verbund-E-Modul in Abhängigkeit von der Maximalspannung.

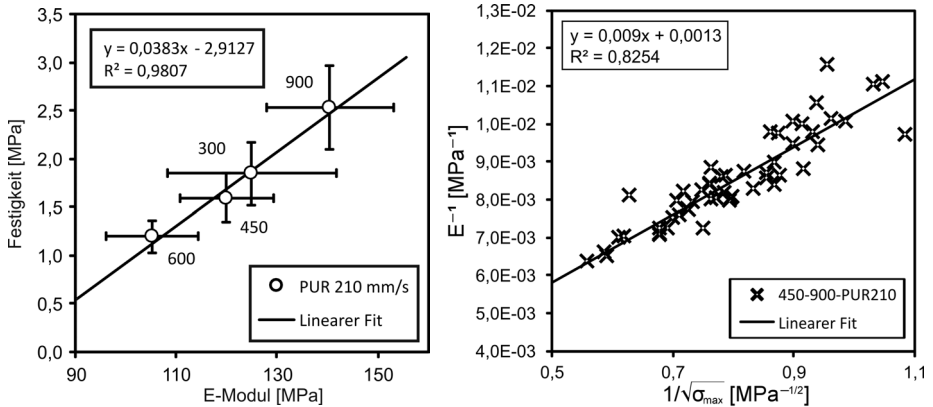


Abbildung 6.22: Mittelwerte und Standardabweichungen der einzelnen Deckschichten in einem E-Modul vs. Festigkeitsdiagramm mit einem linearen Trend (links) und Pooling der Einzelmessungen in einer schichtwerkstoffspezifischen Auftragung (rechts).

Durch Einsetzen des E-Moduls aus der Reuss'schen Schichtannahme sowie der Beulspannung für versteifte Platten (siehe Abschn. 3.2.1.2 und 3.1.1) erhält man eine Geradengleichung für den Zusammenhang zwischen dem inversen Verbund-E-Modul E_V und der inversen Wurzel der Versagensspannung σ_{cr}

$$\begin{aligned}
 \text{Schichtannahme: } E_V &= \left(\frac{V_K}{E_K} + \frac{V_{PUR}}{E_{PUR}} \right)^{-1}; & \text{Beulspannung: } \sigma_{krit} &\propto \frac{E_K}{h^2} \\
 \Rightarrow E_V^{-1} &= \frac{1}{\sqrt{\sigma_{cr}}} \alpha \frac{\sqrt{E_K}}{h_0} \left(\frac{1}{E_K} - \frac{1}{E_{PUR}} \right) + \frac{1}{E_{PUR}}. & & (6.1)
 \end{aligned}$$

Diese vereinfachten, linearen physikalischen Grundannahmen mit der Proportionalitätskonstanten α und der Sandwichhöhe h_0 zeigen dennoch eine gute Übereinstimmung zur linearen Regression bei einem Bestimmtheitsmaß von $R^2 = 0,83$ (siehe Abb. 6.22 rechts). Der somit abgeschätzte PUR E-Modul E_{PUR} liegt mit ca. 770 MPa jedoch deutlich höher als der an den PUR Proben gemessene E-Modul. Benutzt man das uniaxiale Reuss-Modell weiterhin, um die Abhängigkeit von Polyurethanauftrag aus der Messung der Polyurethanschichtdicke und dem PUR-E-Modul zu berechnen, ergibt sich für ein Sandwich mit 300 g/m² Mattengewicht das in Abb. 6.23 dargestellte Schaubild. Hierin sind die Kurven des Schichtmodells für einen Kernmodul von 90 MPa und drei verschiedenen angenommenen PUR-E-Moduln eingezeichnet.

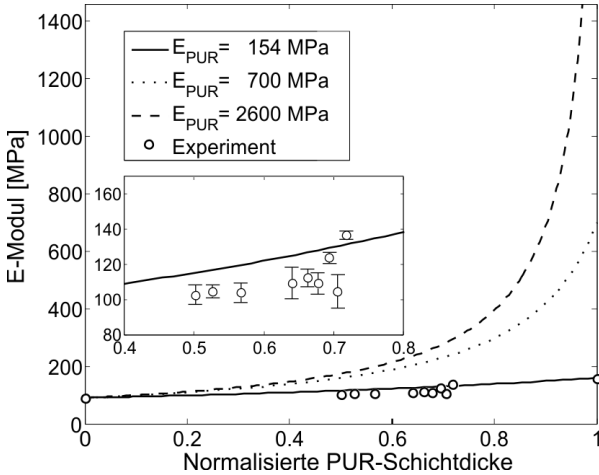


Abbildung 6.23: Einfluss des PUR-Auftrags auf den E-Modul des Sandwichverbunds mit einer Deckschicht von 300 g/m^2 .

Vergleicht man die Versagensvorgänge zwischen der Einzelkomponente Kernmaterial und dem Sandwich, so zeigen sich deutlich erhöhte Maximalspannungen bzw. Festigkeiten im Vergleich der Druckverformungskurven (siehe Abb. 6.24 rechts). Die Korrelation mit der Höhe der freien Kernbereiche zeigt ab etwa 16 mm eine Plateau-Bildung, welche bei abnehmender freier Kernhöhe deutlich variierende Mittelwerte und gleichzeitig zunehmende Standardabweichungen aufzeigt. Die maximalen erreichbaren Festigkeiten ab etwa 13 mm weisen Mittelwerte von 2 MPa auf wobei große Standardabweichungen Werte im Bereich zwischen 1,75-2,15 MPa zulassen (siehe Abb. 6.24 links).

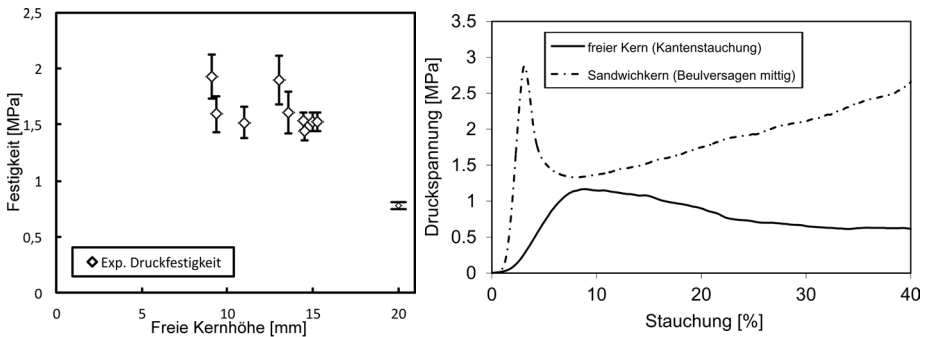


Abbildung 6.24: Festigkeiten der Sandwichdruckproben bei unterschiedlichem PUR-Auftrag (links) und Vergleich einer Druck-Verformungskurve einer Sandwich- und einer Kernprobe (rechts).

Eine genauere Betrachtung der Polyurethanschaumverformung während des Druckversuchs

zeigt keine signifikante plastische Verformung wie in Abb. 6.24 (links) ersichtlich. Das Ausbeulen und Falten der offenen Kernstruktur trägt hier primär zum Versagen des Sandwich unter Druck bei. Die unregelmäßige Ausbildung der Schichtgrenzen zwischen PUR und freiem Kern führt zu unterschiedlichen Stützweiten und Kernversteifungen mit den entsprechend hohen Streuungen (siehe z. B. Abb. 6.22 links) der bisher dargestellten Messwerte.

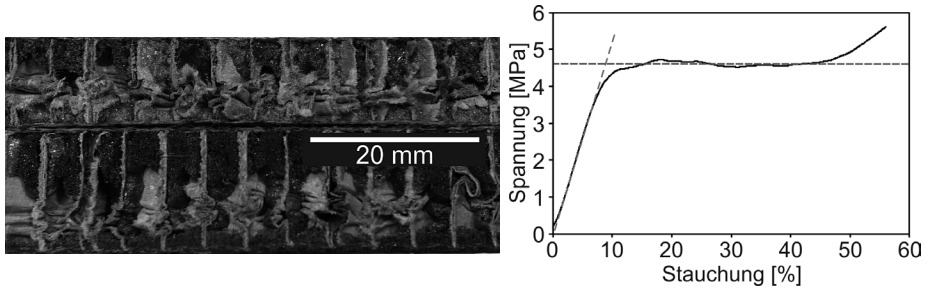


Abbildung 6.25: Schädigung durch plastisches Beulen der freien Wabenkernbereiche bei einer Dehnung von 50 % und 25 % Druckversuch an der einzelnen PUR Schaum-Schicht zwischen Deckschicht und freiem Kernmaterial (links) und Druckversuch an der PUR-Schicht (rechts).

Die Stützwirkung des Polyurethan basiert auf der gegenüber der Beullast des Kerns deutlich größeren Plateaulast der PUR-Schaum Verformungskurve. Die elastischen und die plastischen Eigenschaften des Polyurethans unter Druckbeanspruchung zeigen einen E-Modul von $54,09 \text{ MPa} \pm 11,3 \%$ und eine Festigkeit von $\sigma_{\text{Plateau}} = 4,54 \text{ MPa} \pm 9,3 \%$ mit einem nahezu idealen elastisch-plastischen Verformungsverhalten bis zur Verdichtung des Schaums bei ansteigender Kraft (siehe Abb. 6.25 rechts).

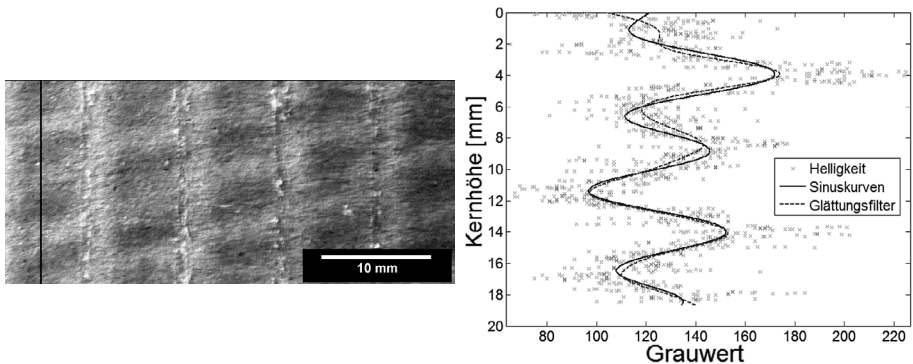


Abbildung 6.26: Ausprägung des Beulmusters auf einem Ausschnitt einer Druckprobe mit einer Anfangshöhe von 20 mm (links) und entsprechendes Linienprofil der Grauwerte (rechts).

Bereits vor dem irreversiblen plastischen Verformen der Sinuswabekerne zeigt sich das mehrfache Ausbeulen der an den Klebestellen fixierten Papierplatten am Rand der Druckproben. Die Beulfelder weisen dabei abwechselnde Minima und Maxima in gegenüber liegenden Feldern auf, wobei eine geringe Abweichung von der idealen Position durch Vergleich der Grauwertlinienprofile erkennbar ist. Das plastische Beulen im Anschluss an den elastischen Beulbereich der freien Kernschicht führt zum Kollabieren einzelner Beulfelder und einer Kettenreaktion, welche den gesamten Kern auf einer Ebene gelenkförmig zusammenfaltet. Ausgehend von diesem Kollaps beulen sich die anliegenden Zellwände bei weiterer Belastung unregelmäßig aus und formen ebenfalls Ziehharmonika-artige Auffaltungen bis zur vollständigen Kompression des Wabenkerns. Dies ist im Schnitt des rekonstruierten 3D-Bildes aus CT-Messungen (siehe Abb. 6.27) deutlich erkennbar.

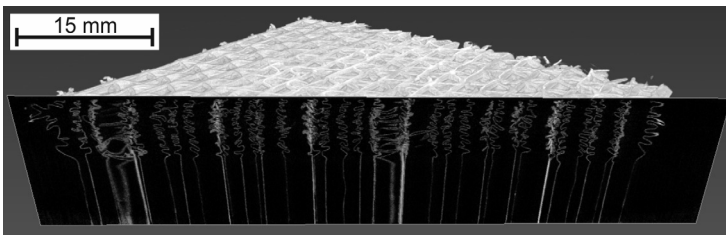


Abbildung 6.27: CT-Aufnahme einer Druckprobe mit kollabierter Schicht.

Eine genauere Betrachtung des elastischen Beulverhaltens zeigt einen zunehmenden E-Modul mit zunehmender Kernhöhe, wobei kein linearer Zusammenhang zwischen Probenhöhe und E-Modul, der auf eine gleichmäßige lokale Beulung hinweist, gefunden werden konnte.

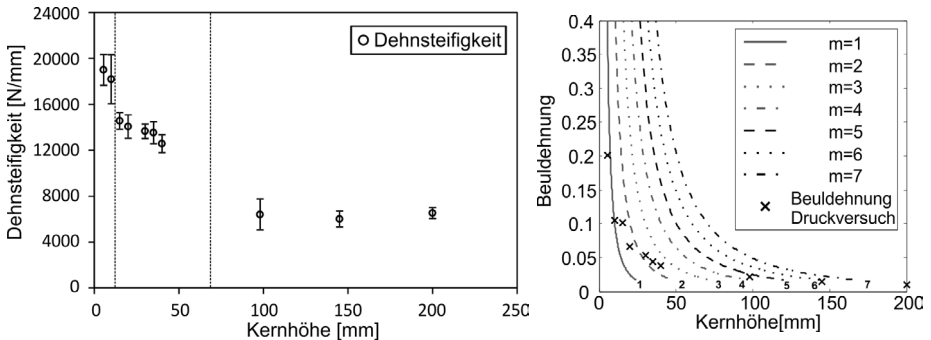


Abbildung 6.28: Aufspaltung der Steifigkeit des Kerns in verschiedene Bereiche mit quasi konstanter Dehnsteifigkeit (links) und Berechnung der axialen Dehnung bei sinusförmigem Beulen (Amplitude 2 mm) im Vergleich zu Druckversuchen an verschiedenen Sandwichhöhen (rechts).

In der Auftragung der Steifigkeit $\Delta F/\Delta x$ über der Kernhöhe zeigt sich eine Aufteilung

der Steifigkeit in drei unterschiedliche, relativ konstante Wertebereiche (siehe Abb. 6.28 links). Der weitere Vergleich der Dehnung bei maximaler Last für die verschiedenen Kernhöhen legt darüber hinaus einen Übergang verschiedener Beulwellenanzahlen und den entsprechenden Übergang in den Steifigkeiten nahe. Es zeigt sich außerdem, dass für verschiedene Periodenanzahlen die experimentelle Beuldehnung sehr gut mit der axialen Beulverformung bei Ausbildung eines sinusförmigen Musters in den Beulfeldern übereinstimmt. Bei der Berechnung des Musters wurde hier von einer Beulamplitude von 2 mm ausgegangen, welche sich vor Einsetzen des plastischen Faltevorgangs einstellt (siehe Abb. 6.28 rechts). Die weitere Betrachtung der Spannungen verschiedener Kernhöhen lässt sich ebenfalls sehr gut mit den aus der Plattenbeulung vorhergesagten Werten vergleichen (siehe Abschn. 3.2.1.2). Dabei ist der Spannungswert bei dem der Übergang von der reinen Druckbelastung der Linerplatten zum Ausbeulen stattfindet, von der Definition und dem weiteren Verformungsverhalten nach dem Übergang abhängig. Aus den experimentellen Kennwerten der Druckversuche können zwei Spannungswerte extrahiert werden. In Abb. 6.29 sind daher die experimentellen Kennwerte inklusive Standardabweichungen bei einer Abweichung der Linearität von 5 % (Abb. 6.29 links) und der Maximalspannung (Abb. 6.29 rechts) aus der Druckverformungskurve dargestellt. Für beide Spannungskennwerte zeigen sich selbst bei logarithmischer Auftragung nur geringe Schwankungen für verschiedene Kernhöhen (Aspektverhältnisse der Papierliner).

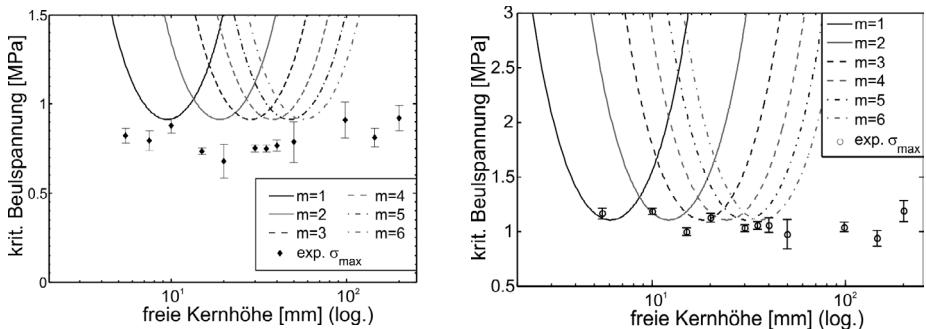


Abbildung 6.29: Berechnung der Beulspannung der Testliner-Waben durch die kritische Beulformel (Gl. 3.18) für verschiedene Beulmoden ($m=1-6, n=1$) im Vergleich zur experimentellen Auswertung der E-Modulabweichung von 5 % (links) und der zugehörige Maximalspannung (rechts).

Der direkte Vergleich mit den Ergebnissen einer Beulberechnung der Testliner-Zelle zeigt ohne Fixierung der Platten an den Klebestellen deutliche Abweichungen zu beiden experimentellen Messgrößen (vgl. Abb. 6.29 links und rechts). Die Auswertung des Modells mit fixierten Kanten an den Klebestellen weist jedoch eine recht gute Übereinstimmung mit den Kraftmaximalwerten auf (siehe Abb. 6.29 rechts) und stimmt mit der Rolle der Klebung als Druckstabilisator überein.

Das prinzipielle Verformungsverhalten der Nomex Wabenkerne hängt primär von der Zellweite sowie der Phenolharztränkung bzw. dem Raumgewicht ab (siehe Abb. 6.30 links). Durch die Verbindung der Harzschicht und des Nomex-Papiers als Dreischicht-Laminat wird das Beulverhalten aller Nomex-Waben stark behindert. Es kommt somit im Vergleich zum sinusoidalen Kernmaterial zwar zu Beulverformung, welche aber im weiteren Schädigungsfortgang durch den Bruch der spröden Harzschichten und dem darauf folgenden Abscheren der Papierschicht bestimmt wird (siehe Abb. 6.30 rechts).

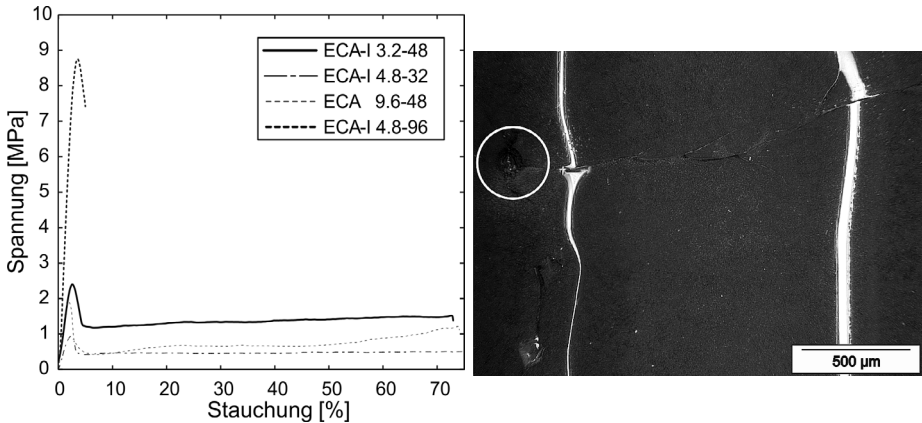


Abbildung 6.30: Vergleich der Druckverformungskurven aller verwendeten Nomex-Waben (links), Rissausbreitung bei Phenolharzinfilierten Nomex-Wabenkernen ausgehend von Unregelmäßigkeiten in der Kernstruktur (rechts).

Aus dem Vergleich der Druckverformungskurven (siehe Abb. 6.30 links) zeigt sich das eine Erhöhung des Raumgewichts eine deutliche Steigerung des E-Modul und der Versagensspannung zur Folge hat (vgl. ECA-I 4.8-32 und ECA-I 4.8-96). Dies kann direkt mit der Dicke der Phenolharzschicht (siehe Tab. 6.4) als Stütz- und Stabilisierungsschicht korreliert werden. Die entsprechenden Kennwerte sind in Tab. 6.6 dargestellt

Tabelle 6.6: Druckversuche aller verwendeten Nomexwaben mit Angaben zum E-Modul, Maximalspannung und Maximaldehnung.

Nomexwaben	ECA-I 3.2-48			ECA-I 4.8-32			ECA-I 4.8-96		
	E^* [MPa]	σ_{max} [MPa]	$\delta\sigma_{max}$ [%]	E^* [MPa]	σ_{max} [MPa]	$\delta\sigma_{max}$ [%]	E^* [MPa]	σ_{max} [MPa]	$\delta\sigma_{max}$ %
Mittelwert	109,63	2,40	2,61	59,59	1,03	2,44	413,25	8,85	2,93
Standardabw.	7,22	0,10	0,12	3,8	0,05	0,19	52,93	0,78	0,30

Eine Überprüfung der Randeffekte an den geprüften Probenvolumina durch verschiedene Probengrundflächen zeigt nur geringe Schwankungen der elastischen und plastischen Kennwerte. Diese treten vor allem bei den Probengrößen mit deutlichem Anteil unvollständig abgeschlossener Zellen auf, wie in Tab. 6.7 bei einer Größe von 75 x 75 mm²

offensichtlich wird. Die überstehenden, angeschnittenen Zellwände tragen aufgrund der veränderten Verformungsrandbedingungen nur noch in reduziertem Maß zur Steifigkeit bei, wodurch sich eine geringe Absenkung der Steifigkeit um etwa 15 % ergibt.

Tabelle 6.7: Druckversuche an ECA 9.6-48 Nomexwaben mit unterschiedlicher Probenfläche.

ECA 9.6-48	100×110 mm ²			75×75 mm ²			55×50 mm ²		
	E^* [MPa]	σ_{max} [MPa]	$\delta\sigma_{max}$ [%]	E^* [MPa]	σ_{max} [MPa]	$\delta\sigma_{max}$ [%]	E^* [MPa]	σ_{max} [MPa]	$\delta\sigma_{max}$ %
Mittelwert	138,45	1,88	1,75	121,31	1,83	1,89	141,53	1,85	1,61
Standardabw.	26,24	0,03	0,39	10,45	0,06	0,17	16,63	0,08	0,19

Das Ende der elastischen Beulverformung ist im Gegensatz zu den sinusoidalen Kernmaterialien ohne Phenolharzinfiltration nicht durch den Kollaps und das Ziehharmonika-artige Zusammenfallen des Kerns gekennzeichnet, sondern zeigt eine ausgeprägte Delamination der einzelnen Schichten mit Bruch- bzw. Rissbildung im Phenolharz und anschließendem Abscheren des Nomex-Papieres (siehe Abb. 6.31).



Abbildung 6.31: Fortschreitende Schädigung von Nomex-Zellwänden in der CT-Messung sichtbar gemacht. Das Schädigungsbild zeigt deutlich die Delamination der Harz- und Papierschichten beim Kraftmaximum (links) mit anschließendem Bruch oder Auffalten (rechts).

Der direkte Vergleich der Testliner- und Nomex-Wabenkerne zeigt ähnliche elastische und plastische Eigenschaften bei sich entsprechenden Zellgrößen und geringem Phenolharzanteil (vgl. Tab. 6.6 und Abb. 6.20 bzw. 6.21). Gleichzeitig zeigen die reinen Papierkerne ein deutlich zäheres Materialverhalten vor allem bei Druckverformung, welches sich durch eine vereinfachte Beulverformung und den scharnierartigen Kollaps der Zellwände auszeichnet. Das spröde Versagen der Nomex-Waben durch Rissbildung im glasartigen Harzsystems (siehe Abb. 6.30 rechts) ist durch die ungleichmäßige Harzverteilung nicht ausschließlich auf eine planare Versagenszone beschränkt, sondern breitet sich vom Ort der Rissinitiierung als Delamination parallel zur Spannung, entlang von Harzhomogenitäten und Einschlüssen weiter aus (Abb. 6.31).

6.2 Mechanische Prüfung und Charakterisierung der GFK-Deckschicht

6.2.1 Metallographische und tomographische Untersuchung

Die materialographische Untersuchung der Deckschichten bildet einerseits die Grundlage für die Charakterisierung der Prozess-Mikrostruktur-Zusammenhänge, andererseits kann die Schädigung und das Zusammenwirken mit der Mikrostruktur in Kontext gebracht werden. Hierbei wurden die in Kap. 5.4.3.1 beschriebenen Bildverarbeitungsverfahren angewandt, um quantitative Aussagen über die Mikrostruktur treffen zu können.

6.2.1.1 Faserverteilung im Roving und der Schnittfasermatte

Ausgehend von der kleinsten Skala des Glasfaserrovings kann die Einzelfaserpackung innerhalb des Schnittrovings bestimmt werden. Dabei ist zu beachten, dass die Faserrovings in leicht variierender Größe und Packungsdichte innerhalb des jeweiligen Rovings sowie zwischen verschiedenen Rovings vorliegen (siehe Abb. 6.32). Daher ist nur eine statistische Aussage über die Packungsdichte möglich, welche hier in Form einer Gaussverteilung getroffen wird.



Abbildung 6.32: Dicht gepackter Roving mit 80 % Raumerfüllung (links) und aufgesplitteter Roving mit 35 % Raumerfüllung (rechts).

Da die maximale Packungsdichte bei hexagonaler ($V_{\max} = \frac{\pi}{2\sqrt{3}}$) oder quadratischer ($V_{\max} = \frac{\pi}{4}$) Anordnung der Fasern für die elastischen Eigenschaften des Roving und somit des gesamten Verbundwerkstoffes von entscheidender Bedeutung ist, wurden sowohl tomographische Aufnahmen mit Einzelfaserauflösung als auch Schlibfbilder für die Aussagen über 3D-Orientierung und Verteilung im Roving herangezogen (siehe Abb. 6.33 bzw. 6.34). Um statistisch relevante Datenmengen analysieren zu können, wurde aus den Schlibfbildern die Faserkonzentration bestimmt und mit einzelnen tomographischen Aufnahmen abgeglichen. Die Packungsdichte wurde dabei in axialen Schnitten des Roving durch eine Korrelationsanalyse mit Kreisscheiben bestimmt (siehe Abb. 6.33). Dabei wurde das Schlibfbild mit dem Faserquerschnitt als kreisförmiges Modell auf verschiedenen Größenskalen korreliert, wodurch der Mittelpunkt der Fasern und über die maximale Filterantwort verschiedener Skalen, auch die Radiusvariation erfasst werden konnte. Die Messung einer Grundgesamtheit von 15 Proben ergab einen Faservolumengehalt von $65,43 \% \pm 5,08 \%$ wobei die die Fasern umgebende Matrix deutliche Porenkonzentrationen aufweist.

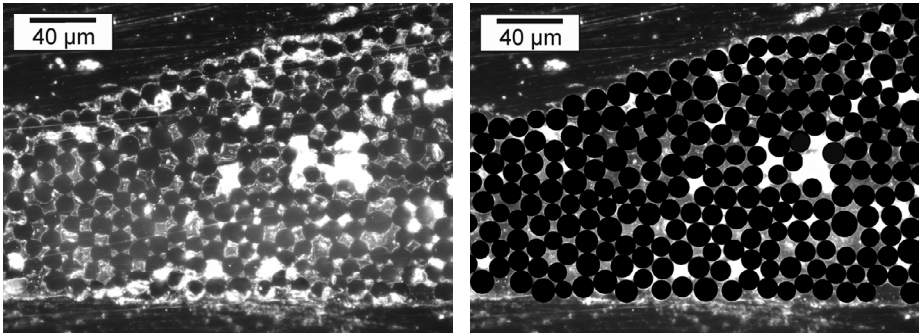


Abbildung 6.33: Mikroskopische Aufnahme eines axialen Schliffes des eingebetteten Rovings mit dunklen Fasern und weißen Poren in der PUR-Matrix (links) und Korrelation mit Kreisscheiben variierender Radien zur Identifikation der Position und Radien der vorliegenden Glasfasern (rechts).

Die Schleif- und Polierbehandlung der eingebetteten Proben im Polyurethanschaum weist zusätzlich einen klaren Nachteil gegenüber der zerstörungsfreien CT auf, da sich Verschmierungen und Matrixausbrüche über den Faserquerschnitten ausbilden. Daher war eine Orientierungsbestimmung durch konventionelle stereographische 2D-Methoden nicht mit ausreichender Genauigkeit möglich. Um die im Ausgangszustand des emulsionsgebundenen Rovings vorliegende 3D-Faserorientierung zu analysieren, wurden daher tomographische Aufnahmen, wie exemplarisch in Abb. 6.34 in einer axialen und einer sagitalen Ansicht dargestellt, verwendet. Aus Abb. 6.34 (rechts) ist deutlich erkennbar, dass nach der Nachbearbeitung mit den in Absch. 5.4.3.1 Methoden eine getrennte Erfassung einzelner Fasern auch in dicht gepackten Regionen möglich ist. Der Faserdurchmesser liegt dabei im Bereich von 5-10 Pixeln mit einer definierten und glatten Mantelfläche. Somit wird eine Richtungsanalyse der Filamente erst grundsätzlich ermöglicht.

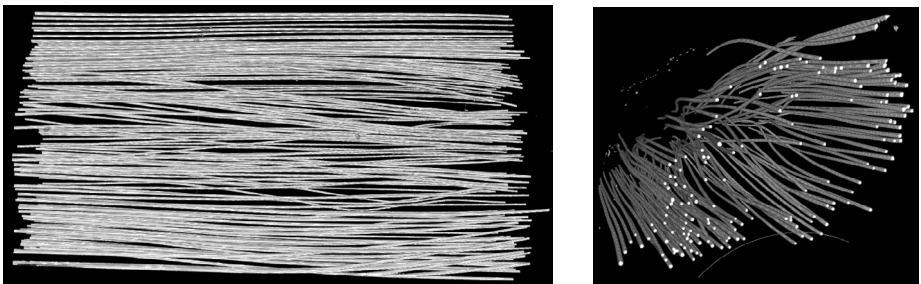


Abbildung 6.34: Roving geringer Dichte mit Einzelfaserauflösung vor dem Verpressen und der Infiltration in der Seitenansicht (links) und axialem Schnitt mit sichtbarem Ringartefakt (rechts).

Die Trennung der Einzelfasern wurde mit der in Absch. 5.4.3.1 beschriebenen „Vesselness

Enhancing Diffusion“-Methode (VED) durchgeführt, um in der Binarisierung auch Einzelfasern bei hoher Packungsdichte ohne Brückenbildung analysieren zu können (siehe Abb. 6.35 links). Die optimale Einstellung der Parameter wurde dabei manuell angepasst und wie in Abschn. 5.4.3.1 beschrieben, gewählt. Bei grenzwertiger Aufnahmequalität, z. B. aufgrund thermischer Instabilität der Röntgenröhre oder Bewegung der Probe, welche durch die zur Verfügung stehenden Artefaktkorrekturalgorithmen nicht korrigiert werden konnten, erbrachte auch der VED-Algorithmus keine ausreichende Verbesserung um die Bilddaten ohne Verfälschung der Messwerte in den Analysen verwenden zu können (vgl. Abb. 6.35). Die acht zur Auswertung der CT-Daten benutzten Aufnahmen der Rovings wurden Anhand der Aufnahmequalität in Bezug auf Artefakt- und Rauschfreiheit ausgewählt.

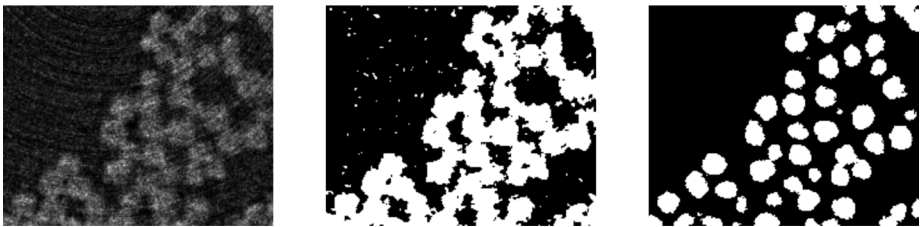


Abbildung 6.35: Vergleich der Bildverbesserung des Originalbildes (links) durch VED (rechts) und Binarisierung ohne VED (Mitte), bei Verwendung der Otsu-Binarisierung.

Die Ermittlung der Faser- und Rovingrichtungen erfolgte nach der CT-Aufnahme mit der in Abschn. 5.4.3.1 beschriebenen Methode der anisotropen Gaussfilterung. Die für die Deckschichten und Faserrovings ermittelten sphärischen Histogramme (siehe Abb. 6.37 und 6.36 rechts) zeigen eine transversale Isotropie der Faser- und Rovingverteilung.

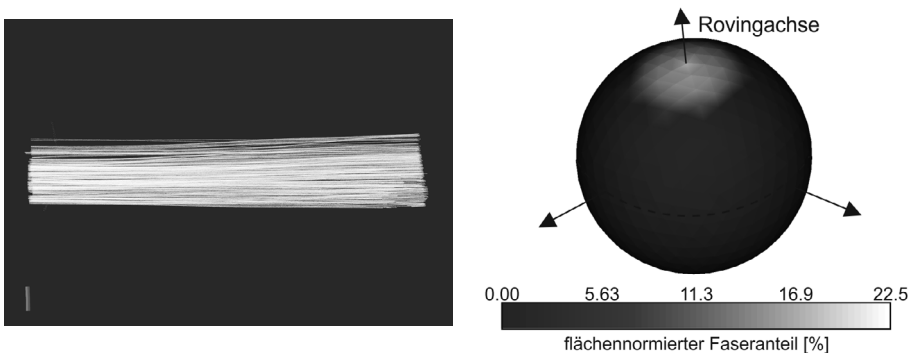


Abbildung 6.36: CT-Aufnahme eines Einzelroving mit ca. 500 µm Durchmesser an der breitesten Stelle (links) und Orientierungshistogramm der Faserorientierungen in diesem Einzelroving (rechts).

Die transversal isotrope Verteilung der Filamente im Roving beruht auf einer zur Rovingachse symmetrischen, von Null verschiedenen Verteilungsdichte in einer Kugelkalotte mit einem Öffnungswinkel von ca. 15° . Die Abweichungen von der idealen Faserrichtung werden durch die Streubreite der Histogramme dargestellt und durch die Faserverteilungsfunktionen mit ihrer Halbwertsbreite mathematisch beschrieben (siehe Abb. 6.36 rechts). Die Untersuchung der Rovingrichtungen innerhalb der Schnittfasermatte zeigt eine zufällige und geradlinige Verteilung der Rovings in der Hauptebene (siehe Abb. 6.37 links). Die Analyse der Richtungskomponenten aus der Hauptebene heraus, welche durch die Biegung an den Überlappungspunkten zustande kommt, zeigt bis zu einer Breite von $\pm 15^\circ$ vorhandene Richtungskomponenten (siehe Abb. 6.37 rechts), welche jedoch ein deutliches Maximum am Äquator mit augenfälligem Abklingen mit zunehmender Normalenrichtung aufweist.

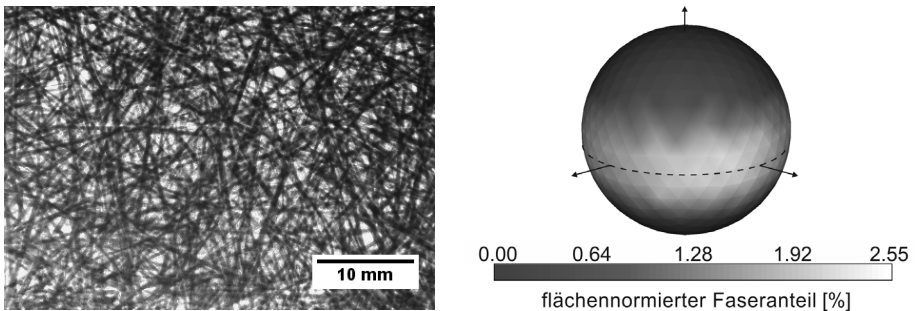


Abbildung 6.37: Aus tomographischen Aufnahmen ermittelte Richtungsverteilung der Rovings in der 450 g/m^2 Deckschicht (rechts) und Netzwerk der Schnittfaserrovings in dieser Matte bei transparenter Polyurethanmatrix (links).

Die Messung der Orientierung an unterschiedlichen Mattengewichten und PUR-Mengen zeigt zwar eine eindeutige Abhängigkeit vom Mattengewicht, jedoch spielt der PUR-Gehalt im Bezug auf die Faserausrichtung keine Rolle. Dies zeigt sich zweifelsfrei aus den sphärischen Histogrammen, welche eine klar schärfere Verteilung um den Äquator bei 300 g/m^2 gegenüber der dickeren, 900 g/m^2 schweren Deckschicht aufweisen (siehe Abb. 6.38).

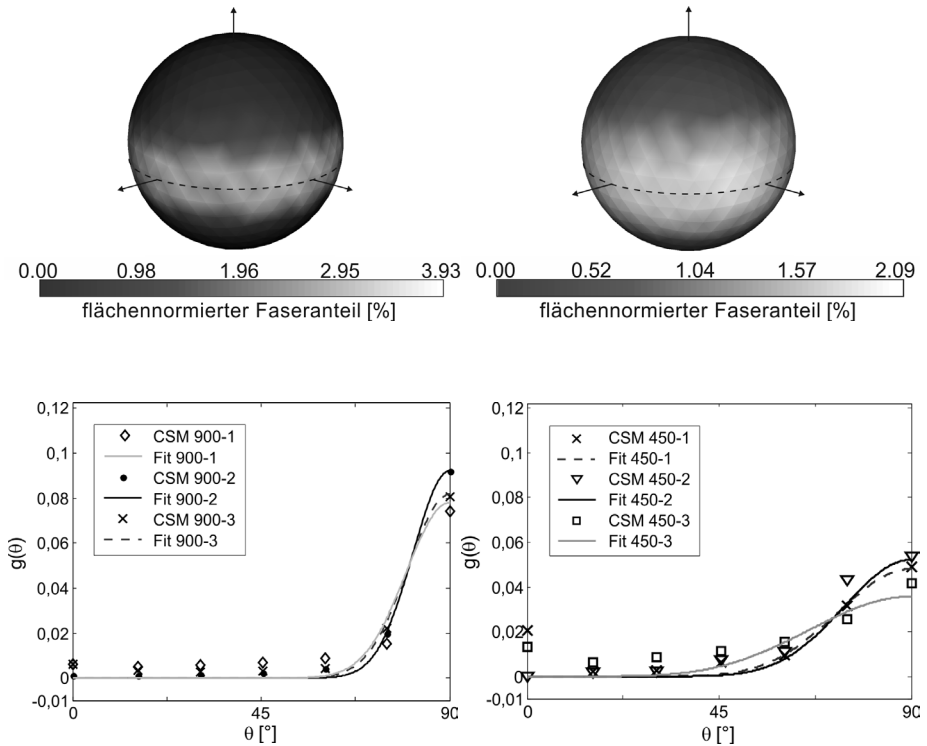


Abbildung 6.38: Die Orientierungsverteilungen der unterschiedlichen Schnittfasermattengewichte zeigen für die stärker komprimierten 900 g/m² Deckschichten deutlich schmalere Verteilungen aus der Mattenebene hinaus (links) als dies bei den 450 g/m² Matten der Fall ist (rechts).

Um diese radial symmetrischen Verteilungsbreiten zu quantifizieren, können die Wahrscheinlichkeitsdichten auf den Winkelparameter θ reduziert werden (siehe Abb. 6.38 unten). Mit der funktionalen Darstellung nach Pyrz (siehe [178, 303]) kann die Schärfe der Verteilung und damit der Unterschied in den Verteilungsbreiten klar sichtbar gemacht und durch die Halbwertsbreite abgelesen werden. In den aufgezeigten Fit-Funktionen wurde jeweils der Parameter Q auf 0,5 festgehalten, während nur der Parameter P angefitet wurde. Zusätzlich ist jedoch in den Histogrammen bei 300 g/m² eine Aufteilung in zwei abweichende Positionen der Maxima im Bereich der Schnittfasermattenebene ersichtlich (siehe Abb. 6.39 rechts). Hierbei zeigt sich deutlich die unterschiedliche Lage der maximalen Faserkonzentration für die 300 g/m² Matte bei ca. 75° sowie für die 450 g/m² Matte in der Hauptebene bei 90°. Die weitere Darstellung der gefitteten eindimensionalen Verteilungsfunktionen zeigt einen deutlichen Nachteil dieser mathematischen Darstellung, da die Orientierungsverteilungsfunktion (ODF) nach Pyrz bei einem Maximum außerhalb

der Hauptebene nur eine schlechte Näherung der experimentellen Messwerte darstellt. Daher wurde in diesem Fall eine Gauss'sche Verteilungsfunktion für die eindimensionale Annäherung bei 300 g/m² Matten verwendet (siehe Abb. 6.39).

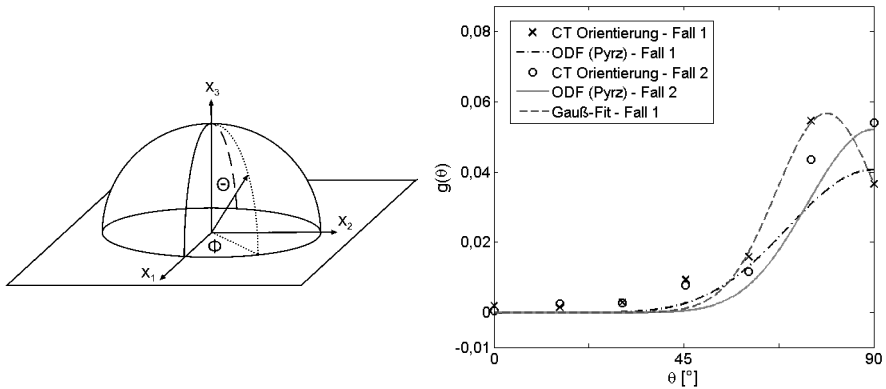


Abbildung 6.39: Schema der Ableitung eindimensionaler Orientierungshistogramme in der Deckschichtebene nach [303] (links) und aus der Haupttrichtung abweichende Orientierungskomponenten der gemessenen 300 und 450 g/m² Schnittfasermatten (rechts).

Eine genauere Untersuchung zur Begründung der Abweichung der Hauptorientierung aus der Matte hinaus ist in den in Abb. 6.40 dargestellten Schnitten aus CT-Messungen für alle Mattengewichte zu sehen.

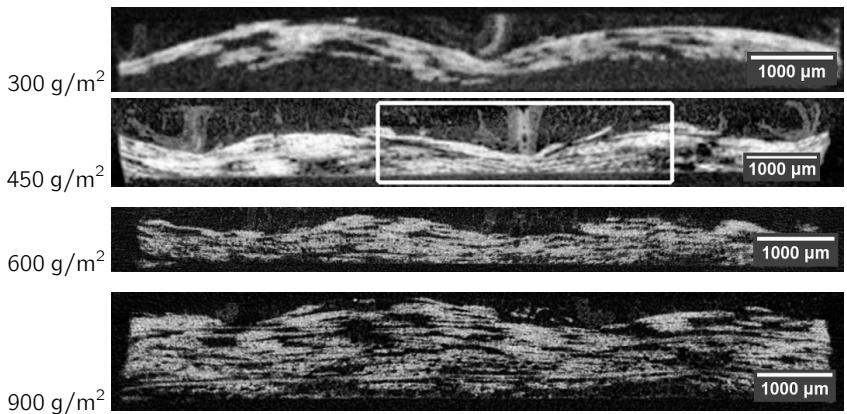


Abbildung 6.40: Aus tomographischen Aufnahmen ermittelte Schnitte durch die Deckschichten von 300 bis 900 g/m² (von oben nach unten) mit deutlichem Eindrücken der Kernzellwand exemplarisch bei 450 g/m² (siehe ROI).

Hier ist klar erkennbar, dass mit zunehmendem Mattengewicht eine Auffächerung der Schnitffasermatte unter dem Druck der Kernzellwände verhindert wird und somit eine starke Reduktion der aus der Matte heraus zeigenden Faserbündel stattfindet. Die aus den radialsymmetrischen, sphärischen Diagrammen extrahierten, eindimensionalen Verteilungsfunktionen basieren alle auf der von Manera und Pyrz verwendeten zweiparametrischen Beschreibung. Jedoch wurde bei den Schnitffasermatten mit fixiertem $Q=0,5$, aufgrund der in der CT bestimmten Lage des Maximum in Verteilungen, gearbeitet. Für die Verteilung der Fasern im Roving und der Schnitffasermatte ergaben sich für alle Messungen folgende Mittelwerte und Standardabweichungen der Fit-Parameter.

	Faserroving		Schnitffasermatte		
	-	-	900 g/m ²	450 g/m ²	300 g/m ²
	P	Q	P, Q=0,5	P, Q=0,5	Gauß (μ, σ)
Mittelwert	0,50	56,3	18,60	5,64	$\mu=81,02^\circ$
Standardabw.	10^{-5}	23,04	3,23	2,02	$\sigma=23,97^\circ$

Tabelle 6.8: Durch „Least-Square“-Fitting ermittelte Parameter der Wahrscheinlichkeitsdichte der Faserverteilungsfunktionen.

Die verschiedenen Verteilungsfunktionen erlauben somit eine Beschreibung aller auftretenden Faserrichtungen und sind in Abb. 6.41 (links) für unterschiedliche Breiten und Faserausrichtungen dargestellt. Hierbei sind die Verteilungsfunktionen für den Roving mit $0,5 \leq P \ll Q$, für die Fasermatten mit $0,5 \leq Q \ll P$ und bei isotroper dreidimensionaler Faserverteilung mit $P=Q=0,5$ zu unterscheiden.

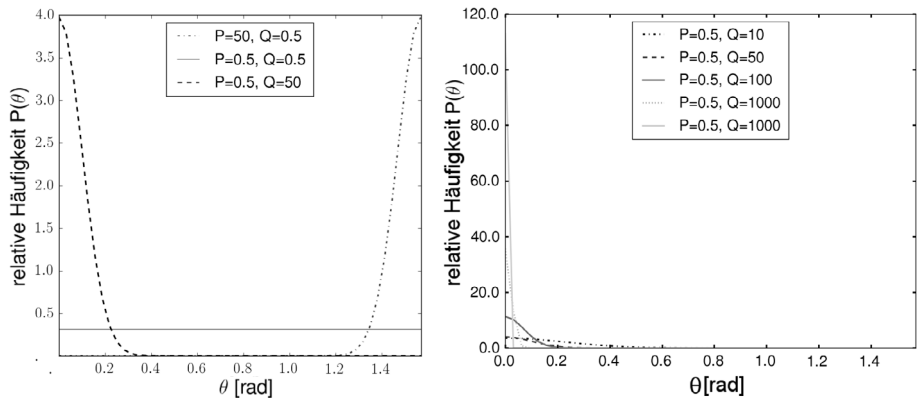


Abbildung 6.41: Orientierungsverteilungsfunktion für die drei Fälle transversaler und kompletter Isotropie (links) und die Richtungsabweichungen innerhalb eines Roving für verschiedene Parameter der Verteilung (rechts).

Die Orientierungsverteilungen auf Rovingebene wurden ausschließlich mittels tomographischer 3D-Aufnahmen ermittelt. Dabei wurden die in Abschnitt 5.4.3 beschriebenen

Methoden sowie Software verwendet. Für die Faserverteilung im Roving ist die mittlere Abweichung der Fasern aus der UD Richtung durch die Größe des Parameters Q und somit der Schärfe des Maximum charakterisiert (siehe Tab. 6.8).

Die Orientierungsanalyse der Rovingrichtungen in der Mattenebene wurde zusätzlich aus 2D Makroskop-Aufnahmen mit FFT Methoden durchgeführt. Hier zeigt sich ebenfalls bei deutlich genauerer Winkelauflösung (ca. 1°) eine isotrope Verteilung der Fasern in der Ebene, wodurch die Annahme radial symmetrischer Verteilungsdichten weiter untermauert wird.

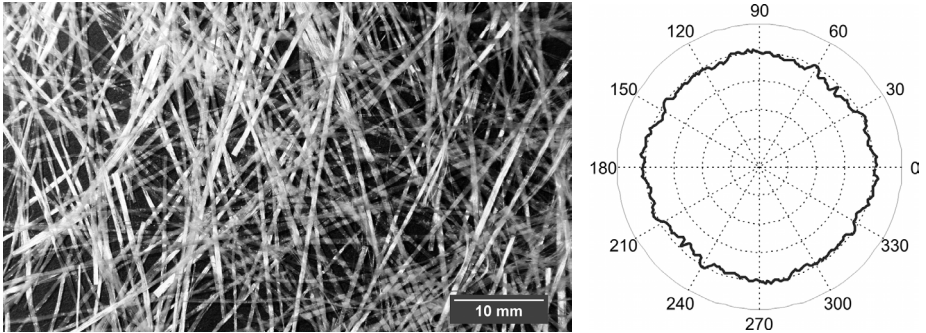


Abbildung 6.42: Makroskopische 2D-Aufnahme des Fasernetzwerks in der Schnittfaserplatte (links) und zugehöriges polares Orientierungshistogramm in der Deckschichtebene (rechts).

6.2.1.2 Faserinfiltration und Faser-Matrix-Anbindung

Die Anbindung der Matrix an die Faser ist vor allem für die Kraftübertragung der angelegten Spannungen auf die Verstärkungselemente von großer Bedeutung. Aus diesem Grund wurden genauere Untersuchungen der Matrixausbildung im Sprühprozess und der genauen Beschaffenheit des Faser-Matrix-Interface durchgeführt. Zudem wurden durch REM Aufnahmen hochaufgelöste 2D Bilder der Bruchflächen von Zugversuchsproben erstellt, um auch auf Einzelfaserebene Aussagen über die Faser-Matrix-Anbindung und das Versagensbild treffen zu können. Dabei konnte ein detaillierter Einblick in die Matrix-Anbindung und Matrixverteilung innerhalb der Rovings und Schnittfaserplatten gewonnen werden.

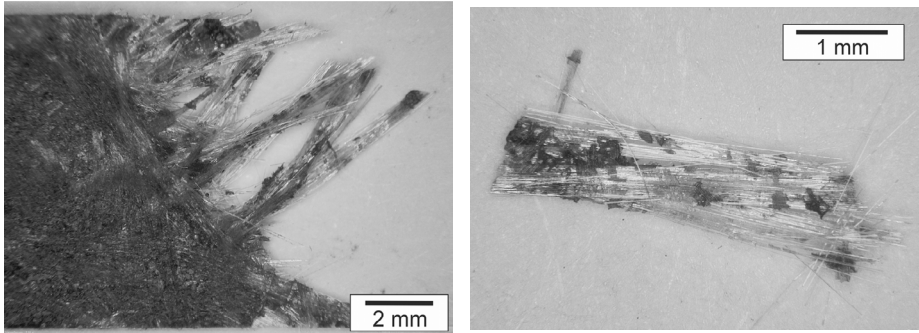


Abbildung 6.43: Versagenszone eines 10 mm breiten Zugcoupons mit aus der Matrix ausgezogenen Rovings (links), eine genauere Darstellung eines Einzelrovings zeigt vereinzelte Matrixstücke, welche durch Matrix- und Grenzflächenfestigkeit kontrolliertes Versagen am Roving haften (rechts).

Die in Abb. 6.43 links gezeigte Zugprobe gibt bereits bei makroskopischer Darstellung Aufschluss über die Anbindung zwischen Fasern und Matrix. Hier ist offensichtlich, dass beim Versagen sowohl das Ausziehen der Rovings als auch der Ausbruch angebundener Matrixfragmente stattfindet. Die am ausgezogenen Roving anhaftenden Matrixrückstände zeigen zusätzlich eine deutliche Aufschäumung und Porenbildung der PUR-Matrix, wobei gleichzeitig nur eine ungleichmäßige Tiefeninfiltration im Roving selbst stattgefunden hat (siehe Abb. 6.43 rechts). Der Aufschäumvorgang betrifft dabei die gesamte Deckschicht und ist in CT-Aufnahmen in unterschiedlicher Ausprägung sowohl auf der Innenseite der Deckschicht als auch auf der Außenseite zu erkennen (siehe Abb. 6.44). Dabei zeigt sich eine grobe Schaummorphologie auf der Rückseite der Deckschicht direkt unterhalb der Schnittfasermatte wie in Abschn. 6.1.1.2 bereits analysiert (siehe Abb. 6.44 rechts).

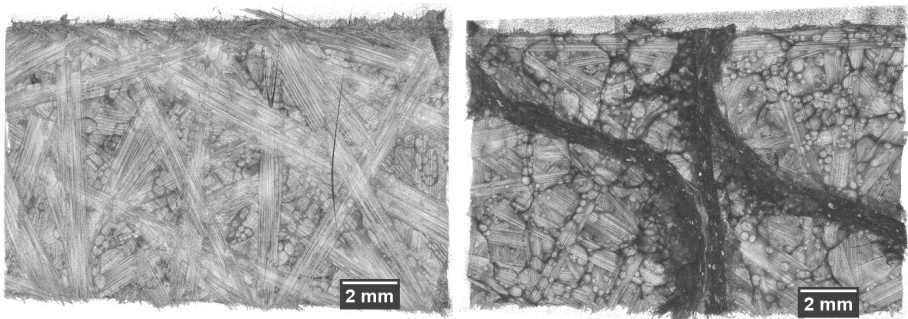


Abbildung 6.44: 3D Ansicht der Vorder- und Rückseite der separierten CSM Deckschicht mit deutlicher Blasenbildung des PU Schaumes.

Die in Abb. 6.44 (links) dargestellte Oberseite der Deckschicht zeigt zwischen den Rovings

ebenfalls eine ausgeprägte Porenbildung, jedoch mit einer deutlich kleineren mittleren Porengröße zwischen den Rovings durch eine stärkere Kompression des PUR. Betrachtet man im Weiteren einen hochaufgelösten Schnitt durch eine Deckschichtprobe, so ist neben der Durchbiegung der Faserpreform an den Stellen der Kernauflagepunkte unterhalb des Papiers (siehe Abb. 6.45 mittig) nur an der Überlappungsfläche der Rovings untereinander eine kompakte Matrixbrückenbildung zu erkennen.

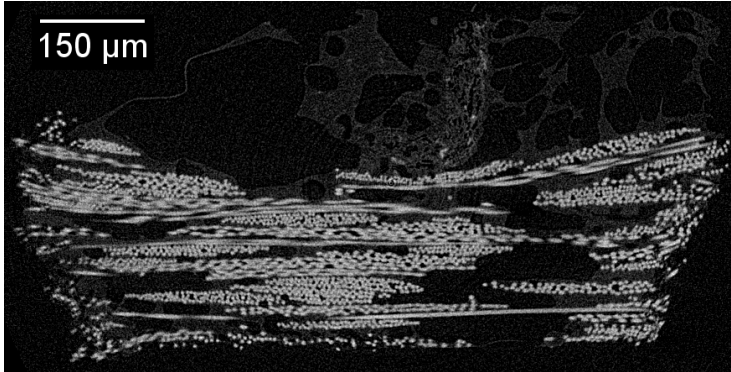


Abbildung 6.45: Schnitt durch eine 300 g/m² Deckschicht aus der CT-Messung.

Durch das Verpressen des Wirrfasergeleges mit dem Kernmaterial bildet sich ein Negativbild der Kernstruktur in der Deckschichtfläche ab. Dies beeinflusst das Fasergelege vor allem durch ein Krümmen und Biegen der Fasern aufgrund der gegenseitigen Lage im Bezug auf den Kern und das Presswerkzeug. Die Einwirkung der Kernstruktur auf die Deckschichtfaserorientierung und die Deckschichtdicke sowie die Dichte der Einwirkzone ist in Abb. 6.46 zu erkennen. Hier sind einerseits die deutlichen Dickenunterschiede entlang einer Linerschicht des Kerns im Vergleich zum nur im Abstand der Wellenlage verdichteten Deckschichtmaterial zu erkennen. Andererseits zeigt sich auch die deutliche Schwankung im Faservolumengehalt innerhalb einer Probe. Die Oberfläche des Sandwich wird durch die Oberfläche des Werkzeugs planparallel abgeschlossen, wobei stellenweise nur eine dünne PUR-Haut ohne Faserverstärkung an der Oberfläche vorhanden ist.

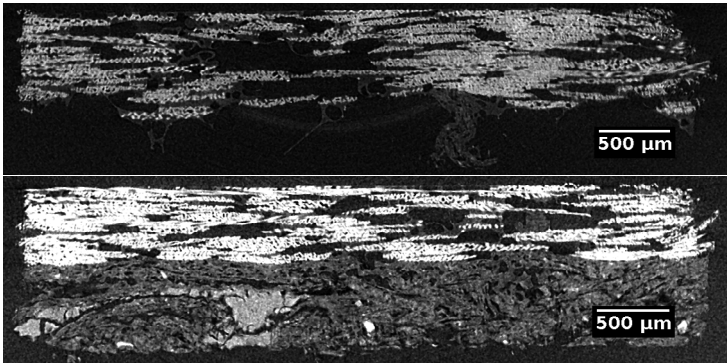


Abbildung 6.46: Schnitt durch eine CT Aufnahme im Bereich der Wellenlage mit lokalem Eindruck durch das Papier (oben) und Schnitt im Bereich der Linerlage mit weitestgehend komplett kompakterter Deckschicht (unten).

Um die genaue Form der Anbindung zwischen Matrix und Faser und das Eindringverhalten des PUR in die Rovings zu untersuchen wurden elektronenoptische Aufnahmen der Bruchflächen vorgenommen. Dabei konnten sowohl die Kreuzungsbereiche verschiedener Rovings als auch die Matrixrückstände an den ausgezogenen Rovings auf wesentlich kleinerer Größenskala untersucht werden. Abb. 6.47 (links) zeigt die Anordnung der Fasern im Überlappungsbereich zweier Rovings, wobei der Roving senkrecht zur Zugrichtung aus der Matrix ausgezogen wurde und hiervon nur noch die leeren Faserkanäle als Abdrücke in der Matrix zurückgeblieben sind.

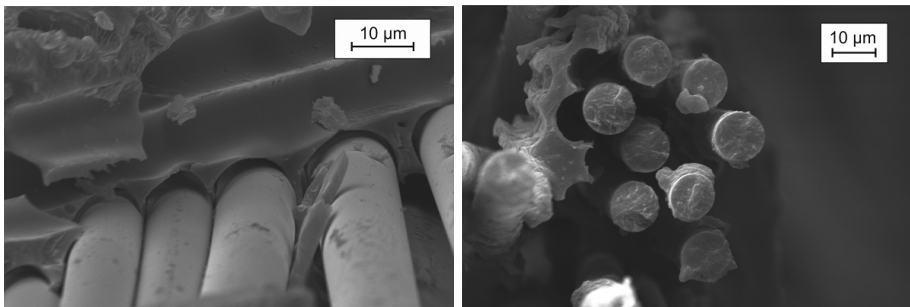


Abbildung 6.47: REM-Aufnahme eines längs der Zugrichtung eingebetteten Rovings (links) und eines Rovingendes mit mangelnder Infiltration im Zwischenfaserbereichs (rechts).

In dem sichtbaren Roving ist ebenso wie in den CT-Aufnahmen ein variierendes Verhältnis zwischen Faserabstand und Faserradius zu erkennen. Während im linken Bereich der linken Aufnahme die Fasern die dichteste Packung mit Faser-Faser-Berührung annehmen, ist im rechten Bereich ein Abstand zu Radius Verhältnis von deutlich größer als 1 μm zu erkennen. Die Großaufnahme der sich berührenden Fasern in Abb. 6.47 rechts verdeutlicht

nochmals, dass das Eindringen von Matrixmaterial bei der Infiltration nur in die noch offene Randkavität stattgefunden hat, der Zwischenbereich ist frei von jeglichem kompakten oder aufgeschäumten Polyurethanhartschaum. Die REM-Bilder der Faserbündel zeigen den Grad der Benetzung und Imprägnierung innerhalb des emulsionsgebundenen Rovings, welcher eine deutliche Kapselung der Fasern im Roving gegen das in die CSM eindringende Matrixmaterial aufweist. Durch die dichte Packung der Filamente reicht die Kapillarwirkung auf die niedrigviskose PUR-Matrix nicht aus, um die Fasern zu vereinzeln und somit eine optimale Faser-Matrix Anbindung bzw. Benetzung sowie optimale Faserabstände zur Kraftübertragung zu erzeugen.

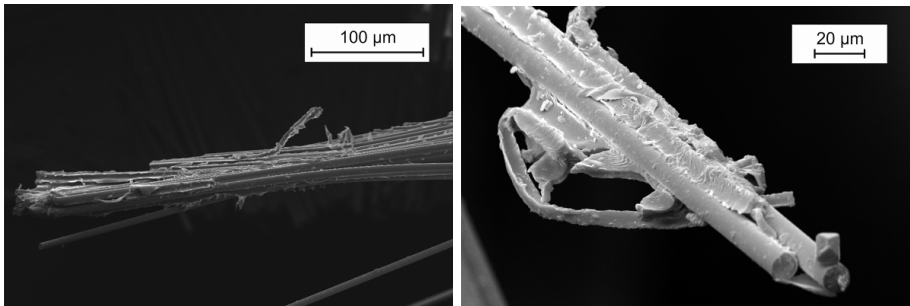


Abbildung 6.48: Quer- (links) und Längsaufnahme (rechts) eines Faserbündels zur Darstellung der Matrixablagerung im Faserbündel.

Die ausgezogenen Matrixrückstände zeigen sich vor allem an den Faserbündeln, welche nur eine geringe Faserzahl aufweisen bzw. nicht durch den Überlapp von Nachbarbündeln von der intra-Roving Infiltration abgeschirmt wurden (siehe Abb. 6.48 links).

6.2.1.3 Bestimmung der Deckschichtdicke und des Faservolumengehalts

Die Ergebnisse aus der Bildanalyse zur Deckschichtdickenbestimmung sind im Folgenden dargestellt. Bei der Trennung in obere und untere Werkzeugpositionen (siehe Abb. 6.49 links) zeigt sich bei allen Mattengewichten eine größere Dicke der unteren Deckschicht und damit ein geringer Faservolumengehalt. Erwartungsgemäß bestätigt sich ein linearer Zusammenhang mit dem Mattengewicht, wobei der Unterschied von ca. 100 µm zwischen den Werkzeugpositionen einen deutlichen Einfluss der Prozessführung anzeigt.

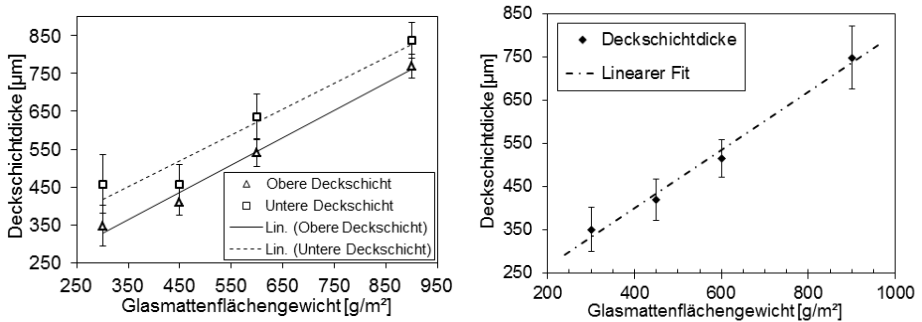


Abbildung 6.49: Aus tomographischen Aufnahmen ermittelte Deckschichtdicke bei unterschiedlicher Werkzeugposition (links) und die daraus gepoolten Werte (rechts) jeweils mit Standardabweichungen.

Die Berechnung des Faservolumengehalts aus der Deckschichtdicke und dem Mattengewicht zeigt zwei Bereiche unterschiedlicher Mattenkompression im Herstellungsprozess. Während bei geringem Mattengewicht von 300 g/m^2 eine vergleichsweise dicke Deckschicht entsteht, welche eine geringe Faserpackung bewirkt und sich im Bereich von 25-35 Volumenprozent bewegt, entsteht für die Mattengewichte ab 450 g/m^2 eine nahezu konstante Faserfüllung zwischen 35-45 % (siehe Abb. 6.50).

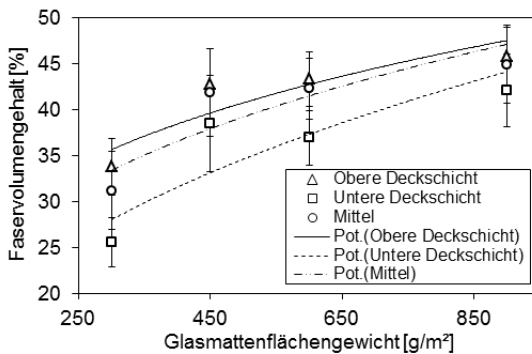


Abbildung 6.50: Aus tomographischen Aufnahmen ermittelter Faservolumengehalt der Deckschichten in Abhängigkeit vom Mattengewicht.

Der konstante Volumengehalt weist auf eine maximale Kompression der Glasfaseroving-schichten in den Matten hin, welche dann bei vorgegebenem Pressdruck eine lineare Diczunahme bewirkt. Zusätzlich wurden die Faservolumengehalte jeweils an allen zur Deckschichtdickenbestimmung herangezogenen Proben durch eine Binarisierung und anschließende Bestimmung des relativen Volumengehalts bei minimaler und maximaler Deckschichtpressung (300 bzw. 900 g/m^2) bestimmt. In guter Übereinstimmung mit dem

integralen Verfahren ergaben sich dabei für die 300 g/m^2 Deckschicht $31,83 \% \pm 7,58 \%$ und für die 900 g/m^2 Deckschicht $40,00 \% \pm 4,43 \%$ Faservolumengehalt. Hierbei wurde mit dem aus den Schlibfbildern bestimmten Rovingfasergehalt vom Rovinganteil auf den Faseranteil zurückgerechnet.

6.2.2 Zugversuche an der Deckschicht

Das Ziel der Zugversuche ist es, eine Aussage über die elastischen Eigenschaften sowie die plastische Verformung und den Bruch zu erreichen. Dabei ist deutlich zu erkennen, dass die PUR-Hartschaummatrix ebenso wie die Fasern ein eindeutig sprödes Bruchverhalten aufweist ($\hat{\epsilon}_p \approx 5,64 \cdot 10^{-3} \%$). Die Bruchdehnung der Matrix ist mit einem Mittelwert von $0,56 \pm 0,14 \%$ deutlich kleiner als die vom Hersteller angegebene mittlere Faserbruchdehnung. Der im Versuch bestimmte E-Modul von $2,31 \pm 0,38 \text{ GPa}$ stimmt sehr gut mit den von Bayer angegebenen Werten überein [250]. Somit ist das Versagen des Verbundes faserkontrolliert, wobei durch Mehrfachrissbildung in der Matrix eine fortschreitende Schädigung und somit Steifigkeitsabnahme in der Verbundspannung zu erkennen ist.

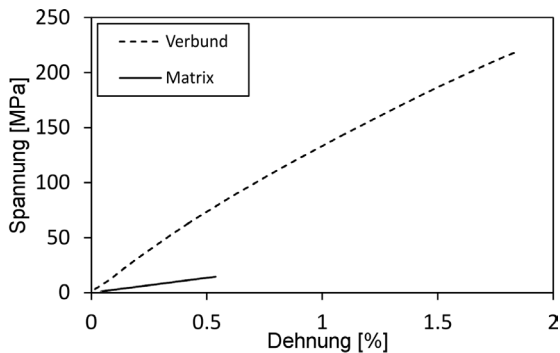


Abbildung 6.51: Normalspannungs-Totaldehnungskurve einer reinen PUR-Matrixprobe und einer mit 26 Volumenprozent verstärkten Verbundprobe bis zum Spröbruch.

Als elastischer Kennwert wurde im hier durchgeführten uniaxialen Zugversuch nur der Elastizitätsmodul bestimmt. Die Einflussfaktoren in der Herstellung sind das Mattengewicht und die auf die Deckschicht aufgetragene PUR-Menge. Um die Auswirkung unterschiedlicher Auftragsmengen zu untersuchen wurde für jedes Mattengewicht der Sprühauftrag variiert und die Lage im Werkzeug unterschieden.

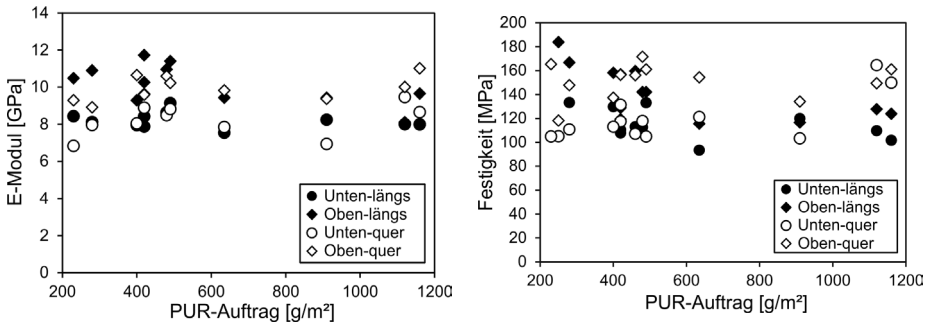


Abbildung 6.52: Abhängigkeit des E-Modul (links) und der Zugfestigkeit (rechts) der Deckschichten vom Polyurethanauftrag getrennt in obere und untere Deckschichten und unterschiedliche Kernorientierung längs und quer zur Zugrichtung.

Der Einfluss der PUR-Auftragsmenge auf den E-Modul und die Festigkeit ist in Abb. 6.52 exemplarisch für ein Mattengewicht von 300 g/m^2 dargestellt. In den dargestellten Mittelwerten der jeweiligen Messreihen sind keine Tendenzen bezüglich der PUR-Menge erkennbar. Aufgrund dessen wurden die Messwerte für unterschiedliche PUR-Mengen durch Pooling der Mittelwerte und Standardabweichungen zusammengefasst. Im Weiteren werden daher nur noch die Abhängigkeiten von der Werkzeugposition und der Kernrichtung unterschieden. Durch die in Absch. 6.2.1 gewonnenen Ergebnisse zur Deckschichtdicke konnte eine korrekte Normierung der Normalkraft auf die entsprechende Spannung durchgeführt und gleichzeitig der Bezug zum Faservolumengehalt hergestellt werden (siehe Abb. 6.53).

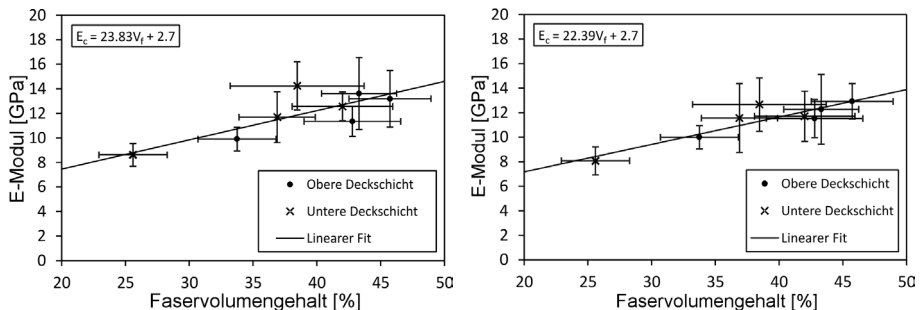


Abbildung 6.53: Abhängigkeit des E-Modul der Deckschichten vom Faservolumengehalt mit Unterscheidung der Kernorientierungen längs (links) und quer (rechts) relativ zur Zugrichtung.

Der lineare Fit zeigt nur geringe Unterschiede in der Volumenabhängigkeit zwischen der Kernorientierung längs zur Belastungsrichtung und quer zur Belastungsrichtung, wobei der Matrixmodul nach Bayer als Ordinatenschnittwert im Voigt-Modell benutzt wurde.

Die Werkzeugposition ist nach Bezug auf den entsprechenden Volumengehalt in guter Übereinstimmung mit der linearen Abhängigkeit, zeigt aber deutlich eine Akkumulation der oberen Deckschichten zu hohen Volumengehalten. Dennoch ist die Abweichung der Kennwerte der oberen von der unteren Deckschicht innerhalb des Streubandes aller jeweiligen Einzelmessungen.

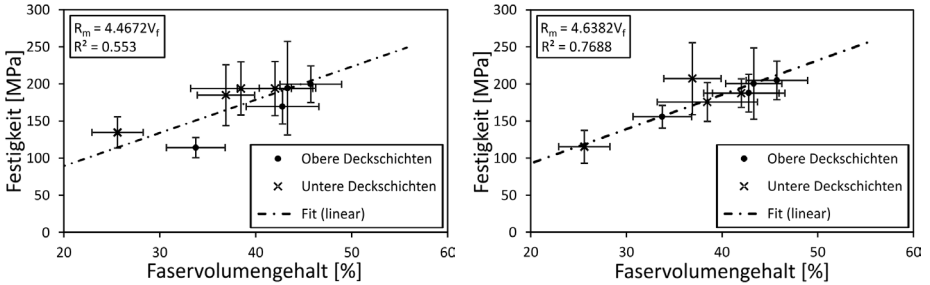


Abbildung 6.54: Zugfestigkeit der Deckschichten auf den jeweiligen Faservolumengehalt berechnet und getrennt in obere und untere Deckschichten für unterschiedliche Kernorientierung längs (links) und quer (rechts) zur Zugrichtung.

Die weitere Trennung der ermittelten Kennwerte in Bezug auf die Kernorientierung kann über den jeweiligen linearen Trend quantifiziert werden. Dabei zeigt sich eine relative Abweichung des E-Moduls von 6 % bzw. der Festigkeit von 3,7 % (siehe Abb. 6.53 und 6.54). Da diese Schwankungen noch innerhalb der Standardabweichungen der getrennten Einzelmessungen liegen wird im weiteren bei reiner Zugbeanspruchung keine Unterscheidung der Kernorientierung mehr betrachtet.

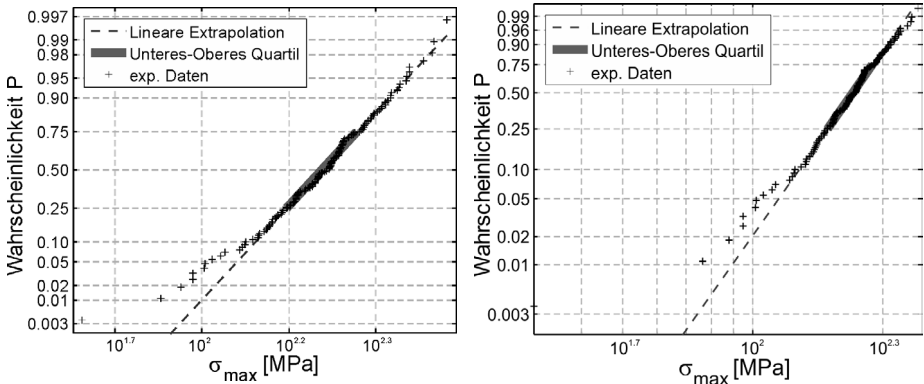


Abbildung 6.55: Beispiel der Wahrscheinlichkeitsverteilungen der Festigkeiten bei der 450 g/m² Matte mit Wahrscheinlichkeitsnetz für Gauss-Verteilung (links) und Weibull-Verteilung (rechts).

Zur Vereinfachung der experimentellen Messwerte im Abgleich mit der Modellierung werden

abschließend die akkumulierten Messwerte zu einem Messwerte pro Mattengewicht jeweils für E-Modul und Festigkeit zusammengefasst. Dabei wurden die E-Moduln mittels Gauss-Verteilungen erfasst und die Festigkeiten werden durch Weibull-Verteilungen beschrieben (siehe Abb. 6.55). Die entsprechenden Mittelwerte und Standardabweichungen sind in Tab. 6.9 dargestellt.

Tabelle 6.9: Mittelwerte und Standardabweichungen des E-Modul und der Zugfestigkeit aus Gauss- bzw. Weibullstatistik unter Akkumulation der Prozessparameter Werkzeugposition und PUR-Auftrag.

Kennwert	Schnittfasermatte			
	300 g/m ²	450 g/m ²	600 g/m ²	900 g/m ²
E Mittelwert [GPa]	10,56	12,25	13,55	13,52
E Standardabw. [GPa]	1,45	1,73	2,66	2,34
σ_{max} Mittelwert [MPa]	151,36	168,49	216,68	214,48
σ_{max} Standardabw. [MPa]	30,88	33,96	59,96	43,49

In der Modellierung des elastischen und plastischen Versagensverhaltens werden im Abschn. 6.4.2 entsprechend diese Werte herangezogen.

6.3 Mechanische Prüfung und Charakterisierung des Sandwichverbundes

6.3.1 Biegeversuche

6.3.1.1 4-Punkt-Biegeversuche

Die Biegeversuche bieten die Möglichkeit eine Vielzahl mechanischer Eigenschaften und deren Zusammenhänge im Verbund zu untersuchen. Dazu gehören sowohl die Deckschichteigenschaften als auch Kerneigenschaften im elastischen und plastischen Bereich. Der produktionstechnische Einfluss des Mattengewichts und des damit zusammenhängenden Faservolumengehalts sowie die Polyurethanauftragsmenge wurden mit je mindestens 6 Proben bei unterschiedlicher Kernorientierungen längs der Linerlagen (L) und quer (Q) dazu untersucht. Dabei werden die in Abschn. 2.5.1 beschriebenen klassischen Sandwichtheorien zur Auswertung der Kraft-Durchbiegelinien (siehe Abb. 6.56) verwendet. Der Einfluss der Polyurethanmenge auf die Konstitution der Deckschicht wurde über einen breiten Bereich durch Variation der Robotergeschwindigkeit von 210 bis 960 mm/s bestimmt. Dabei ist einerseits der geometrische Einfluss auf die Deckschichtdicke und Infiltrationsdicke und andererseits der prozesstechnische Zeitfaktor für eine ausreichende Deckschichtsteifigkeit und -festigkeit Gegenstand der Untersuchung.

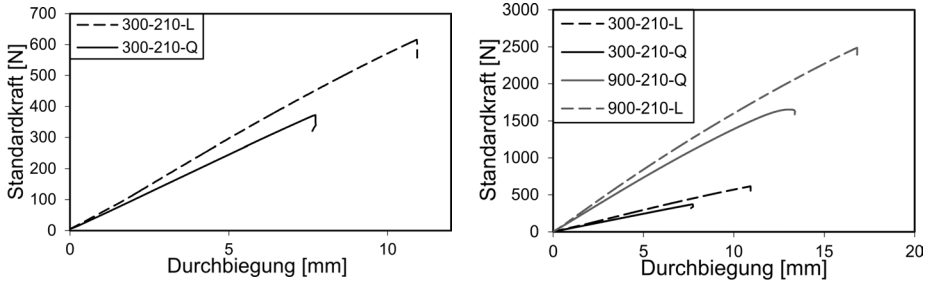


Abbildung 6.56: Kraft-Durchbiegungslinie zum Vergleich von Quer- und Längsproben bei einem Mattengewicht von 300 g/m² mit deutlichen Unterschieden in der Maximalkraft und Bruchdurchbiegung (links) und zum Vergleich von Quer- und Längsproben bei minimalem und maximalem Mattengewicht von 300 und 900 g/m² (rechts).

Der in Abb. 6.57 dargestellte Verlauf des E-Moduls bei verschiedenen Mattengewichten über die entsprechenden PUR-Bereiche für Längs- (links) und Querproben (rechts) zeigt für die jeweiligen Mattengewichte keine Korrelation zur Änderung der Polyurethanmenge. Außerdem können deutliche Schwankungen innerhalb eines Mattengewichtes ohne klare Separation der einzelnen Mattengewichtsbereiche festgestellt werden. Aufgrund dieser starken Prozessabweichungen wird im Weiteren der gepoolte Mittelwert über alle Polyurethanmengen in den Ergebnissen der Vier-Punkt-Biegeversuche betrachtet.

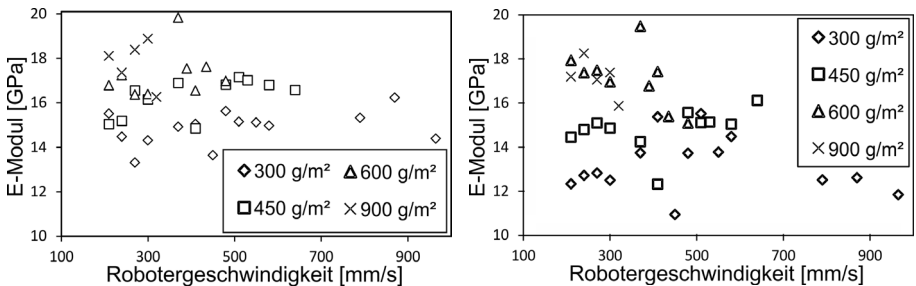


Abbildung 6.57: Aus der Durchbiegung ermittelter Deckschicht-E-Modul in Abhängigkeit von der Robotergeschwindigkeit bzw. aufgespritzten Polyurethanmenge für Kernorientierung längs (links) und quer (rechts) zur Linerrichtung des Testliner-Kerns.

Die Bestimmung des E-Moduls in Abhängigkeit von Mattengewicht bzw. Faservolumengehalt ist in Abb. 6.58 links bzw. rechts dargestellt. Aus der Mattengewichtsabhängigkeit zeigt sich ein Anstieg des E-Moduls auf einen Plateauwert bei etwa 17 GPa bei gleichzeitigem Rückgang der Trennung der Mittelwerte. Dies wurde in die verschiedenen möglichen Kernrichtungen aufgeschlüsselt. Bei Betrachtung der Faservolumengehalte zeigt sich ein ähnliches Plateauverhalten. Nach einem linearen Anstieg bis ca. 42 % ist nur noch eine leichte Zunahme des Fasergehaltes bei Erhöhung des Mattengewichts festzustellen. Somit

liegen die jeweiligen Werte für hohe Mattengewichte ab 600 g/m² nahe beieinander.

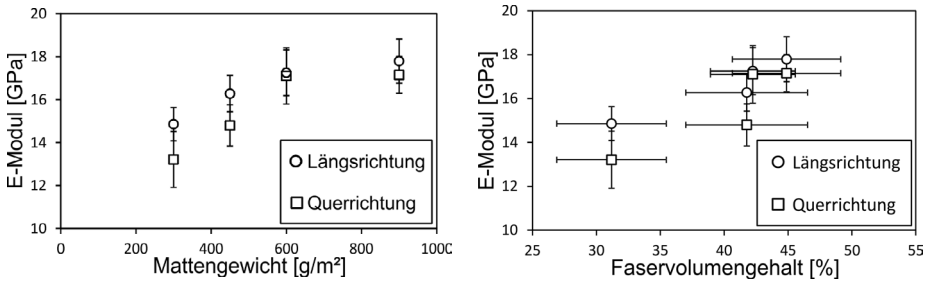


Abbildung 6.58: Biege-E-Modul in Abhängigkeit vom Mattengewicht der eingesetzten Schnittfaser-
matte (links) und dem damit verbundenen Faservolumengehalt in der Deckschicht
(rechts) für beide Kernorientierungen.

Ein Vergleich der Versagensspannungen unter Druck zwischen den mittleren Auflagern zeigt eine dem E-Modul analoge Verhaltensweise. Dabei sind vor allem die Schwankungen bei Längsorientierung des Kerns zur Probe (siehe Abb. 6.59 links) noch deutlich stärker ausgeprägt und zeigen den Einfluss von Prozessführung und Prozessunsicherheiten bezüglich Ausreißen von den Mittelwerten. Daher wurde auch bei den Festigkeiten im Weiteren der gepoolte Mittelwert aus allen Messungen mit unterschiedlichem PUR-Gehalt benutzt.

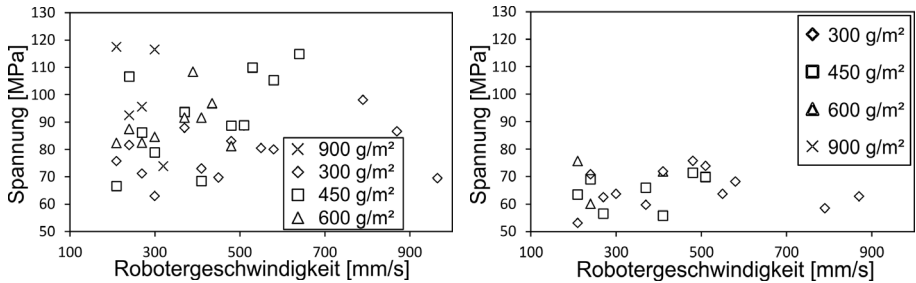


Abbildung 6.59: Druckversagensspannung im Vier-Punkt-Biegeversuch für unterschiedliche Ro-
botergeschwindigkeiten und Polyurethanauftragsmengen bei Längsausrichtung
(links) und Querausrichtung (rechts).

Augenscheinlich ist zudem, dass bei Kernquerorientierung Deckschichtversagen nur noch bei geringem Deckschichtgewicht auftritt (siehe Abb. 6.59 rechts). Dies ist durch einen Übergang des Versagensmodus hin zu Kernschubversagen zu erklären.

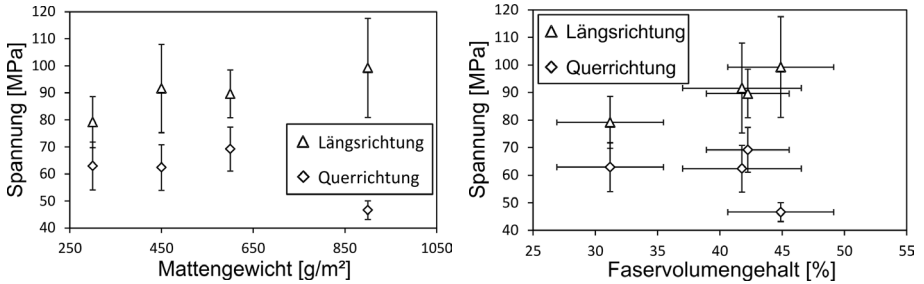


Abbildung 6.60: Auftragung der Druckversagensspannungen bei unterschiedlicher Kernausrüstung über dem Mattengewicht (links) und dem Faservolumengehalt (rechts).

Die Betrachtung der verschiedenen Mattengewichte und damit verbundenen Volumenanteilen (siehe Abb. 6.60 links bzw. rechts) zeigt nun eine deutliche Trennung der Kernrichtungen. Während in Längsrichtung überwiegend Deckschichtdruckversagen mit zunehmendem Mattengewicht respektive Faservolumengehalt bei höheren Festigkeiten zwischen 80 und 100 MPa eintritt, ist für die Querrichtung ein konstantes Spannungsniveau bei etwa 65 MPa zu erkennen. Bei hohem Mattengewicht tritt nur noch für die schwächsten Deckschichten Deckschichtversagen ein, dadurch werden nur noch die in der statistischen Verteilung vorkommenden schwächsten Proben in der Deckschicht versagen und einen deutlich geringeren Mittelwert abbilden. Dieser Wechsel findet in Längsrichtung aufgrund der höheren Schubfestigkeit nicht statt, wodurch die erwarteten ansteigende Festigkeiten zu erkennen sind.

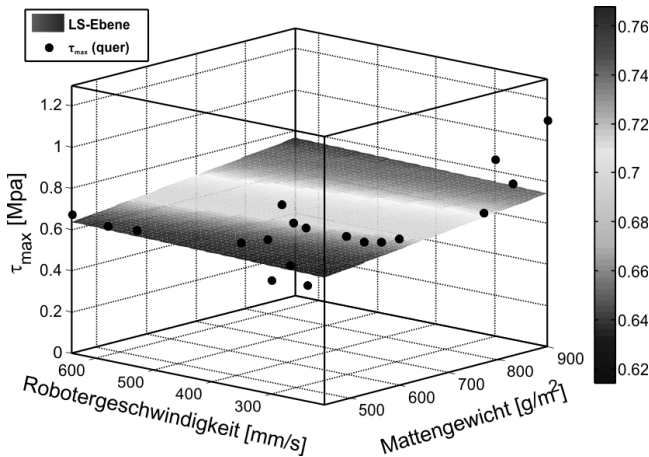


Abbildung 6.61: Darstellung der Abhängigkeit der Versagensspannung bei Kernschubversagen τ_{max} von Mattengewicht und Polyurethanauftragsgeschwindigkeit.

Die Abhängigkeiten der Schubfestigkeiten in Querrichtung sind in Abb. 6.61 als 3D-Plot

dargestellt um die Abhängigkeiten von der Robotergeschwindigkeit und dem Mattengewicht zu verdeutlichen. Die bei Schubversagen auftretenden Spannungen im Kern zeigen ebenfalls keine klare Abhängigkeit von der aufgetragenen PUR-Menge, jedoch ist bei Steigerung des Mattengewichts eine näherungsweise lineare Erhöhung von ca. 0,1 MPa von 450 bis 900 g/m² zu verzeichnen (siehe Abb. 6.61). Das Schubversagen tritt im Vier-Punkt-Biegeversuch dann als langreichweitiger Riss über mehrere Zentimeter mit einem Winkel von etwa 45 ° zur neutralen Faser, wie in Abb. 6.62 dargestellt, ein.

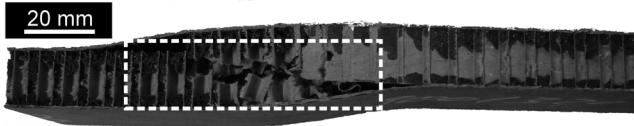
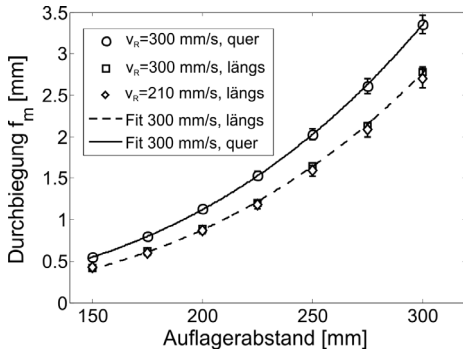


Abbildung 6.62: Schubversagen zwischen dem äußeren und inneren Auflager im Vier-Punkt-Biegeversuch mit Rissbildung im 45° Winkel und anschließender Delamination der Deckschicht.

6.3.1.2 Drei-Punkt-Biegeversuche

Die Drei-Punkt-Biegeversuche (3PB) erlauben wie in Abschn. 2.5.1.1 dargestellt ebenso wie der Vier-Punkt-Biegeversuch eine Bestimmung der Kern und Deckschichteigenschaften. Im 3PB geschieht dies unter zusätzlichem Messaufwand durch schrittweise iterative Variation des Auflagerabstands während der elastischen Verformung des Biegebalkens. Angelehnt an die ASTM Norm D 7250 [137] wurden so die in Abschn. 4.2 beschriebenen Proben geprüft. Der Auflagerabstand wurde dabei von 150 bis 300 mm in 25 mm Abständen variiert, während die Mittendurchbiegung f_m bei einer Kraft von 200 N bestimmt und mit den in Abschn. 5.1.1 beschriebenen Formeln auf die Materialeigenschaften zurückgerechnet wurde. Aus der Optimierung der Parameter von Gl. (5.2) an die Versuchsergebnisse (siehe Abb. 6.63) kann dann ebenfalls der Deckschicht-E-Modul und der Kernschubmodul bestimmt werden.



Probe	Richtung	E_D [GPa]	G_K [MPa]
300/210	längs	$13,34 \pm 0,66$	$94,55 \pm 17,44$
300/300	längs	$12,76 \pm 0,36$	$106,36 \pm 17,77$
300/300	quer	$12,71 \pm 0,38$	$48,37 \pm 3,50$

Abbildung 6.63: Least-Square-Fit der Durchbiegungen bei Variation des Auflagerabstands (links) und daraus abgeleitete Materialkennwerte für Proben mit einem Mattengewicht von 300 g/m^2 und Robotergeschwindigkeiten von 210 und 300 mm/s in beiden Kernrichtungen (rechts).

Bei den errechneten Werten zeigt sich eine gute Übereinstimmung des E-Moduls mit den in den 4-Punkt-Biegeversuchen ermittelten Kennwerten. Zusätzlich ist jedoch auch die Bestimmung des Schubmoduls möglich, welcher wiederum mit den Kennwerten aus dem Plattenschubversuch eine gute Übereinstimmung zeigt. Somit ergibt sich die Möglichkeit der Bestimmung beider Komponentenkenwerte durch einen Versuchsaufbau. Auch die Charakterisierung des Versagenverhaltens wurde hier unter Betrachtung der Auflagerabstände bei 120 und 250 mm durchgeführt, da es sich bei der Dreipunktbelastung um einen in der praktischen Anwendung durchaus oft auftretenden Belastungsfall handelt. Hierbei konnte vor allem der Übergang zwischen verschiedenen Versagensmodi identifiziert werden, um Vorgaben für die Konstruktion zu erhalten.

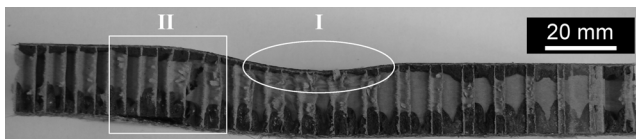


Abbildung 6.64: Kombiniertes Eindringen der Deckschicht durch das Auflager (I) und Scherverversagen mit Delamination (II) im Drei-Punkt-Biegeversuch.

Das Versagensbild wies bei den eingestellten Auflagerabständen und geprüften Mattengewichten von $300\text{--}600 \text{ g/m}^2$ sowohl Schubversagen in Kombination mit lokalem Kerndruckversagen (siehe Abb. 6.64) als auch Deckschichtversagen im Druckbereich (siehe Abb. 7.9 rechts) auf. Die Schub- und Druckspannungen im Sandwichaufbau bei Versagen sind in Tab. 6.10 dargestellt und zeigen eine deutliche Abhängigkeit vom Auflagerabstand. Die geringeren Deckschichtspannungen beruhen auf der größeren Schubverformung und dem zugehörigen Schubversagen bei kleinem Auflagerabstand. Der Vergleich der Ergebnisse aus dem Schubversuch (siehe Abschn. 6.1.2) und den dem Kernschubversagen

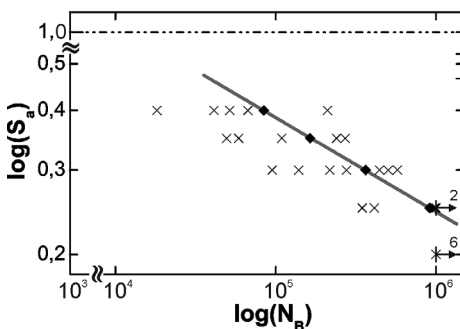
zugeordneten Versagensspannungen bei geringem Auflagerabstand zeigt dabei eine gute Übereinstimmung.

Tabelle 6.10: Deckschichtdruck - und Kernschubspannungen bei Versagenseintritt.

Richtung	längs		quer	
Auflagerabstand	250 mm	120 mm	250 mm	120 mm
Matte	σ_{\max} [MPa]			
300 g/m ²	114,47 ± 7,72	95,36 ± 14,93	116,77 ± 16,99	70,55 ± 4,94
450 g/m ²	105,54 ± 10,31	82,53 ± 20,56	85,24 ± 10,58	59,21 ± 4,25
600 g/m ²	106,44 ± 11,52	61,43 ± 7,01	81,29 ± 2,43	43,79 ± 1,66
	τ_{\max} [MPa]			
300 g/m ²	0,34 ± 0,02	0,59 ± 0,09	0,35 ± 0,05	0,44 ± 0,03
450 g/m ²	0,36 ± 0,04	0,59 ± 0,07	0,29 ± 0,04	0,42 ± 0,03
600 g/m ²	0,46 ± 0,05	0,55 ± 0,06	0,35 ± 0,01	0,39 ± 0,02

6.3.2 Dauerschwingversuche unter Biegebeanspruchung mit Mittellast

Analog zur statischen 3-Punkt-Biegebeanspruchung wurden zyklische Biegeversuche bei einem Auflagerabstand der äußeren Auflager von 120 mm mit Proben eines Mattengewichts von 300 g/m² durchgeführt. Die Konfiguration wurde anhand des im vorigen Abschnitt beschriebenen Versagenswechsels von Deckschichtversagen zu Kernschubversagen gewählt, um die Möglichkeit einer Verschiebung des Versagenmodus aufgrund von für Schubversagen unterkritischer Wechselbelastung zu untersuchen. Durch diese Versuchsführung gelang es, dass 93 % der Proben durch Schubversagen brachen, wodurch ein deutlicher Unterschied zur statischen Belastung erkenntlich wird. Die Auswertung der Dauerfestigkeit durch das Treppenstufenverfahren konnte durch zusätzliche Proben zu einer Wöhlerkurve erweitert werden.



S_a [mm]	β	m
0,25	913423	2,97
0,3	364082	1,56
0,35	163758	1,10
0,4	84305	0,84

Abbildung 6.65: Lebensdauerlinie und linearer Fit der Wöhlerkurve im gemessenen Bereich des doppelt-logarithmischen Diagramms (links) und charakteristische Lebensdauer und Weibull-Modul für die verschiedenen Wegamplituden (Tabelle rechts).

Die entsprechenden Messwerte sind für die angefahrenen mittlere Durchbiegung von 1,1 mm in Abb. 6.65 (links) dargestellt. Die Schubfestigkeit im statischen Versuch ist hierbei als horizontale Linie bei einer Amplitude von 1,0 mm eingetragen, die Grenze für Durchläufer wurde wie in der Literatur üblich zu $N=10^6$ Lastwechseln gewählt. Die ersten Durchläufer treten bei einer Wegamplitude von 0,25 mm auf und weisen dann im Vergleich zu den höher beanspruchten Proben ein charakteristisches Schädigungsbild auf, welches sich auf unterschiedliche Rissinitiierungsmechanismen zurückführen lässt. Während bei Amplituden über 0,25 mm Versagen durch Schubknicken analog zum statischen Versuch eintritt, zeigen die Proben unter 0,25 mm Risswachstum und Delamination der Deckschichten (siehe Abb. 6.65 links).

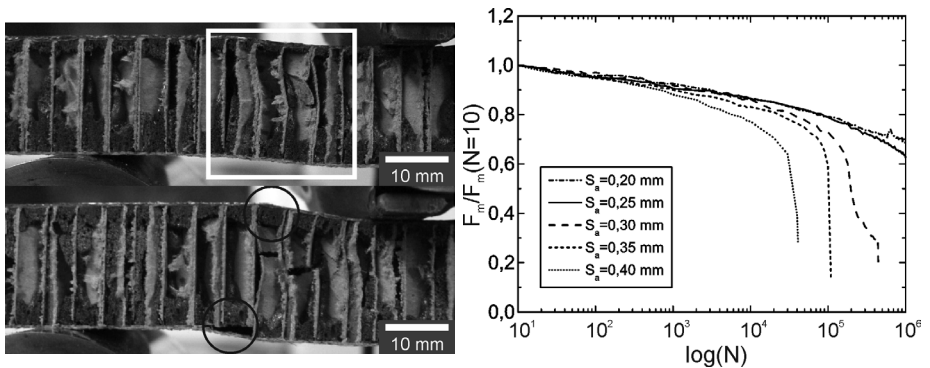


Abbildung 6.66: Versagensformen unter zyklischer Beanspruchung durch Schubknicken ($S_a \geq 0,3$) und Schubrissbildung ($S_a=0,25$) (links) und Steifigkeitsabfall C_N/C_{10} für alle Wegamplituden (rechts).

Aus dem Steifigkeitsabfall, welcher aus der Normierung auf die Kraft bei 10 Lastwechseln errechnet wurde, zeigt sich deutlich eine kontinuierliche Abnahme der Messwerte mit zunehmender Zyklenzahl. Dies weist darauf hin, dass eine Dauerfestigkeit im Bereich bis $N=10^6$ noch nicht erreicht ist. Die weitere Verwendung der Messwerte im Treppenstufenverfahren nach [274] ergibt für eine Wechselfestigkeit mit 50 % Versagenswahrscheinlichkeit eine maximale Amplitude von 0,27 mm bei entsprechendem Mittelweg von 1,1 mm.

6.3.3 Statischer Eindringversuch

Der statische Eindringversuch mittels hemisphärischem (HS) Eindringkörper zeigt das von Sandwichverbundwerkstoffen mit faserverstärkten Deckschichten bekannte Verhalten eines ersten Steifigkeits- bzw. Kraftabfalls als Anzeichen für die Versagensinitiierung. Die Lage dieses Kennwertes im Kraft-Weg-Verlauf hängt von mehreren Sandwichparametern sowie dem Versuchsaufbau ab. Dabei zeigt sich kein Unterschied zwischen der Lagerung der Sandwichplatte auf einer ebenen Grundfläche im Vergleich zur festen Einspannung. Daher wurden die statischen Versuch auf einer kompakten Grundplatte ohne Variation

des Eindringkörperdurchmessers durchgeführt. Zur Untersuchung des Einflusses der Materialparameter Deckschichtdicke und PUR-Gehalt wurden Deckschichten mit 300, 450 und 600 g/m² ausgewählt. Die Fahrgeschwindigkeit des Sprühroboters wurde bei den dünneren Deckschichten mit 210 mm s⁻¹ und bei den dickeren Deckschichten mit 480 mm s⁻¹ festgelegt, um den Einfluss des in den Kern eindringenden PUR feststellen zu können. Zusätzliche konnte eine Variation der Kerndichte durch die Verwendung von Nomex (ECA-I 4.8-32) und Testliner-Kernen abgebildet werden. Die statischen Sandwichproben sind, genau wie die LVI-Proben, nach einem anfänglichen linearen Bereich (Steigung K_0) durch den Kraftschwellwert der Versagensinitiierung (F_{krit}) bei einer Eindringtiefe δ_{krit} vom sekundären plastischen Verformungsbereich (Steigung K_{krit}) getrennt. Dabei liegt F_{krit} im allgemeinen deutlich unter der maximal ertragbaren Last (F_{max}) bei Eindringen des hemisphärischen Indenters (siehe Abb. 6.67).

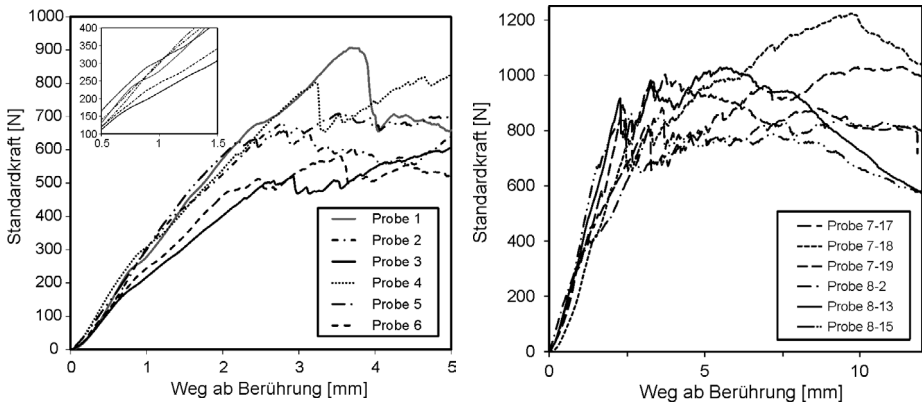


Abbildung 6.67: Kraft-Weg Diagramme der statischen Eindringversuche an Sandwichkonfigurationen 300-210 (links) und 450-210 (rechts).

Wie aus der Literatur bekannt [230, 304, 305], kann die Versagensinitiierung direkt mit dem Knicken der Kernzellwände bzw. dem ersten Anriss der Fasern in den Deckschichten assoziiert werden. Jedoch ist im Vergleich zu dem erwarteten steigenden Einfluss der Deckschichtdicke auf F_{krit} durch die zunehmende Biegesteifigkeit der Deckschicht eine gleichzeitige Überlagerung des PUR- und Kerndichteinflusses feststellbar. Der generelle Fortgang der Schädigung nach Initiierung in der Kontaktzone entspricht jedoch weitestgehend dem aus der Literatur bekannten Verhalten. Dieses zeichnet sich vor allem durch plastisches Auffalten des Wabenkerns sowie Rovingdelamination in der Deckschicht mit anschließendem Deckschichtversagen aus. Die Bestimmung der kritischen Kraft bei Versagensinitiierung und die daraus folgende Steifigkeitsänderung ist aufgrund der inhärenten Inhomogenität der Zellgeometrie starken Schwankungen unterzogen, da die unterschiedliche Position der Kontaktzone relativ zur Einheitszelle das plastische Knicken des Kerns bei unterschiedlichen Eindringtiefen und Kontaktkräften einbringt (siehe [235]).

Vergleicht man die Kennwerte für die verschiedenen Prüfserien, so zeigt sich bei maximalem PUR-Gehalt ($v_R = 210 \text{ mm s}^{-1}$) und Steigerung des Mattengewichts respektive der Deckschichtdicke eine eindeutige Zunahme der kritischen und maximalen Last bei gleichzeitiger Steigerung der kritischen Eindringtiefe. Die gleichzeitige weitere Erhöhung der Deckschichtdicke aber deutliche Absenkung des PUR-Gehalts zeigt jedoch einen deutlichen Einfluss der PUR-Menge unterhalb der Deckschicht welcher die Kraftzunahme durch die stärkere Biegesteifigkeit der Deckschicht ausgleicht (siehe Tab. 6.11). Daher ergibt sich bei der 600-480 Konfiguration eine erheblich herabgesetzte kritische und maximale Last im Vergleich zu der erwarteten Steigerung.

Tabelle 6.11: Kennwerte der Kraft-Weg-Kurven aller geprüften Sandwichkombinationen unter Variation des Mattengewichts, der PUR-Sprühmenge sowie der Wabenkerndichte.

CSM-PUR [g/m ²]/[mm/s]	δ_{krit} [mm]	F_{krit} [N]	F_{max} [N]	K_0 [N/mm]	K_{krit} [N/mm]
300/210	$0,8 \pm 0,1$	$234,2 \pm 45,6$	$685,6 \pm 95,8$	$330,2 \pm 50,7$	$230,6 \pm 37,9$
450/210	$1,0 \pm 0,2$	$392,0 \pm 151,9$	$949,7 \pm 74,3$	$420,5 \pm 96,0$	$254,8 \pm 114,3$
600/480	$0,9 \pm 0,2$	$268,2 \pm 78,3$	$708,0 \pm 108,0$	$361,3 \pm 40,4$	$231,9 \pm 25,9$
450/210	$1,4 \pm 0,3$	$498,5 \pm 40,3$	$1125,4 \pm 24,9$	$409,7 \pm 47,4$	$169,3 \pm 33,4$

Bezieht man schließlich auch noch den mit 32 kg m^{-3} leichteren hexagonalen Wabenkern ECA-I 4.8-32 gegenüber dem mit etwa 70 kg m^{-3} etwa doppelt so schweren Testlinerkern in die Verformungsbetrachtung mit ein, so ergibt sich im direkten Vergleich der 450er Deckschicht eine zusätzliche Steigerung der Lastkennwerte um etwa 20 % (siehe Tab. 6.11 und vgl. Abb. 6.67 sowie Abb. 6.68 rechts).

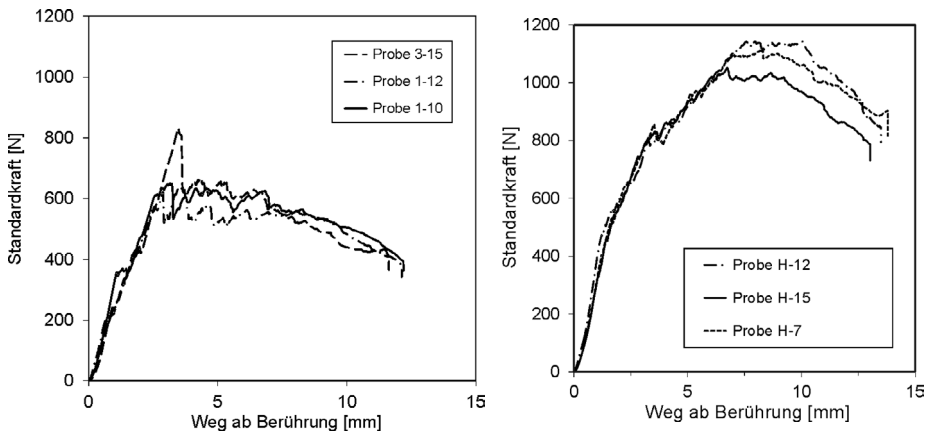


Abbildung 6.68: Vergleichskurven der 600/480 Proben mit geringem PUR-Gehalt (links) sowie der 450/210 Kombination mit hexagonalem Kernmaterial ECA-I 4.8-32 (rechts).

Dies ist im Hinblick geringerer Kernsteifigkeiten und Festigkeiten bei geringerer Kerndichte

besonders auffällig und weist mit der um etwa 50 % geringeren Standardabweichung der Kraft-Kennwerte auf einen möglichen Zusammenhang mit der kleineren Zellgeometrie und der damit zusammenhängenden homogenen Umverteilung des PUR-Schaumes unterhalb der Deckschicht hin. Eine genauere Betrachtung der PUR-Verteilung im direkten Vergleich der 450/210 Konfiguration bei hexagonalem und Testliner Wabenkern zeigt reproduzierbar eine deutlich kompaktere PUR-Zwischenschicht im hexagonalen Wabenkern, welche sich durch eine geringere Blasenbildung unmittelbar unter der Deckschicht sowie ein unterdrücktes Eindringen des PUR-Schaumes zur neutralen Faser hin auszeichnet (siehe Abb. 6.69 links).

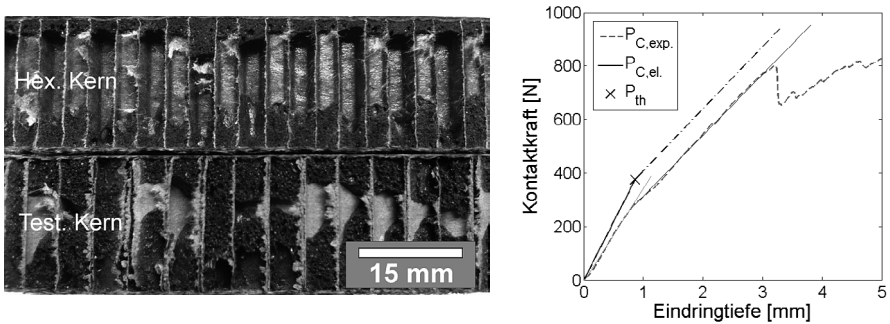


Abbildung 6.69: Unterschiedliche Ausprägung der PUR-Schichtmorphologie in Nomex- und Testliner-Wabenkernen (links) und Modellierung der Kontaktkraft im statischen Eindruckversuch nach [230] im Vergleich zu experimentellen Ergebnissen (rechts).

Die Auswirkungen der PUR-Zwischenschicht auf das Versagensverhalten lässt sich zudem klar in CT-Aufnahmen der Mittelebene in der Kontaktzone erkennen (siehe Abb. 6.70 links). Hierbei ist eindeutig die Schädigungsinitiierung durch lokales Knicken der Zellwände bei Überschreiten der Quetschgrenze des Kerndruckversuchs innerhalb der PUR-freien Zone zu beobachten. Anschließend folgt in einem zweiten Stadium die Delamination zwischen Deckschicht und PUR-Zwischenschicht wodurch der Verlust der Stützwirkung der PUR-Schicht zum simultanen Einbruch der Deckschicht führt. Die entsprechende Indentereindringung zwischen 1 mm und 2 mm korreliert dabei gut mit den im Versuch gemessenen Werten (vgl. Abb. 6.67 rechts und Tab. 6.11), in denen sich nach Überschreiten der kritischen Last F_{krit} (1. Schädigungsstadium) die herabgesetzte Steifigkeit K_{krit} bis zum ersten Deckschichtbruch im Bereich der maximalen Last F_{max} (2. Schädigungsstadium) einstellt. Der weitere Schädigungsfortschritt basiert dann auf dem Zusammenfallen des Kerns unter den losgelösten Segmenten der Deckschicht. In diesem 3. Schädigungsstadium tritt je nach Beschaffenheit der PUR-Schichtmorphologie sowie der Kernzellen in der Kontaktzone nur noch ein Plateau der Kraft durch die Kompression des Kerns, oder es kommt erst in diesem Bereich zum Erreichen der Maximalkraft beim Eindringen des Indenters durch die Deckschicht und Verdrängung der PUR-Zwischenschicht bzw. des

Wabenkerns (siehe Abb. 6.70 rechts).

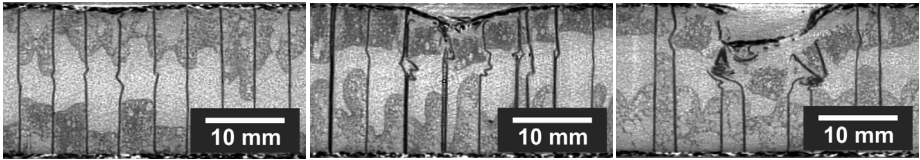


Abbildung 6.70: Darstellung der Schädigungsentwicklung bei einer 450/210 Probe mit 1 sowie 2 und 3 mm maximaler Eindringtiefe des HS-Indenters (von links nach rechts).

Die Modellierung der Schädigungsevolution durch die Annahmen einfacher analytischer Modelle (siehe Abschn.3.3 und Abb. 6.69 rechts) auf Basis der erwähnten Schädigungsstadien ergibt die in Tab. 6.12 dargestellten Kennwerte.

Tabelle 6.12: Modellierte Kennwerte aller geprüften Testliner-Sandwichkombinationen unter Variation des Mattengewichts und der PUR-Sprühmenge.

CSM-PUR [g/m ²]/[mm/s]	δ_{krit} [mm]	F_{krit} [N]	K_0 [N/mm]
300/210	1,21	249,69	206,84
450/210	1,05	288,29	274,98
600/480	0,90	328,26	355,55

Hierbei wurde die Zone der Anfangsschädigung der Zellwände mit den entsprechenden Parametern aus CT-Aufnahmen (siehe Abb. 6.70 links) gewählt, die Größe liegt bei einer Einheitszelle des sinusoidalen Wabenkerns. Die Ergebnisse der Berechnung zeigen dabei eine deutliche Unterschätzung der kritischen Versagenslast und der Anfangssteifigkeit bei einem Mattengewicht 450 g/m². Bei einem Mattengewicht von 300 g/m² befindet sich F_{krit} sehr nahe am experimentell bestimmten Wert, was auf den Zusammenhang dieser Last mit der Kontaktzonengröße zurückzuführen ist (vgl. Tab. 6.11 und 6.12). Bezieht man die Abnahme der Schädigungszonengröße mit abnehmender Biegesteifigkeit der Deckschicht mit ein, so ergibt sich auch bei geringem Mattengewicht eine deutliche Überschätzung der kritischen Last bei hohen PUR-Gehalten. Im Vergleich dazu wird bei geringem PUR-Gehalt eine deutlich bessere Übereinstimmung aller Kennwerte erzielt. Dies weist abermals auf die Rolle der PUR-Zwischenschicht hin, wodurch der im analytischen Modell gewählte Sandwichaufbau, ohne Berücksichtigung der Biegeverformung und der Stützwirkung der PUR-Schicht, dann zu reduzierten Kraft- und Steifigkeitswerten führt.

6.3.4 Low-Velocity-Impact und Compression-after-Impact (CAI)-Versuche

Der Übergang vom statischen Eindruckversuch zum dynamischen Impact-Versuch wurde sowohl an einem instrumentierten Fallwerk für hohe Impaktenergien als auch für den Impact von kleinen Massen an einem neu entwickelten Prüfstand durchgeführt (siehe Abschn.

5.2.1 und 5.2.2). Die Impactversuche dienten vor allem zur Untersuchung des Einflusses unterschiedlicher Kernmaterialien und Matteeigenschaften auf die Impactverformung bzw. Kraftentwicklung unter Berücksichtigung verschiedener Impactenergien. Bei den im Fallwerk geprüften Proben mit konventionellen Mess- und Auswerteverfahren wurde zudem ein Plattenstauchversuch in der CAI-Vorrichtung angeschlossen.

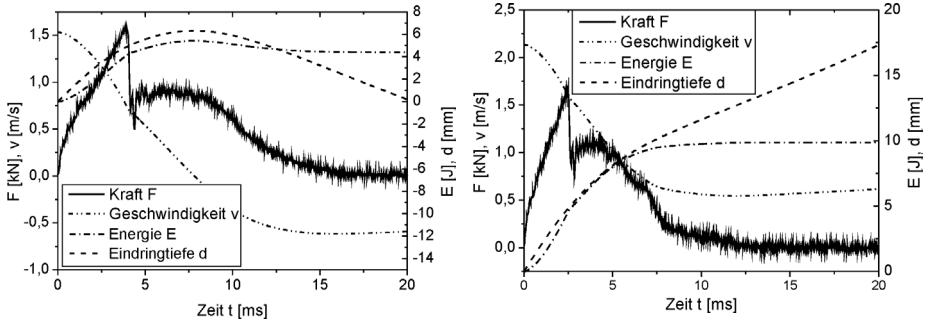


Abbildung 6.71: Messkurven bei 5 J (links) und 10 J (rechts) an LVI-Proben mit 450 g/m^2 Mattengewicht und $v_R=210 \text{ mm s}^{-1}$.

In Abb. 6.71 sind die charakteristischen Messkurven, welche aus den durch die Kraftmessdose des Fallwerks erfassten Werte abgeleitet werden können, dargestellt. Dabei zeigt der Vergleich bei 450 g/m^2 Mattengewicht und $v_R = 210 \text{ mm s}^{-1}$ für Einschlagenergien von 5 und 10 J bereits den Übergang von inelastischem Stoß in der Kontaktzone zum Eindringen des Indenters durch die Deckschicht hindurch.

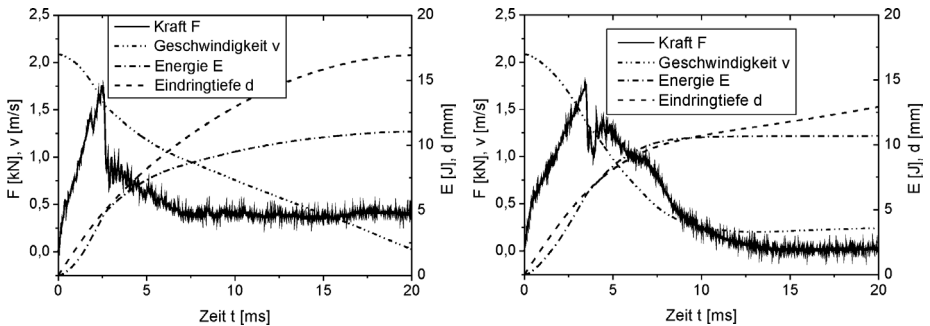


Abbildung 6.72: Messkurven bei 10 J an LVI-Proben mit 600 g/m^2 Mattengewicht/ $v_R=480 \text{ mm s}^{-1}$ mit Testliner-Wabenkern (links) und 450 g/m^2 Mattengewicht/ $v_R=210 \text{ mm s}^{-1}$ mit Nomex-Wabenkern (rechts).

Die Kurven zeigen bei 10 Joule Einschlagenergie alle einen ähnlichen Kraftverlauf (siehe auch Abb. 6.72) aus dem die jeweilige Maximalkraft sowie die Energie bis Kraftmaximum als Kennwerte zum Vergleich heran gezogen werden. Die entsprechenden Kennwerte in Abb.

6.73 zeigen sowohl für die Maximalkraft als auch die Energie bis Maximalkraft ein klares Plateauverhalten, welches ab der Grenzenergie der vollständigen, einseitigen Durchdringung der Deckschicht zu keiner weiteren Zunahme der charakteristischen Kennwerte mehr führt. Zusätzlich zeigt bei niedrigen Einschlagenergien vor allem eine Erhöhung des Deckschichtgewichtes einen klaren Einfluss auf die Maximalkräfte, bei eintretendem Bruch (ab etwa 10 Joule) nimmt der Kern als Stützstruktur dann den dominanten Part bei der Ausprägung der Maximalkraft ein (siehe Abb. 6.73 links). Dieses Verhalten bestätigt sich ebenfalls in der aufgenommenen Energie, welche bei allen Einschlagenergien eine Rangordnung von 450/210 Nomex über 600/480 Testliner hin zu 450/210 Testliner erkennen lässt (siehe Abb. 6.73 rechts). Die Bedeutung dieser klaren Rangordnung liegt in der Verformbarkeit des Kernmaterials in Kombination mit der Durchbiegung der elastisch-plastisch gelagerten Deckschicht vor der ersten Bruchausbildung im Fasernetzwerk der Deckschicht.

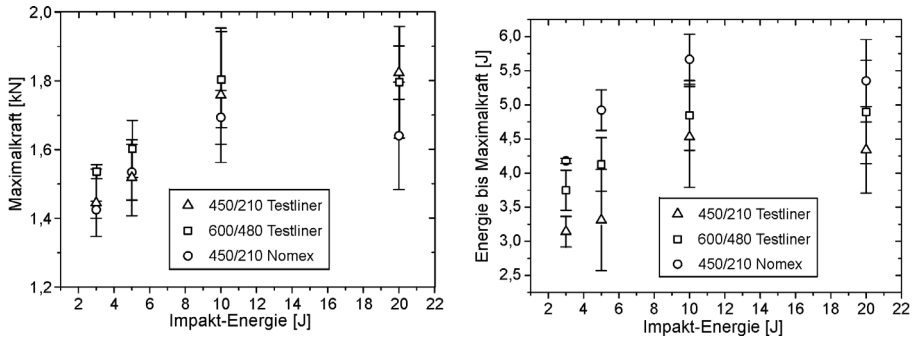


Abbildung 6.73: Maximalkraft (links) und Energie bis Maximalkraft (rechts) im LVI-Versuch der verschiedenen Sandwichkonfigurationen.

Damit kann abschließend eine Überlagerung zwischen der Deckschichtverformbarkeit und PUR-Stützwirkung mit der Lagerung der Deckschicht auf dem Kern bestätigt werden. Diese ist sowohl mit der Deckschichtdicke, der PUR-Menge und der durch das Kernmaterial beeinflussten Ausbildung der PUR-Zwischenschicht verknüpft und erlaubt somit eine Einstellbarkeit des LVI-Verhaltens. Die im Anschluss durchgeführten CAI-Versuche an den LVI-Proben erlauben über die einfache Bestimmung der auftretenden Kräfte und Energien hinaus auch eine Verknüpfung mit der durch den Impakt beeinflussten Stabilität bzw. Restfestigkeit. Dabei fällt auf, dass alle geprüften Sandwichkonfigurationen in einem weiten Bereich streuen und es weder eine klare Trennung zwischen Mattengewicht noch PUR-Menge gibt (siehe Abb. 6.74 links).

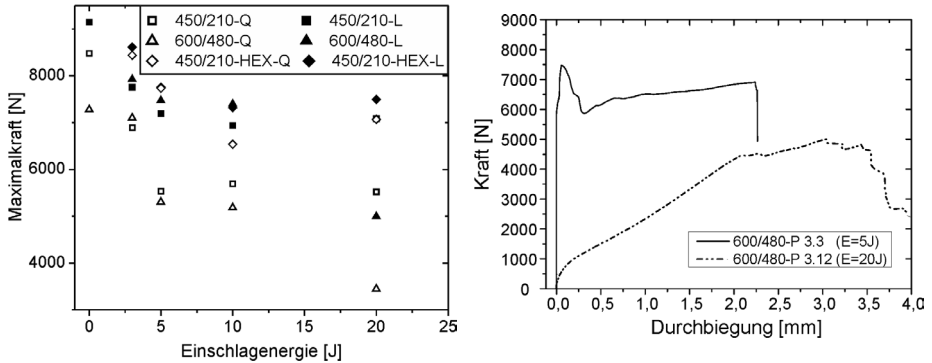


Abbildung 6.74: Maximalkraft im CAI-Versuch nach Impaktbeanspruchung aus den LVI-Versuchen (links) und typische Messkurven der Durchbiegung bei 5 und 20 Joule (rechts).

Der Kantenstauchversuch zeigt sich deutlich die stärker ausgeprägte Anisotropie des Testliner-Kerns gegenüber den Nomex-Wabenkernen, woraus eine deutliche Steigerung der Maximalkraft in Längsrichtung im Vergleich zur Linerquerrichtung resultiert (siehe Abb. 6.74 rechts). Hierbei stellt man außerdem durch die Messung der Ausbeulungstiefe deutlich unterschiedliche Verformungsmechanismen fest. In Abb. 6.74 rechts sind exemplarisch die Messkurven der 600/480 Konfiguration bei einer Einschlagenergie von 5 und 20 Joule dargestellt; man erkennt hier deutlich den höheren Beulanteil an der Verformung bei den stärker beschädigten Proben, welcher sich durch eine ausgeprägte Durchbiegung und eine Herabsetzung des Kraftmaximums auszeichnet. Um den Schwellwert der Schädigungsinitiierung auch bei geringen Einschlagenergien, hervorgerufen durch den anwendungsnahen Fall einer Eindringung mit kleiner Masse (unter 500 Gramm), zu ermitteln, wurde das Fallwerk als Beschleuniger für den Kugelimpakt-Versuch modifiziert. Dabei kam das in Abschn. 5.2.1 beschriebene Videoauswerteverfahren zum Einsatz. Die dadurch gewonnenen Daten zur Bewegung und Beschleunigung des Indenters (vgl. Abb. 6.75) erlauben die Bestimmung der maximalen Kontaktkraft und der Kontaktzeit welche sich dann über einfache analytische Modelle abbilden lassen (siehe Abschn. 3.3). Die Versuche wurden dann an der schwächsten Deckschichtkonfiguration (300/210) unter Verwendung des dichtesten Kernmaterials (PP-Tubuswabenkern) und des Testlinerwabenkerns durchgeführt, um das untere Limit der Deckschicht für Schädigungsinitiierung und dessen Kernabhängigkeit zu untersuchen.

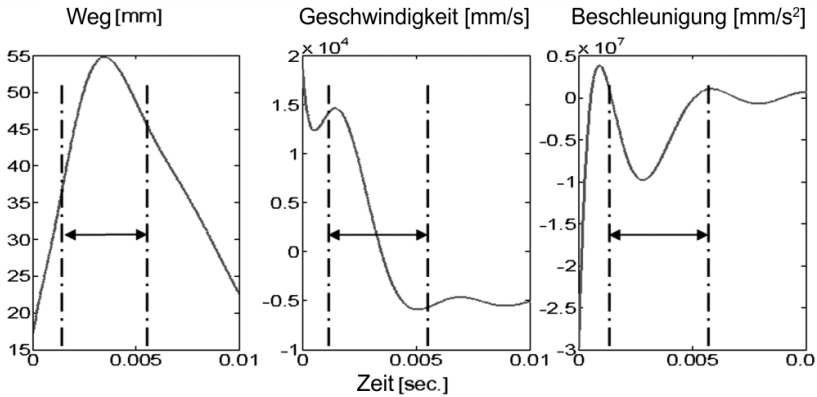


Abbildung 6.75: Gemessener Weg-Zeit-Verlauf des Eindringkörpers als polynomieller Fit (links) sowie daraus berechneter Geschwindigkeits-Zeit-Verlauf (Mitte) und Beschleunigungs-Zeit-Verlauf (rechts).

Die experimentellen Ergebnisse und Berechnungen des sinusoidalen Sandwich (Prüfreihe 300/210) sind in Abb. 6.76 für die Maximalkraft und die Kontaktzeit im Vergleich zum energiebasierten Modell nach Foo [230] und dem Modell nach Olsson [239, 240] dargestellt. In die Berechnungen fließen dabei die gemessenen Kern- und Deckschichteigenschaften aus den Zug- und Druckversuchen der vorherigen Abschnitte mit ein.

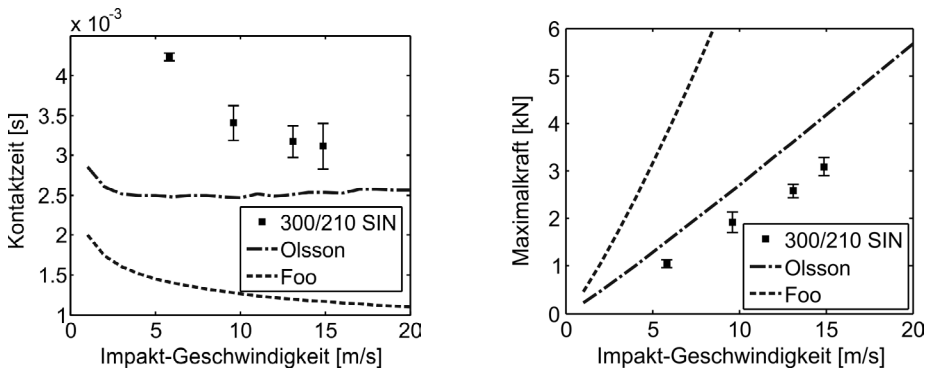


Abbildung 6.76: Gegenüberstellung experimenteller und berechneter Kennwerte des Impactversuches am sinusoidalen Sandwich mit einem Deckschichtmattengewicht von 300 g/m² mit der Kontaktzeit (links) und der Kontaktkraft (rechts) für variierende Einschlaggeschwindigkeiten.

Da erwartungsgemäß die Druckfestigkeit und -steifigkeit des Kernmaterials als elastische Lagerung für die Deckschichten bei Impactbelastung eine wichtige Rolle spielt, wurde bei allen LVI Versuchen mit Kugelimpact der Vergleich zwischen dem nachgiebigen Testliner-

Wabenkern und dem deutlich steiferen PP-Tubuswabenkern angestellt. Ein Vergleich der Maximalkräfte in Abb. 6.76 und 6.77 (rechts) verdeutlicht jedoch, dass nur geringe Unterschiede in den Maximalkräften bei gleicher Deckschicht auftreten. Dies korreliert mit dem Schädigungsbild, welches bei geringen Energien nicht über den Einriss der Deckschicht hinaus geht (siehe Abb. 6.79 rechts).

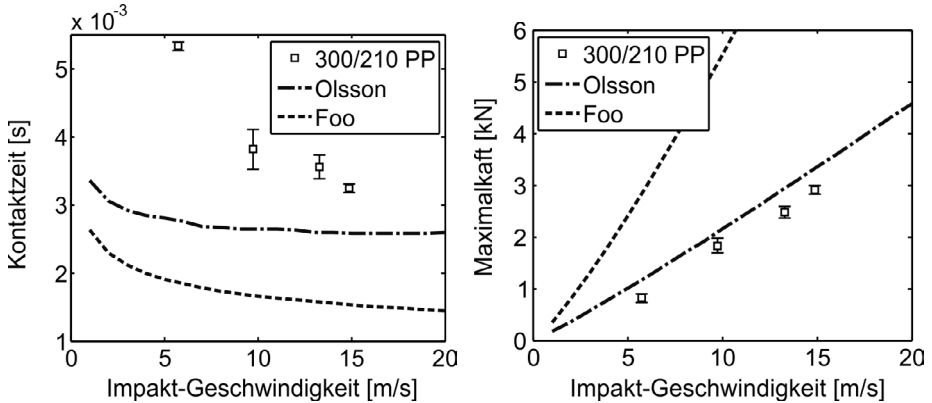


Abbildung 6.77: Gegenüberstellung experimenteller und berechneter Kennwerte des Impactversuches am PP-Tubus-Wabenkern in der berechneten Kontaktzeit (links) und der Kontaktkraft (rechts) für verschiedene Einschlaggeschwindigkeiten.

Die Verwendung der einfachen analytischen Ansätze auf Basis der Energiebetrachtung (Foo [230]) bzw. Verformungsmechanismen (Olsson [239]) oder der die Bewegung beschreibenden DGL (Feder-Dämpfer-Modelle) erlaubt zwar eine Näherungslösung für die Maximalkraft, kann aber den Kraftverlauf und somit die Kontaktzeit nur sehr ungenügend voraussagen (siehe Abb. 6.78 rechts). Die bestmögliche Näherung gelingt mit dem Ansatz nach Olsson, durch den die auftretenden Maximalkräfte nur geringfügig überschätzt werden (siehe Abschn. 3.3).

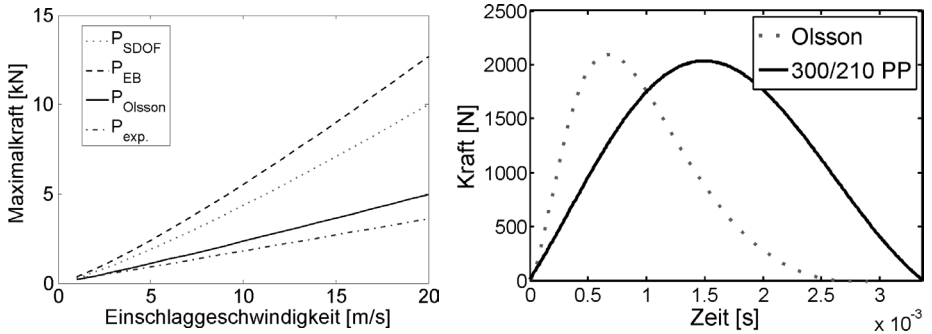


Abbildung 6.78: Vergleich der Maximalkraftabhängigkeit von der Einschlaggeschwindigkeit für alle analytischen Modelle am PP-Tubus-Wabenkern (links) und Vergleich des Kraft-Verlaufs in Experiment und Modell.

Da hierin sowohl Kerndruckversagen, Deckschichtdelamination und Schubverformung berücksichtigt werden, erlaubt die Berechnung auf Grundlage dieses Modells eine konservative Abschätzung der auftretenden Kräfte. Durch die idealen Annahmen des Modells in Bezug auf Geometrie und Homogenität ist der Unterschied zwischen Experiment und Modell, wiederum durch die PUR-Zwischenschicht welche als Kraftübertragungszone die Impactzone erweitert, zu erkennen.

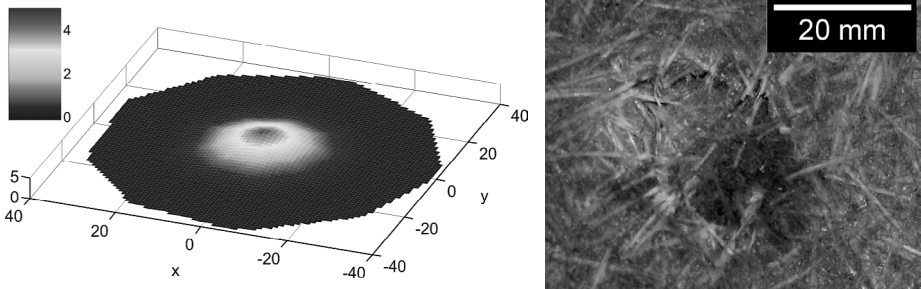


Abbildung 6.79: Taktile Erfassung der der radial gemittelten Eindringtiefe in der Sandwichdeckschicht (links) und makroskopische Aufnahme des Deckschichtanrisses (rechts).

Diese Abschirmung der lokalen Eindringung und Übermittlung der wirkenden Kraft auf einen Bereich von etwa 40 mm Durchmesser (siehe Abb. 6.79) zeigt ebenfalls eine charakteristisches Schädigungsbild. Dabei ist eine deutliche Abweichung von dem in der Literatur beschriebenen petaloiden Aussehen der Bruchzone zu erkennen, welche sich in der Formation eines Bruchringes um die Eindringspitze äußert. Eine Abbildung der plastischen Verformung und Schädigung der Deckschicht und des Kerns konnte des Weiteren durch tomographische Messungen zugänglich gemacht werden. Für den Tubuswabenkern ist der Schnitte durch die Mittelebene in Abb. 6.80 dargestellt.

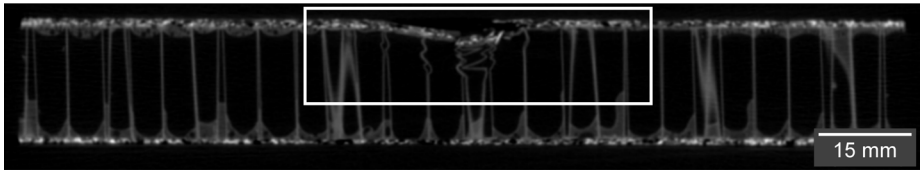


Abbildung 6.80: Ausschnitt aus einem CT-Scan eines assemblierten Sandwich mit tubularer Kernstruktur und mittigem Impact bei 15 m/s mit Schädigung der Deckschicht durch Mehrfachbruch sowie Beulen und Knicken der Zellwände im oberen Kernbereich.

Auch hier zeigt sich ein ähnliches Verhalten wie in den statischen Versuchen mit Delamination in der Deckschicht sowie Kernversagen direkt unterhalb der Deckschicht. Gleichzeitig wird das Verhalten der Ablösung einer Kernsäule inklusive angebundener Deckschicht deutlich, welche an der Oberfläche zu dem bereits dargestellten Ringbruch führt.

6.3.5 Delaminationsversuche

Durch die Prozessführung bei der Sprühinfiltration stellen sich neben den komplexen Matriceigenschaften in der Schnitffasermatte auch neuartige Bedingungen an der Verbindungsfläche zum Kern ein. Die Interaktion zwischen Kerngeometrie und durchgeschäumtem Polyurethan sowie die Position der Deckschicht im Presswerkzeug wurden hier als Konfigurationsparameter untersucht. Die Delamination der Kern-Deckschicht Grenzfläche unter Mode I Belastung wurde im „Double Cantilever Beam“ (DCB)-Test und dem Trommelschälversuch untersucht (siehe Abschn. 5.1.6). Der DCB-Test wurde alleine an den sinusoidalen Proben in Längsrichtung durchgeführt, da eine Bestimmung in Querrichtung aufgrund eines Rissprung durch das Kernmaterial, nach der Aufweitung des Precracks, durch Biegespannungen nicht möglich war (siehe Abb. 6.81 links).

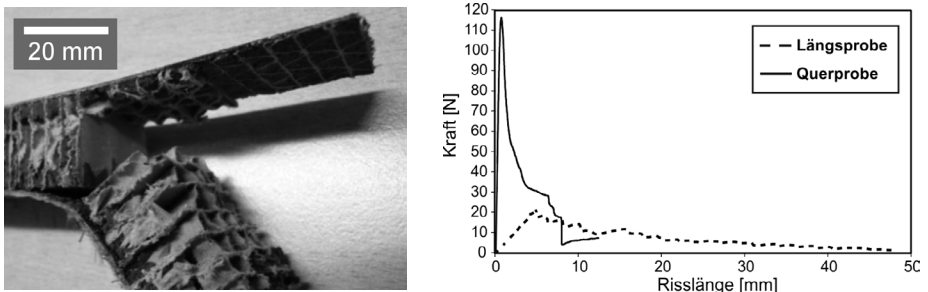


Abbildung 6.81: DCB-Querprobe mit Rissverlauf im Kern und Rissprung mit Übergang zur gegenüberliegenden Deckschicht (links) und Vergleich des Kraftverlaufs über der Risslänge für Längs- und Querproben (rechts).

Dennoch weisen die getesteten Querproben durch den Rissfortschritt unterhalb des eingedrungenen PUR im Kern um den Faktor fünf höhere Maximalkräfte im Vergleich zu den

Längsproben auf (siehe Abb. 6.81 rechts). Die Untersuchung der Proben in Längsrichtung wurde mit dem in Abschn. 5.1.6.2 erläuterten Verfahren durchgeführt. Die Bestimmung der Rissenergie für unterschiedliche Mattengewichte und Polyurethanauftragungsgeschwindigkeiten dient zum Vergleich der Qualität der Klebeschicht und des Widerstands gegenüber Rissfortschritt. Der direkte Vergleich der Rissflächen auf dem Kern zeigt dabei deutliche Unterschiede ab einem Mattengewicht von 900 g/m^2 wie in Abb. 6.82 zu sehen ist. Während die Grenzfläche bei einem Mattengewicht von 600 g/m^2 eine relativ kompakte PUR-Schaummorphologie aufweist, stellt sich bei höherem Mattengewicht eine dünnwandige, stark aufgeschäumte Grenzfläche ein. Die Stege des Wabenkerns sind als Auflagelinien an den Matten die Stellen hoher PUR-Konzentration und -Dichte und übertragen, im Gegensatz zur Füllung der Kavitäten, die Anbindung zwischen Kern und Deckschicht (siehe Abb. 6.82 rechts).

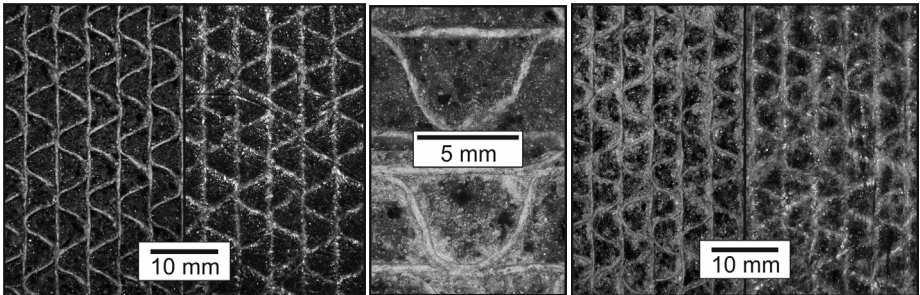


Abbildung 6.82: Rissfläche bei Deckschichtablösung in der Klebung an 300 g/m^2 Proben für Kern und Deckschichtseite (links) und für 900 g/m^2 Probe (rechts), sowie vergrößerter Vergleich der Zellen (Mitte) mit 300 g/m^2 oben und 900 g/m^2 unten.

Dieser polyurethanmengenabhängige Unterschied zeigt sich ebenfalls in der gemessenen Energiefreisetzungsrates innerhalb eines Mattengewichtes und durch Vergleich der 600 und 900 g/m^2 schweren Deckschichten (siehe Abb. 6.82 und 6.83). Dabei zeigt sich ein starker Abfall innerhalb der 600 g/m^2 Matten bei Änderung der Robotergeschwindigkeit von 210 auf 300 mm/s . Dieser Abfall ist bei höherem Mattengewicht nahezu vernachlässigbar, da bei geringer Streuung ein fast konstantes G_{Ic} zu beobachten ist. Die 300 g/m^2 Deckschicht zeigt zudem bei einer Robotergeschwindigkeit von 240 mm/s ähnliche Energiewerte wie die jeweiligen schwereren Deckschichten ab diesem PUR-Gehalt. Die starke Standardabweichung der 600 g/m^2 Sandwichproben bei einer Robotergeschwindigkeit von 210 mm/s beruht auf der Beobachtung feinsten Querrisse in der druckbelasteten Randfaser, welche bei starker Biegung der Deckschicht und lokal stark ausgeprägter Anbindung zwischen Kern und Deckschicht auftreten. Dieses sprühgeschwindigkeitsabhängige Verhalten deutet auf eine von der PUR-Fließgeschwindigkeit abhängige Qualität der Klebung hin. Die Oberflächenbeschaffenheit der Rissfläche ist bei 900 g/m^2 durch starke Blasenbildung mit sehr dünnen Zellwänden geprägt, was auf eine vorzeitige Polymerisation noch während

der Infiltration der deutlich dickeren Matte hindeutet.

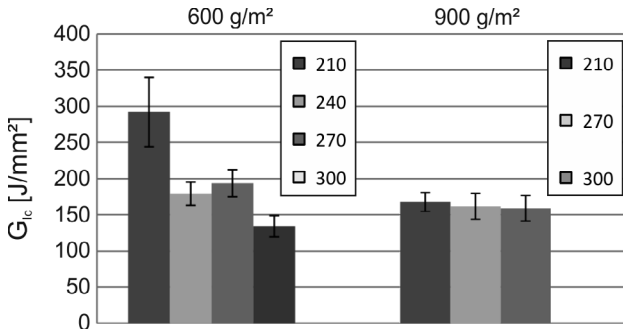


Abbildung 6.83: Vergleich der im DCB-Test bestimmten Rissenergien für Deckschichten mit 600 und 900 g/m² und unterschiedlicher Sprührobotergeschwindigkeit von 210 bis 300 mm/s.

Des Weiteren zeigt der Vergleich der Maximalkräfte, dass die unterschiedlichen Mattengewichte durch ihre ansteigende Biegesteifigkeit zu einer ansteigenden Maximalkraft führen (siehe Abb. 6.84 links). Dies gilt vor allem bei Aufbringen der für die zur Rissinitiation notwendigen Rissöffnung. Der Vergleich der Mattengewichte bei statistisch gepoolten Robotergeschwindigkeiten zeigt hingegen keine Unterschiede beim Rissfortschritt. Dies korreliert mit dem Rissfortschritt, der bei den Längsproben einzig in der Klebestelle ohne Ablenkung des Risspfades in den Kern oder die Deckschicht stattgefunden hat (siehe Abb. 6.84 rechts) und somit keine mattengewichtsabhängige Einflussgröße beinhaltet. Um im Weiteren den problematischen Einfluss der nicht-orthogonalen Kräfte auf die Klebefläche möglichst zu eliminieren, wurden die Klebeverbindung der hexagonalen und sinusoidalen Sandwichkonfigurationen durch den Trommelschälversuch untersucht.

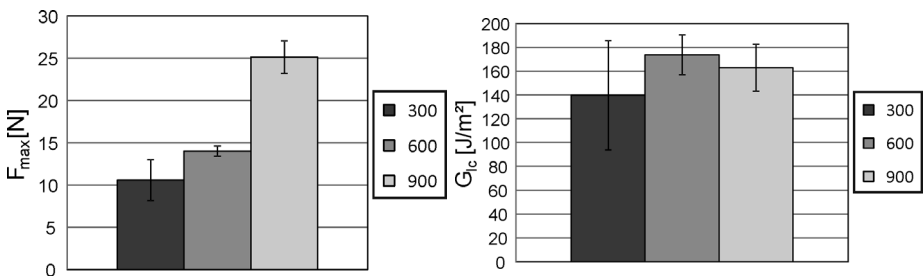


Abbildung 6.84: Maximalkraft im DCB-Test zur Initiierung der Rissbewegung (links) und Energiefreisetzungsrates für unterschiedliche Mattengewichte bei gepoolter Polyurethanmenge (rechts).

Der Trommelschälversuch wurde zusätzlich um die Lage des Sandwich im Presswerkzeug als Einflussgröße erweitert, da bei ersten Vorversuchen starke Unterschiede je nach Position

der abgezogenen Decklage offensichtlich wurden. Die Betrachtung sowohl unterschiedlicher PUR-Mengen als auch Mattengewichte und Kernrichtungen zeigt im Schälversuch keine Unterschiede im Kraftplateau, während des Abrollens der Deckschicht an sinusoidalen Kernmaterialien. Im Gegensatz dazu lassen sich aber deutliche Unterschiede bezogen auf die Lage des Sandwich im Werkzeug ausmachen (siehe Abb. 6.85).

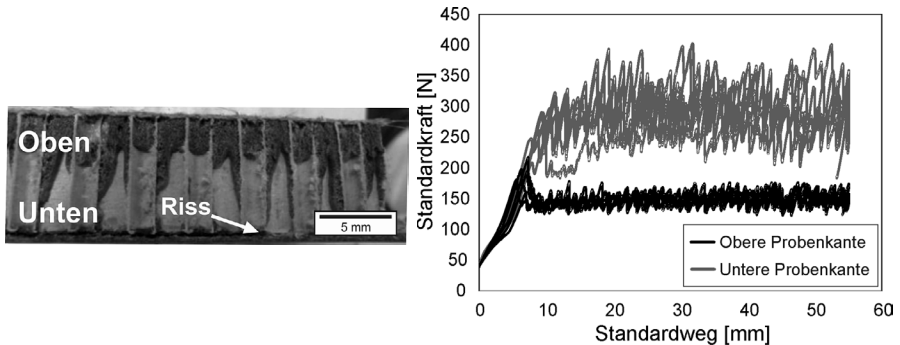


Abbildung 6.85: Konvention der Werkzeugposition an der Sandwichprobe (links) und Vergleich der Schälkurven der beiden Deckschichten einer sinusoidalen Prüfserie mit 600 g/m^2 und einer Sprührobotergeschwindigkeit von 270 mm/s (rechts).

Beim hexagonalen Kernmaterial zeigt sich bei der Gegenüberstellung verschiedener PUR-Mengen ein Abfall der Deckschichtanhaftung bei abfallender PUR-Menge bzw. zunehmender Robotergeschwindigkeit. Dieser Zusammenhang konnte dabei nur auf der unteren Probenseite, mit dem in der Verbindungzone konzentrierten PUR, festgestellt werden (siehe Abb. 6.86). Die obere Probenseite zeigte durchweg einen konstanten Mittelwert bei Variation der Sprühgeschwindigkeit (siehe Tab. 6.13).

Tabelle 6.13: Über dem PUR-Gehalt gemittelte, korrigierte Schälkräfte aller geprüften Matten und Positionen.

Mattengewicht [g/m ²]	Schälkraft Nomex-Kern		Schälkraft Testliner-Kern	
	Oben [N]	Unten* [N]	Oben [N]	Unten [N]
300	199,8 ± 1,5	334,7 ± 4,07	135,6 ± 2,7	346,8 ± 86,9
450	-	-	173,3 ± 13,4	241,9 ± 3,7
600	219,5 ± 1,6	360,2 ± 5,1	150,7 ± 1,1	273,1 ± 12,1

*In diesen hexagonalen Konfigurationen sind Variationen der Schälkraft mit der PUR-Menge aufgetreten wie sie in Abb. 6.86 dargestellt sind.

Da die DCB-Versuche wie zuvor gezeigt eine über die Biegekomponente eingebrachte Verfälschung der Kennwerte zur Charakterisierung des Rissfortschritts liefern, wurde im Trommelschälversuch eine Korrektur des Deckschichtbiegeeinflusses auf die Schälkraft vorgenommen. Dabei wurden separierte Deckschichten auf die Trommel aufgerollt und die

am Sandwich gemessenen Kraftwerte nach unten korrigiert. Die über dem PUR-Gehalt gepoolten Daten für verschiedene Mattengewichte sind in Tab. 6.13 dargestellt.

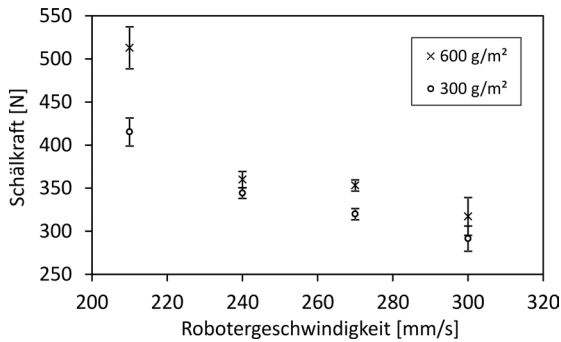


Abbildung 6.86: Abhängigkeit der mittleren Schälkraft von der Sprührobotergeschwindigkeit wie sie im Fall hexagonaler Kerngeometrie beim Abschälen der unteren Deckschichten auftritt.

Die Unterschiede in den Schälkräften beider Sandwichseiten korrelieren stark mit dem Schädigungsbild der getrennten Oberflächen. Hierbei lassen sich die hohen Schälkräfte der Unterseite hexagonaler Konfiguration mit hohem PUR-Gehalt sowohl durch eine partielle Rissablenkung ins Kernmaterial als auch in die Deckschicht, in Beziehung bringen.



Abbildung 6.87: Darstellung der Rissbewegung anhand der hexagonalen Sandwichkonfiguration mit von links nach rechts abnehmender Schälkraft mit kombiniertem Kern-/Deckschichtversagen (links), Deckschichtdelamination (Mitte) und Versagen in der Klebefläche (rechts).

Die allgemein deutlich höheren Schälkräfte der unteren Sandwichseite sind immer von einer interlaminaeren Ablösung der Deckschicht geprägt. Die obere Seite weist primär eine Rissausbreitung im Interface zwischen Kern und Deckschicht aufgrund mangelnder Adhäsionsqualität auf (siehe Abb.6.87). Die breite Verteilung der Plateauwerte an der unteren Deckschicht kann somit direkt in Verbindung mit der gegenseitigen Ablösung der Schnitffasergelege innerhalb der Deckschicht gebracht werden. Die zum Trennen der Deckschicht benötigte Schälkraft ist dabei jeweils starken Schwankungen unterzogen, da durch die Faserüberbrückung und das Faserbündel-Ausziehen der Rissfortschritt immer wieder behindert wird.

6.4 Ergebnisse aus Berechnungen und Simulation

Im Weiteren werden die Ergebnisse aus der Modellierung und Simulation des Sandwich unter unterschiedlichen Belastungsbedingungen dargestellt. Hierbei werden die in den vorigen Kapiteln gewonnenen Informationen betreffend Mikro- und Makrostruktur der Komponenten und des Sandwich weiter verwertet, um eine möglichst realitätsnahe Vorhersage und einen genauen Vergleich mit dem Experiment zu ermöglichen.

6.4.1 Modellierung des Polyurethanschaumes

Durch den Aufsprühvorgang des Polyurethan in die Glasfasermatten der Deckschicht und den anschließenden Pressprozess bildet sich beim Aushärten ein Gradient in der relativen Schaumdichte aus. Wie aus der Analyse der tomographischen Daten hervorgeht, nimmt die Dichte des aufgeschäumten Polyurethans relativ zum kompakten PUR mit steigendem Abstand vom Deckschichtbereich deutlich ab (siehe Abschn. 6.1.1.2). Durch das viskose Verhalten des Polyurethanschaumes während der relativ langen Topfzeit kommt es außerdem zur Tropfenbildung und somit zu einer inhomogenen Grenzfläche zwischen dem PUR-reichen Kernbereich und der PUR-freien Kernschicht.

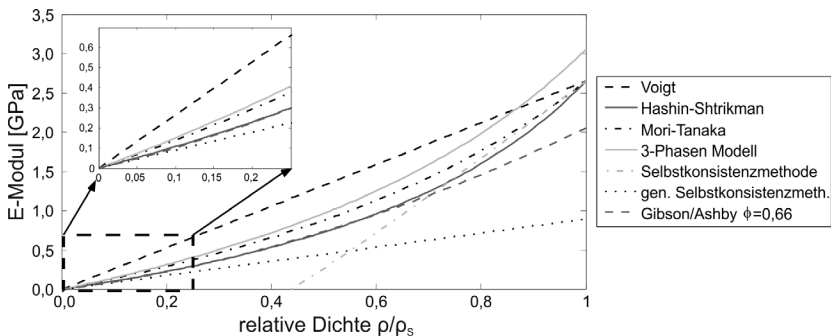


Abbildung 6.88: Modellierung des Schaum E-Moduls mit verschiedenen Modellen unter der Annahme isotroper Porenverteilung und Matrixeigenschaften.

Die unterschiedliche Aufschäumung kann in den CT-Bildern deutlich sichtbar gemacht werden und ist quantitativ durch einen exponentiellen Abfall von 22 % relativer Dichte in der Deckschicht auf die relative Dichte im Kernmaterial beschreibbar. Auf Basis der Analyse der Porenverteilung und Dichte im PUR-Schaum wurde daher mit mikromechanischen Modellen, ausgehend von den verpressten mechanischen Eigenschaften auf die aufgeschäumten Schichteigenschaften zurückgerechnet. Dazu wurden verschiedene analytische Modelle zur Beschreibung isotroper Schaumstoffe über den relevanten Dichtebereich berechnet. Im vergrößerten Bildausschnitt in Abb. 6.88 sind die berechneten Werte im Bereich der aus dem CT-Bild ermittelten relativen Schaumdichte zwischen 5 und 15 % dargestellt. Hier variiert der E-Modul je nach Dichte und Modell zwischen 50 MPa und 700 MPa. Vergleicht man hierzu den experimentellen Messwert des PUR E-Modul mit ca. 50 MPa, bildet vor allem die generalisierte Selbstkonsistenzmethode diesen Kennwert über den experimentell bestimmten Bereich der relativen Dichte ab. Beachtet man, dass die Berechnung auf dem vom Hersteller angegebenen kompakten E-Modul basiert, ergeben sich beim Absenken dieser maximalen Herstellerkennwerte um 30-50 % bereits eine hervorragende Abschätzung und Übereinstimmung mit dem Experiment.

6.4.2 Homogenisierung der Deckschicht

Die analytische Homogenisierung der Deckschicht bedient sich der aus der optischen und tomographischen Charakterisierung gewonnenen Richtungsverteilungsfunktionen und Volumengehalte bzw. Packungsdichten (siehe Abschn. 6.2.1). Die abschnittsweise Modellierung auf verschiedenen Skalen, ausgehend von der Einzelfaser im Roving, wurde dann mit den in Abschn. 3.1 beschriebenen Modellen durchgeführt. Zusätzlich wurden auch die erwarteten Idealstrukturen ohne Richtungsabweichungen berechnet, um diese den verfeinerten Modellen gegenüber zu stellen. Die Modellierung der elastischen Eigenschaften der Faserrovings bei unterschiedlichem Faservolumengehalt wurde anhand der Modelle von Hashin-Shtrikman (HS) und Liliens (LIE), Halpin-Tsai (HT) und mit der um die reale Richtungsverteilung erweiterten Mori-Tanaka (MT) Variante durchgeführt. Für die axiale Beanspruchungsrichtung entlang der Faserhaupttrichtung zeigen die Modelle nach HS und LIE (siehe Abb. 6.89) und HT (siehe Abb. 6.90 links) nur geringe Abweichungen von der Mischungsregel nach Voigt für die vorliegenden entsprechend hohen Faseraspektverhältnisse ($l/d=50/0,01$).

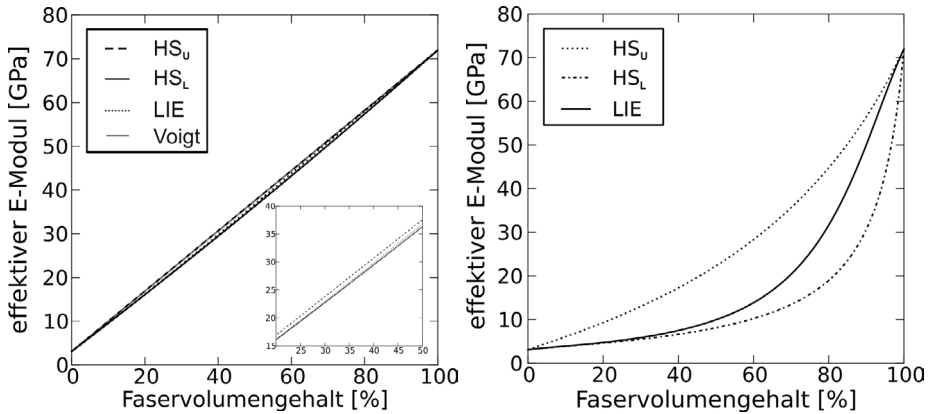


Abbildung 6.89: Berechnung der effektiven E-Moduln nach Hashin-Shtrikman (HS) sowie Liliens (LIE) für unidirektionale Fasern in Faserrichtung (links) sowie transversal zur Faserrichtung (rechts).

Die Abhängigkeit von der Faserlänge im Roving ist zusätzlich in Abb. 6.90 (rechts) in logarithmischer Auftragung dargestellt. Dabei zeigt sich bei einem Längenverhältnis ab etwa $l/d=10^2$ bereits deutlich der Plateauwert von $E_c=48,35$ GPa bei dem in Abschn. 6.2.1.1 ermittelten Faservolumengehalt von 65,43 %.

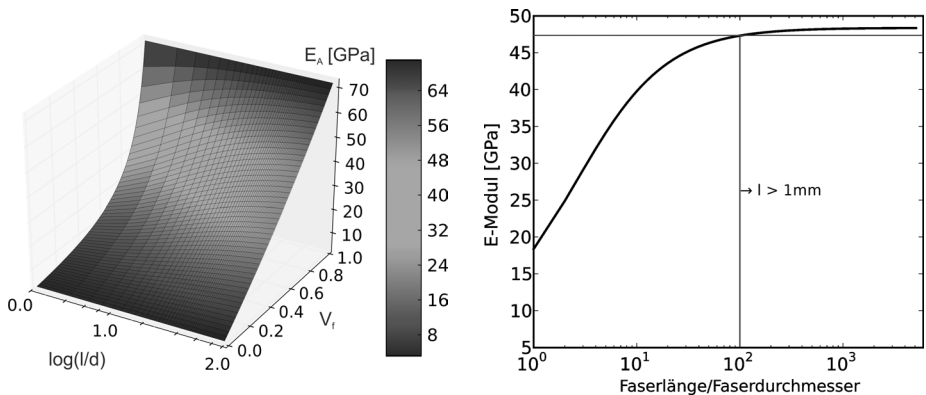


Abbildung 6.90: Vorhersagen des Halpin-Tsai Modells als Auftragung über Volumengehalt und Faserlänge für den E-Modul (links) bzw. Schnitt bei konstantem Roving-Fasergehalt von ca. 65 % (rechts).

Der Längeneinfluss der Einzelfasern wurde im Weiteren vernachlässigt, da eine Reduktion der freien Faserlänge durch eine Kapselung an den Roving-Kreuzungspunkten auch nur eine minimale Faserlänge von 1 mm erreichen könnte und die dadurch hervorgerufene Reduktion des E-Modul gegenüber den Langfasern nur etwa 2 % beträgt (siehe Abb.6.90

rechts). Für die transversale Komponente des E-Modul sind die Abweichungen im Bereich zwischen 50 bis 80 % wie in Abb. 6.89 (rechts) und 6.91 (links) dargestellt wesentlich deutlicher. Der axiale Schubmodul ist bei den verwendeten Faserlängen jedoch ebenfalls faserlängenunabhängig (siehe Abb. 6.91).

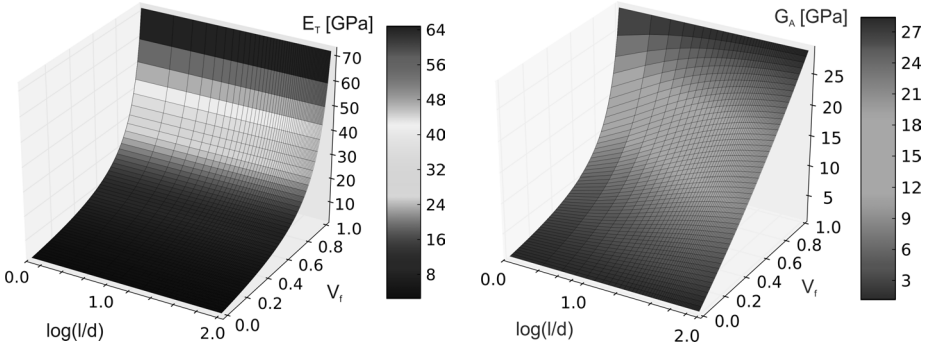


Abbildung 6.91: Vorhersagen des Halpin-Tsai Modells als Auftragung des transversalen E-Moduls (links) und des axialen Schubmoduls (rechts) über Volumengehalt und Faserlänge.

Sowohl bei den Modellen nach HS und HT als auch im erweiterten Modell inklusive Faserorientierungsverteilung nach Pyrz, kann der Unterschied zur inversen Mischungsregel mehrere GPa betragen. Die Verwendung der aus der Tomographie ermittelten Faserorientierung zeigt zudem, dass mit zunehmend abweichender Ausrichtung der Fasern aus der Rovingachse heraus, deutliche Unterschiede bezüglich der Steifigkeit des MT-Modells im Vergleich zum Reuss-Mittelwert auftreten (siehe Abb. 6.92).

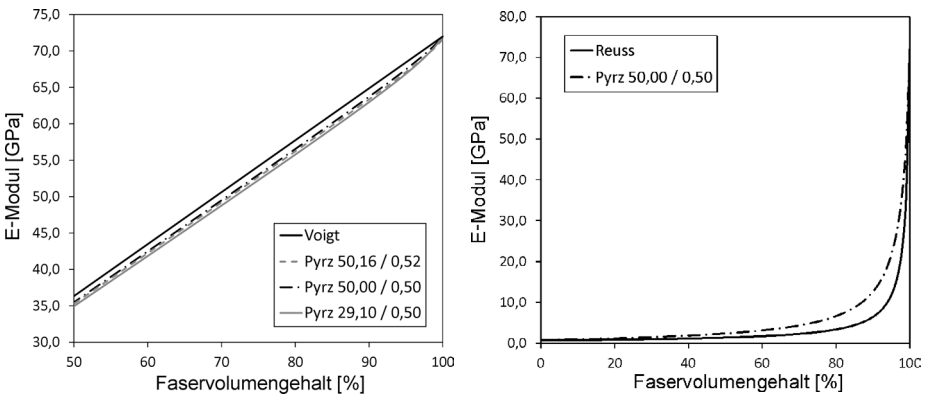


Abbildung 6.92: Roving E-Modul nach Pyrz [303] in longitudinaler (links) und transversaler (rechts) Richtung mit Vergleich zu Voigt- und Reuss-Modellen bei signifikanten Verteilungsbreiten (Parameter P/Q) und einem Matrix-E-Modul von 0,7 GPa.

Die in Abb. 6.92 dargestellten Verteilungen zeigen diesen Zusammenhang für beide Beanspruchungsrichtungen im Roving noch deutlicher. Hier wird klar, dass eine Verbreiterung der Faserrichtungs-Verteilung ($P / Q = 50,16 / 0,52 \rightarrow P / Q = 29,10 / 0,5$) nur zu einer geringen Abnahme der axialen Steifigkeit führt (siehe Abb. 6.92 links). Die gleichzeitig deutliche Zunahme der transversalen Steifigkeit gegenüber der Reuss-Mischungsregel im für den Roving relevanten Faservolumenbereich muss jedoch beim Einbinden des Rovings auf der nächsten Modellierungsskala berücksichtigt werden (siehe Abb. 6.92 rechts). Um eine möglichst genaue Aussage über elastischen Deckschichteigenschaften machen zu können, wurde bei den in Abb. 6.92 gezeigten Kurven der Matrixmodul entsprechend der in Abschn. 6.4.1 errechneten Werte gewählt. Die Schaumdichte in der Deckschicht wurde so konstant mit 22 % gewählt und der E-Modul der Matrix mit 700 MPa gewählt. Als nächster Schritt wurde die Modellierung der Schnittfasermatte auf den bereits beschriebenen Rovingeigenschaften nach Pyrz mit den verschiedenen mittleren Verteilungsfunktionen aus Abschn. 6.2.1.1 durchgeführt. In Abb. 6.93 (links) sind die Berechnungsergebnisse für das MT Modell mit den gepoolten experimentellen Daten dargestellt. Auch hier zeigt sich der im E-Modul der Plattenebene vorhandene Einfluss der Rovingorientierung aus der Plattenebene heraus. Prinzipiell ist festzustellen, dass die modellierten Werte zwar sehr nahe an den experimentellen Ergebnissen liegen, diese aber zumindest bei hohen Volumengehalten geringfügig überschätzen (siehe Abb. 6.93 links).

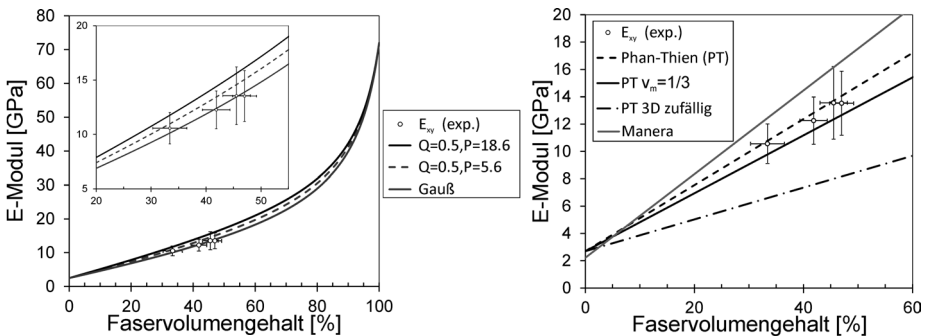


Abbildung 6.93: Transversaler E-Modul des Schnittfasermatte unter Verwendung der Richtungsverteilungsfunktionen aus Abschn. 6.2.1 mit gepoolten experimentellen Ergebnissen aus dem Zugversuch (links) und allgemeinen Modellen für 2D und 3D Faserverteilungen (rechts).

Betrachtet man die Vorhersagen verschiedener Näherungsgleichungen wie in Abschn. 3.1.1, ohne genaue Interpretation der Faserorientierungen und Längen, erhält man die Abb. 6.93 rechts dargestellten Kurven. In den Theorien nach Phan-Thien (PT) [202] und Manera [306] ist auch hier eine Überschätzung der elastischen Verbundeigenschaften auszumachen, welche sich durch die Faserorientierungen aus der Matte heraus im Vergleich mit einer vollständig zufälligen Faserverteilung erklärt.

Die alternative Bestimmung der elastischen Eigenschaften aus der auf der Laminattheorie basierenden Herangehensweise nach Ionita et. al. [216, 217] folgt der Analyse der künstlichen Schnittfasermatte auf verschiedenen Bereichen. Die künstliche Generierung der Schnittfasermatte beruht auf der zufälligen Anordnung von 50 mm langen Fasern, welche über den Winkel und die Mittenposition parametrisiert werden und sehr gut mit den makroskopischen Aufnahmen übereinstimmen (vgl. Abb. 6.94 links und Abb. 6.42). Um den Einfluss der Probenentnahme in Bereichen deutlich kleiner als ein repräsentatives Volumenelement auf die Anisotropie zu untersuchen, wurden verschieden große Ausschnitte analysiert. Die Ergebnisse zeigen nach einer anfänglichen Stabilisierungsphase einen Gleichgewichtswert abhängig vom Faservolumengehalt und der Fenstergröße (siehe Abb. 6.94 rechts).

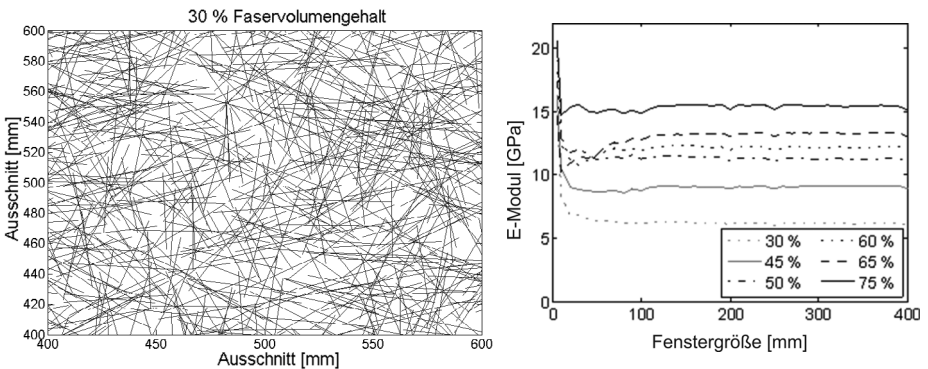


Abbildung 6.94: Vorhersage des E-Moduls nach dem Modell von Iota und Weitsman [216, 217] aus einem Modell der Faserstruktur (links) unter Verwendung verschiedener Fenstergrößen zur Auswertung der Anisotropie (rechts).

Durch die Evaluation der Spannungen entlang der einzelnen Rovings kann bei Annahme linear elastischer Verformung bis zum Bruch über das Tsai-Wu Kriterium ebenfalls eine Vorhersage über die auftretenden Versagensspannungen in der ebenen Schnittfasermatte gemacht werden. Die errechnete Festigkeit ist dabei von der Größe der Versagenszone, welche über die Breite der Unregelmäßigkeiten der Bruchfläche definiert ist, abhängig (siehe Abb. 6.95 links). Außerdem nimmt die Festigkeit augenscheinlich mit dem Faservolumengehalt, wie bereits auch die experimentellen Werte gezeigt haben, zu (siehe Abb. 6.95 rechts). Die taktile Messung der Versagenszone zeigt dabei ein gleichmäßiges Auftreten von Breiten zwischen 6 mm und 8 mm, welche daher im Weiteren genauer betrachtet werden. Die für das Tsai-Wu Versagenskriterium notwendigen Zug- und Schubversagensspannungen im PUR-infiltrierten Glasfaserrovings sind bisher weitestgehend unbekannt.

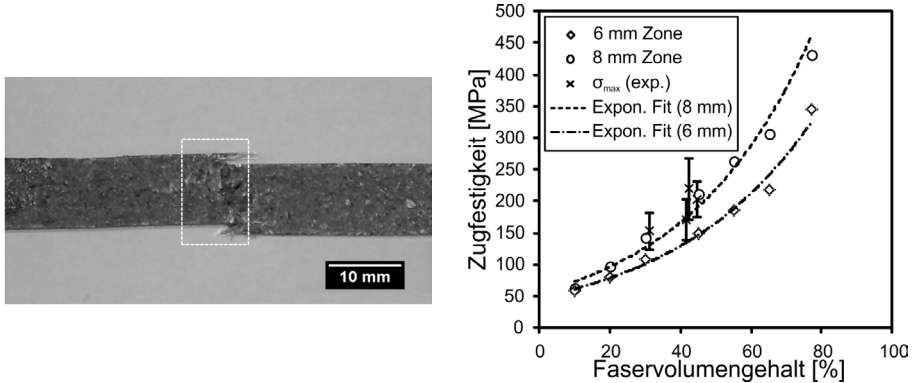


Abbildung 6.95: Bruchzone einer Coupon-Probe im Zugversuch (links) und Zugfestigkeiten nach „Laminated Random Strand“ (LRS)-Modell mit Tsai-Wu Fehlerkriterium als Auftragung in Abhängigkeit vom Faservolumengehalt bei einer Bruchzonenlänge von 6 bzw. 8 mm und Vergleich der experimentellen Daten (rechts).

Die bekannten Kennwerte für stranggezogenes kompaktes PUR zeigen ähnliche Kennwerte wie Epoxy/E-Glass Verbunde im Zugversuch (siehe [39, 307]). Daher werden die unbekanntesten Festigkeiten für Schubversagen und transversalen Zug im GF-PUR durch Skalierung der Verhältnisse zur gemessenen axialen Zugversagensspannung aus den Epoxy/E-Glass berechnet. Die gemessenen uniaxialen Zugfestigkeiten an abgelegten und sprühinfiltrierten Einfachsträngen weisen eine mittlere Festigkeit von $671,68 \pm 78,95$ MPa bei einem mittleren Faservolumengehalt von 65 % auf [2]. Die hieraus abgeleiteten reduzierten Größen aufgrund der aufgeschäumten Matrix und entsprechend komplexer Faser-Matrix-Anbindung sind in Tab. 6.14 aufgeführt.

Tabelle 6.14: Berechnete Festigkeiten im Einzelroving bei 65 % Faservolumengehalt für axiale, transversale und Schubbelastung.

Eigenschaft	Festigkeit
-	[MPa]
Axiale Zug/Druckfestigkeit σ_{\parallel}	671,68*
Transversale Zug/Druckfestigkeit σ_{\perp}	22,86
Schubfestigkeit $\tau_{\perp\parallel}$	39,81

*am infiltrierten Roving gemessener Wert

Durch Einführung eines Bruchkriteriums konnten die Spannungen im Verbund anhand der Versagensspannungen des Roving berechnet und so eine Annäherung zumindest der Zugversagensspannungen im Verbund erreicht werden. Eine Zug-/Druck-Anisotropie

wurde dabei nicht betrachtet, womit für das Tsai-Wu Kriterium folgt:

$$\left(\frac{\sigma_1}{\sigma_{\parallel}}\right)^2 + \left(\frac{\sigma_2}{\sigma_{\perp}}\right)^2 - \left(\frac{\sigma_1\sigma_2}{\sigma_{\parallel}\sigma_{\perp}}\right) + \left(\frac{\sigma_{12}}{\sigma_{\perp\parallel}}\right)^2 \geq 1 \quad (6.2)$$

Die Abhängigkeit der mittleren Festigkeiten vom Faservolumengehalt sowie der Größe der Versagenszone ist in Abb. 6.96 rechts dargestellt und zeigt sowohl nichtlineare Abhängigkeiten vom Faseranteil als auch von den Größen der Bruchzonen, wobei sich eine deutliche Erhöhung der Streubreiten mit steigendem Volumengehalt ergibt (siehe Abb. 6.96 links). Der Vergleich mit den experimentellen Kennwerten aus dem Zugversuch (siehe Abb. 6.95 rechts) zeigt eine gute Übereinstimmung innerhalb der beobachteten Versagensbereiche, jedoch zeigen vor allem die Proben mit hohem Faservolumengehalt, dass das Modell die realen Werte um bis zu ca. 40 MPa unterschätzt.

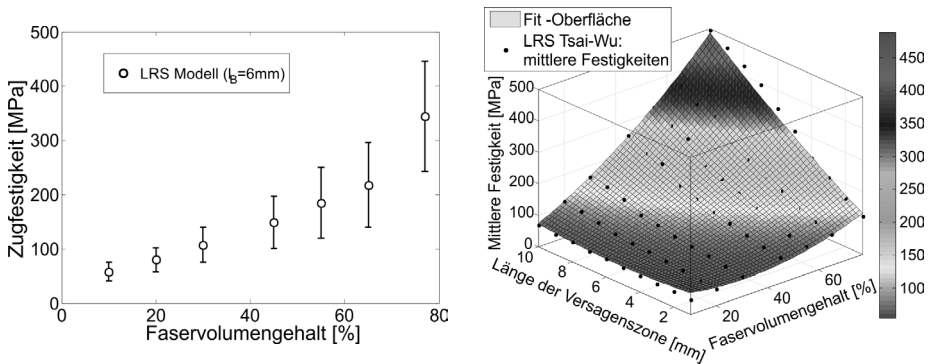


Abbildung 6.96: Darstellung der Abhängigkeiten von Festigkeiten bei einer Bruchzonengröße von 6 mm für verschiedene Faservolumengehalte mit Mittelwerten und zunehmenden Standardabweichungen aus den Weibullverteilungen (links) sowie dreidimensionale Versagensoberfläche (rechts).

Diese im Vergleich zu geringe Festigkeit beruht dabei hauptsächlich auf der irregulären Länge der Bruchwirkungszone, welche durch die Variation zwischen Faserauszugsphänomenen und Faserbruch hervorgerufen wird.

6.4.3 Homogenisierung der makroskopischen Kernstruktur

Die Homogenisierung der Kernstruktur durch analytische Modelle und die FEM dient zum Vergleich der experimentell ermittelten Kennwerte aus Druck-, Zug- und Schubversuch. Es soll der Einfluss der Materialkombination im Sandwich auf die Materialkennwerte der einzelnen Komponenten evaluiert werden.

6.4.3.1 Elastische und plastische Eigenschaften der analytischen Vorhersage

Die elastischen Eigenschaften von Wabenkernen können auf analytischem Weg durch die verschiedenen in Abschn. 3.2.1.1 dargestellten Modelle berechnet werden. Die Berechnung des Phenolharz-E-Modul aus den Proben ECA-I 3.2-48 wurde auf Basis der Parallelschaltung von Aramidpapier und Phenolharz aus dem Zugversuch in Verbindung mit den materialographisch gemessenen Schichtdicken durchgeführt (siehe Abschn. 4.1.4). Deshalb ist in den folgenden Berechnungen ein E-Modul von $E_{PH} = 3879$ MPa angenommen. Die berechneten elastischen Kerneigenschaften für die Testliner- und Nomex-Waben auf Basis der geometrischen Kernstruktur sind im Weiteren beschrieben. Die sinusoidale Kernstruktur weist eine relative Dichte von $\frac{\rho^*}{\rho_s} = 0,0922$ auf, womit sich aus den Werkstoffdaten von Testliner 3 die Zugfestigkeit senkrecht zur Plattenebene des Wabenmaterials zu $\sigma_{v,z} = 1,41$ MPa berechnen lässt. Die Zugfestigkeit bei Belastung entlang der Stege berechnet sich dann einzig aus den mechanischen Eigenschaften in Machining Direction sowie der relativen Materialdichte bei Vernachlässigung der Wellstegkomponente im Kern. Durch Einsetzen der Papierkennwerte in die relative Dichtegleichung erhält man schließlich für die Zugfestigkeit $\sigma_{v,x} = 1,9$ MPa. Die elastischen Eigenschaften der verschiedenen Modelle über die alleinige Betrachtung der relativen Dichte hinaus sind in Tab. 6.15 dargestellt.

Tabelle 6.15: Analytische Vorhersagen der elastischen, sinusoidalen Kerneigenschaften verschiedener Modelle nach Abschn.3.2.1.1

Kennwert	Modifiziert CLT [MPa]	Formänderungsenerg [MPa]	Gibson/Ashby [MPa]
E_x	-	173,04	169,62
E_y	-	12,21	-
E_z	134,88	133,20	128,08
G_{xy}	-	0,134	-
G_{xz}	62,04	66,729	-
G_{yz}	31,72	36,72	-

Um die Festigkeit der Wabenkerne auf Druck zu berechnen, wird zunächst die kritische Last für das Beulen bestimmt und mit der theoretischen Druckfestigkeit verglichen.

Tabelle 6.16: Ergebnisse der Beulspannungen $\sigma_{B,u/o}$ und Druckfestigkeiten σ_{max} für die getesteten Hexagonalmaterialien nach [43].

Material	$\sigma_{B,u}$ [MPa]	$\sigma_{B,o}$ [MPa]	σ_{max} [MPa]
ECA-I 3.2-48	0,68	1,19	2,40
ECA-I 4.8-32	0,20	0,35	1,60
ECA 9.6-48	1,60	2,78	3,20
ECA-I R 4.8-96	11,77	20,50	10,11

Mit den Gleichungen aus [46, 47] und dem E-Modul von $E_{\text{hex}} = 6500 \text{ MPa}$ [308], ergeben sich die Werte in Tabelle 6.16 für die Beul- und Druckfestigkeiten. Durch Vergleich der minimalen Beulfestigkeit $\sigma_{B,u}$ mit den theoretischen Druckfestigkeiten σ_{max} zeigt sich, dass nur im Fall der ECA-I 4.8-96 Waben Versagen durch reine Druckverformung möglich ist. Alle anderen hexagonalen Kernwerkstoffe sollten durch Bruch und Delamination der Zellwände nach zuvor erfolgtem Ausbeulen, versagen. Die Berechnung der Beulfestigkeit des Testliner-Kerns geschieht durch Betrachtung des Plattenbeulens mit modifizierter Zellgeometrie in Anlehnung an [309]. Da aus den experimentellen Messungen ein deutliches Beulverhalten feststellbar ist, wird im Weiteren nur auf Versagen durch Beulen der Zellwände eingegangen. Die Statistiken für die zufällig verteilten Plattenbreiten in den geraden Segmenten aus Abschn. 6.1.1.1 werden durch die dort dargestellte mittlere Verteilungsfunktion für die Linerbreiten mit eingebracht. Mit dem E-Modul $E_{\text{MD}} = 4604 \text{ MPa}$ und $E_{\text{CD}} = 2675 \text{ MPa}$, ergibt sich aus den Nährungsgleichungen nach Schulgasser [87, 88] für den Schubmodul des Papiers $G_{xy} = 1286 \text{ MPa}$ und die Querkontraktionszahlen $\nu_{xy} = 0,43$ und $\nu_{yx} = 0,25$. Die kritische Beullast wird nach Formel 3.18 bestimmt und ergibt die kritische Beulspannung von $\sigma_{cr} = 1,26 \text{ MPa}$. Bezieht man dann die Verteilungsfunktion mit ein, so ergibt sich eine um etwa $0,15 \text{ MPa}$ erhöhte Beulspannung mit $\sigma_{cr} = 1,41 \text{ MPa}$.

Zur Bestimmung der theoretischen Schubmoduln und Schubfestigkeiten der hexagonalen Kernegeometrien wird der Ansatz von Zhang und Ashby [310] verwendet. Dabei ergeben sich unter Berücksichtigung des Papierschubmoduls G_s die in Tab. 6.17 dargestellten Werte.

Tabelle 6.17: Ergebnisse der Schubmoduln und Schubfestigkeiten für die verschiedenen hexagonalen Wabenkerne.

Material	G_s	G_{xz}	$G_{yz,u}$	$G_{yz,o}$	$\tau_{xz,u}$	$\tau_{xz,o}$	$\tau_{yz,u}$	$\tau_{yz,o}$
	[MPa]	[MPa]	[MPa]	[MPa]	[MPa]	[MPa]	[MPa]	[MPa]
ECA-I 3.2-48	2431	21,9	32,9	36,6	0,1	0,2	0,1	0,2
ECA-I 4.8-32	2431	14,6	21,9	24,4	0,03	0,05	0,04	0,07
ECA 9.6-48	2358	28,4	42,6	47,3	0,2	0,4	0,3	0,6
ECA-I 4.8-96	2375	129,7	105,6	132,9	6,6	11,4	10,1	17,4

6.4.3.2 Elastische Eigenschaften aus dem sinusoidalen Wabenmodell aus der FEM

Die Finite-Elemente-Simulation der sinusoidalen und hexagonalen Kernegeometrie soll, durch entsprechende Grundbelastung der Einheitszelle, Aussagen über das homogenisierte Materialverhalten im elastischen Verformungsbereich ermöglichen. Für die Vernetzung der Testlinereinheitszelle wurde eine ungefähre Elementgröße von $0,95 \text{ mm}$ definiert. Als Elementtyp wurde ein lineares Schalelement mit vier Knoten und reduzierter Integration (S4R) verwendet. Als Netzform und Technik wurde ein „Quad-dominated“ Netz mit freier Vernetzung gewählt um dem Aufbau der Einheitszelle aus Plattenabschnitten gerecht

zu werden. Im Fall der Hexagonalwabe erfolgte die Berechnung mit S8R Elementen und einer ungefähren Elementgröße von 1,0 mm.

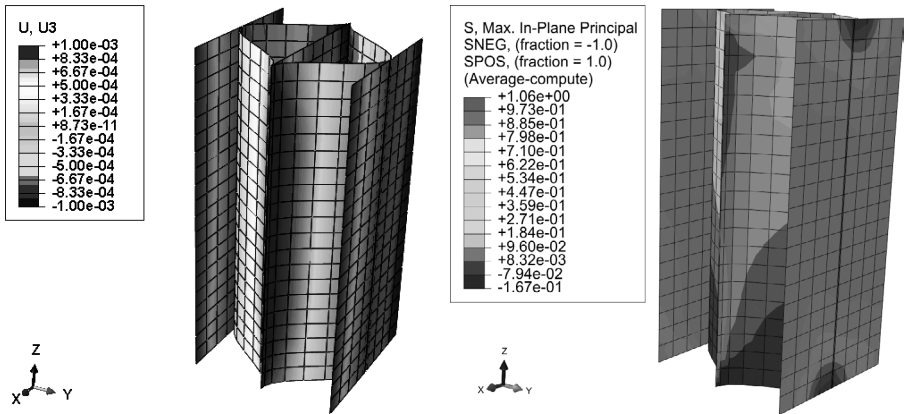


Abbildung 6.97: Verschiebung der Einheitszelle in z-Richtung durch Verschiebung aller Randknoten an den Zellkanten (links) und zugehörige maximale Absolutwerte der In-Plane Schubspannungen (rechts) zur Ermittlung der effektiven Schubeigenschaft.

Da die effektiven Dehnungen in Form von Verschiebungsrandbedingungen $\epsilon_{\text{eff},i} = 0,1\%$ vorgegeben werden, können die effektiven Spannungen aus den Reaktionskräften an den Verschiebungspunkten und der Fläche der Einheitszelle berechnet werden. Die Ergebnisse für die verschiedenen Kernmaterialien sind in Tab. 6.18 aufgeführt.

Tabelle 6.18: Elastische Eigenschaften aus der Homogenisierung der beiden Kernmaterialien.

Material	E_x [MPa]	E_y [MPa]	E_z [MPa]	G_{xy} [MPa]	G_{xz} [MPa]	G_{yz} [MPa]
ECA-I 3.2-48	0,17	0,46	413,16	0,17	80,70	63,00
Testliner	202,09	1,38	147,59	0,99	91,21	38,27

6.4.4 Berechnung und Simulation der Biegeverformung

6.4.4.1 Analytische Berechnung und Parameterstudien zur Biegeverformung

Die simple Betrachtung der Biegeverformung nach der klassischen Sandwichtheorie zeigt bei den experimentell ermittelten Kennwerten für den Deckschicht-E-Modul und den Kernschubmodul deutliche Abweichungen zu den Messungen an den losen Einzelkomponenten. Um diese Widersprüche zu untersuchen wurden alternative Sandwichtheorien und FEM-Simulationen zu einer umfassenderen Abbildung der Biegeversuche herangezogen. Dabei liegt das Augenmerk darauf, durch Vergleich oder Anpassung verschiedener Materialparameter mit den Versuchsdaten eine möglichst genaue Ermittlung der Materia-

leigenschaften zu erreichen. Als Messdaten für die entsprechenden Anpassungen wurden die in Abschn. 6.3.1 ermittelten Kraft-Durchbiegungslinien verwendet, um mit den in Abschn. 2.5.1.2 vorgestellten Lösungen für die Grundgleichungen der Biegeverformung die Materialkonstanten abzuleiten. Dabei werden nicht-lineare „Least-Square-Solver“ zur Anpassungen der Materialkennwerte verwendet. Im Fall der Vier-Punkt-Biegung wurden die elastischen Sandwicheigenschaften E_D und G_K als Fit-Parameter gewählt.

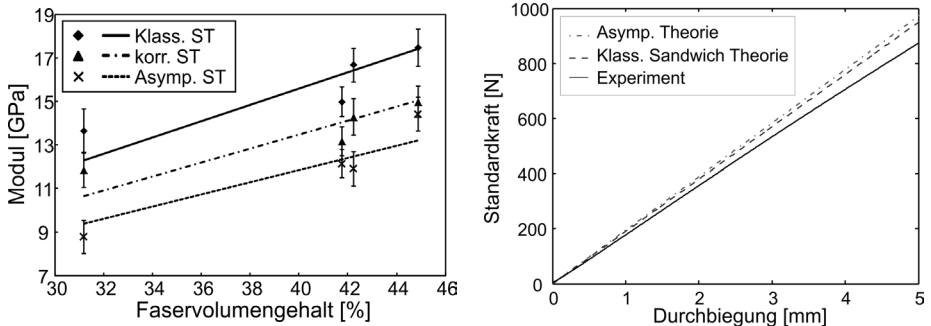


Abbildung 6.98: Vergleich des aus dem Vier-Punkt-Biegeversuch berechneten Deckschicht E-Modul mit der klass. Berechnungsmethode sowie den nach Bestimmung der Kerneigenschaften korrigierten Verfahren nach Allen [9] und der Asymptotischen Theorie nach Berdichevsky [109] (links) und Kraft-Durchbiegungslinien mit unterschiedlichem E-Modul (Asymp. $E_d=10.5$ GPa, Klass. $E_d=12$ GPa) und experimentellen Daten für 900 g/m^2 CSM Matten (rechts).

Die Ergebnisse für die verschiedenen Mattengewichte sind hier wieder über dem Volumengehalt aufgetragen (siehe Abb. 6.98 links), zur Verdeutlichung der Unterschiede zwischen klassischer Sandwichtheorie (ST) und asymptotischer ST (siehe Abschn. 2.5.1.2) wurden die Punkte linear angenähert. Vergleicht man die ermittelten Werte für den Deckschichtmodul, so erhält man für die asymptotische ST deutlich kleinere E-Moduln als dies die klassische ST und die klassische ST unter Berücksichtigung der Kerneigenschaften erschließen lassen. Diese niedrigeren Werte korrelieren deutlich besser mit den aus dem Zugversuch gewonnenen Werten zwischen 8 und 14 GPa (siehe Abb. 6.98 links). Aus dem Vergleich der Kraft-Durchbiegungsverläufe in Abb. 6.98 rechts können die Übereinstimmung der Theorien bei verschiedenen E-Moduln im elastischen Bereich (bis etwa 200 N) mit der experimentellen Messung nochmals verdeutlicht werden. Durch Vergleich der Biegelinien bei einer Kraft von 175 N zeigt sich zudem die scheinbar höhere Nachgiebigkeit des Sandwich bei gleichem E-Modul der Deckschichten und gleichem Kernschubmodul für ein Sandwich mit 300 g/m^2 (siehe Abb. 6.99 links). Der relative Fehler in der ermittelten Durchbiegung ist dabei hauptsächlich von der Deckschichtdicke als geometrischem Parameter abhängig. Im Bereich zwischen 0,4 mm und 1 mm erhält man einen relativen Fehler $\Delta = \frac{\delta_{kl} - \delta_{asymp}}{\delta_{kl}}$ zwischen 5 % und 10 % (siehe Abb. 6.99 rechts).

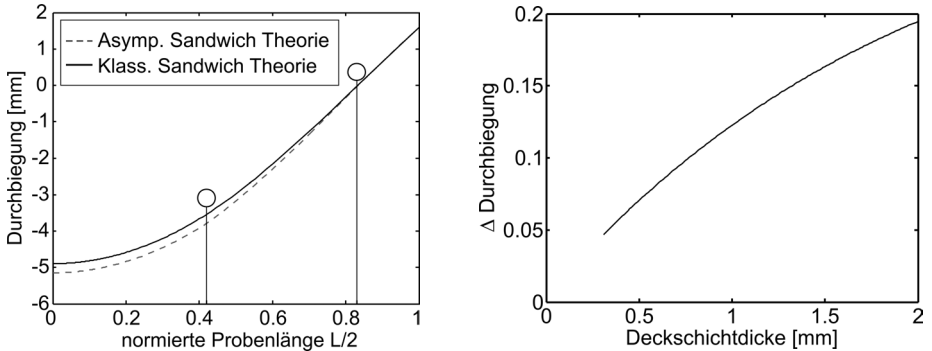


Abbildung 6.99: Vergleich der Biegelinie für die klass. Sandwichtheorie und die asymp. Theorie (300 g/m^2 , 210 mm/s) mit Auflagerpositionen (links) und relativer Fehler Δ der Durchbiegung bei einer Kraft von $F=175 \text{ N}$ für verschiedene Deckschichtdicken (rechts).

6.4.4.2 FEM Simulation der Biegeverformung

Durch die FEM Simulation der Biegeverformung des Sandwich sollen vor allem die Unterschiede zu den analytischen Modellen durch eine Beachtung aller Verformungsmechanismen und auftretenden Spannungen untersucht werden. Gleichzeitig soll ein Mehrschichtaufbau zur Einbeziehung der PUR-Schicht modelliert und dem konventionellen 3-Schichtaufbau gegenübergestellt werden. Die in der Simulation verwendeten Materialdaten wurden dabei aus den Prüfungen extrahiert oder im Fall des Testliner-Papiers den entsprechenden Datenblättern entnommen und nur für den elastischen Bereich in der Rechnung beachtet.

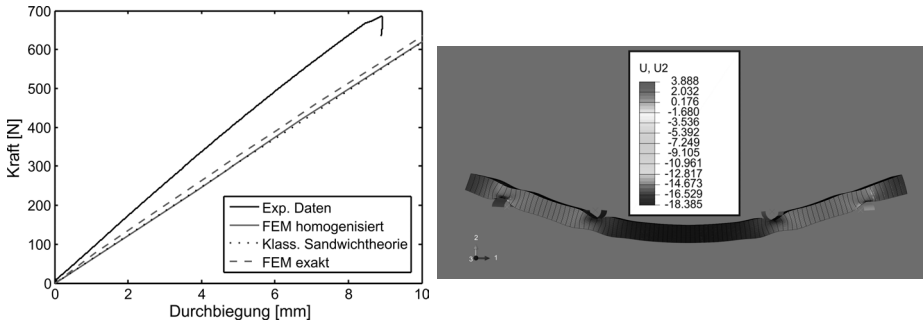


Abbildung 6.100: Unterschiede zwischen klassischer Berechnung und FEM-Modellierung mit geometrischer Abbildung des Wabenkerns sowie homogenisiertem Kerns im Fall der Vier-Punkt-Biegung (links) und überspitzt dargestellte Verschiebung senkrecht zur neutralen Faser im homogenisierten FEM Modell (rechts).

Die Kraft-Durchbiegungsdiagramme im Vier-Punkt-Biegeversuch sind in Abb. 6.100

(links) als Vergleich zwischen klassischer Sandwichtheorie und dem exakten, sowie homogenisierten FEM-Modell dargestellt. Dabei sind alle berechneten Kurven durch ein einheitliches Verhalten gekennzeichnet. Wobei sich nur durch die exakte Modellierung des Kerns durch Plattenelemente und die damit verbundene, charakteristische Verformung des Wabenkerns geringe Abweichungen zu den beiden anderen Modellen ergeben. Im Gegensatz dazu ist jedoch ein eindeutiger Unterschied zum dazugehörigen Experiment zu beobachten, welches sich durch eine wesentlich höhere Biegesteifigkeit als in den Modellrechnungen mit den elastischen Kennwerten der Einzelkomponentenversuche auszeichnet. Diese Erhöhung der Biegesteifigkeit des realen Sandwich im Vergleich zu der aus den einzelnen Komponenten berechneten Biegesteifigkeit lässt sich mit den aus den vorigen Abschnitten gewonnenen Erkenntnissen zur PUR-Verteilung in den Kern hinein erklären. Aufgrund dessen wurde ausgehend von der gemessenen PUR-Verteilung (siehe Abschn. 6.1.1.2) eine der PUR-Menge direkt proportionale und durch polynomielle Interpolation geglättete E-Modulverteilung zugeordnet. Der E-Modul wurde dabei wie in Abb. 6.101 (links) ersichtlich vom kompakten Wert hin zum Kernmodul variiert.

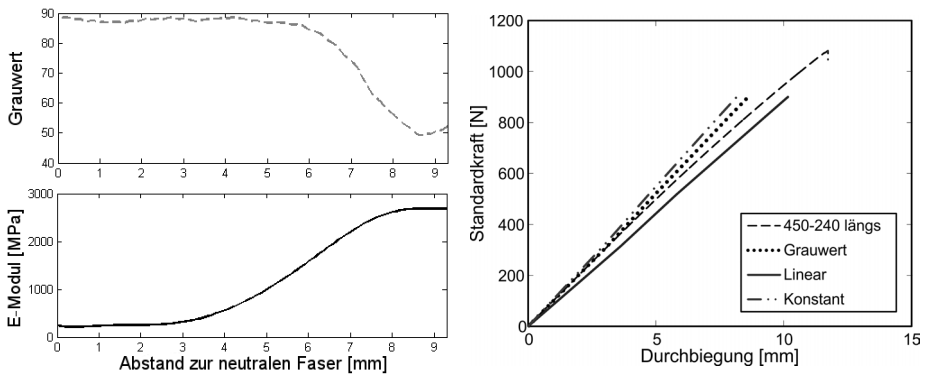


Abbildung 6.101: Verlauf der Grauwerte von der neutralen Faser zur Deckschicht und entsprechend polynomiell interpolierter Verlauf des E-Moduls (links) sowie Unterschiede zwischen FEM-Modellierung und Experimenten für verschiedene Annahmen der E-Modulverteilung im aufgeschäumten Kernbereich (rechts).

Der Vergleich des FEM-Modells mit einer der Verteilung in Abb. 6.101 (links) entsprechenden, effektiven Kern-E-Modul zeigt, wie in Abb. 6.101 (rechts) dargestellt, eine bessere Übereinstimmung mit den experimentellen Werten im elastischen Bereich. Die zusätzlich dargestellten simpleren Annahme für den relativen PUR-Dichte-Verlauf in einer linearen oder konstanten Form von der neutralen Faser zur Deckschicht zeigen zudem die hohe Bedeutung der PUR-Zwischenschicht in der Biegeverformung. Allgemein lässt sich durch die in der Simulation einbezogenen komplexeren Schichtverläufe und Verformungseigenschaften eine deutlich genauere Abschätzung der elastischen Eigenschaften vor allem der Deckschicht erreichen (vgl. Abb. 6.101 rechts und Abb. 6.100 links).

7 Diskussion

Die in dieser Arbeit untersuchten Sandwichverbundkonfigurationen sowie deren Fertigungseinflüsse sollen hier in Bezug zu den aus der Literatur bekannten Effekten und Ergebnissen gestellt werden. Dabei werden, analog zu den Ergebnissen sowohl die einzelnen Komponenten als auch der gesamte Verbund diskutiert. Darüber hinaus bedürfen die verwendeten Mess- und Analysemethoden zur materialographischen Charakterisierung und zur mechanischen Kennwertermittlung einer eingehenden Betrachtung hinsichtlich der Anwendbarkeit und eventueller Vor- bzw. Nachteile. Schließlich sollen die auftretenden Mechanismen durch Verknüpfen der Ergebnisse aus der mechanischen Prüfung und den materialographischen Analysen erklärt und zum Stand der Forschung in Kontext gestellt werden. Damit kann die Neuentwicklung und Einsatzfähigkeit der sprühinfiltrierten Sandwichherstellung dargestellt werden. Für die spätere Anwendung im Bauteil können dann Hinweise für das Design und die Auslegung auf Basis der untersuchten Lastfälle und Materialkombinationen gegeben werden. Außerdem werden mögliche Probleme bzw. noch offene Fragestellungen aus den bereits vorhandenen Untersuchungen abgeleitet.

7.1 Mechanische Prüfung und Charakterisierung der Kernwerkstoffe

Die materialographische Bestimmung der Struktur und genauen Geometrie der unterschiedlichen Wabenkerne zeigt deutliche, herstellungsbedingte Schwankungen. Die Erfassung dieser geometrischen Zellabweichungen sowie der Wandstärken bildet dabei die Grundlage für eine Bewertung des Einflusses auf die mechanischen Eigenschaften [79]. Diese bisher nur aus zweidimensionalen Schnittbildern statistisch erfassten Kenngrößen [309] wurden im Rahmen dieser Arbeit erstmals mittels CT-Messungen und verschiedenen Bildverarbeitungsalgorithmen im Dreidimensionalen analysiert. Dabei zeigen sich in Bezug auf die Zellgeometrie deutliche Abweichungen in der Regelmäßigkeit der Einheitszellen und der Anordnung derselben gegenüber den Herstellerangaben. Die in Abschn. 6.1.1.1 dargestellten Bildverarbeitungsalgorithmen bedienen sich dabei unterschiedlicher, auf die Kerngeometrie angepasster Merkmale. Beim Testlinerwabenkern lässt die Klebestelle eine klare Unterteilung der Kernzellen zu. Bei den hexagonalem Nomex-Waben müssen, aufgrund des geringen Papier-Harz-Kontrastes, die Kreuzungspunkte der Zellwände erkannt und die Nachbarkorrelation ermittelt werden. Dabei ist das Verfahren zur Ermittlung der Kreuzungspunkte sehr robust gegenüber einer Über- oder Untersegmentierung der realen Zellwände. Wohingegen die Ermittlung der Klebebahnen je nach Segmentierungsschwellwert zu große oder zu kleine freie Linerbereiche liefern kann. Aufgrund dessen wurde der Segmentierungsalgorithmus so eingestellt, dass eine Übereinstimmung mit mikroskopischen Aufnahmen erreicht wurde (siehe Abb. 6.4).

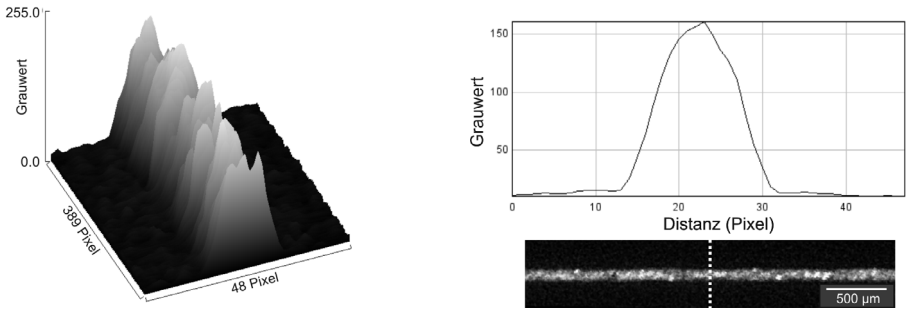


Abbildung 7.1: Oberflächenplot der Grauwerte einer Zellwand (links) und mittlerer Grauwertverlauf der entsprechenden Zellwand (rechts).

Ein möglicher Segmentierungsfehler bei den hoch aufgelösten und kontrastreichen Bildern ergibt sich bei der Papierdicke mit einer Pixelgröße von 20 μm aus dem Schwellwertverfahren. Aus dem Grauwertprofil (siehe Abb. 7.1) lässt sich der Rand der Zellwände deutlich durch den Grauwertanstieg erkennen und innerhalb von wenigen Pixeln erfassen. Der relative Fehler beträgt dann etwa 7-15 % für die Papierdickenbestimmung und ist deutlich unter einem Prozent bei der Bestimmung der Zellverzerrung. Die Untersuchung der Wandstärken beim Testliner-Wabekern, welche bei den Nomexkernen aufgrund des geringen Kontrastes zwischen Papier und Harz nicht durchgeführt werden konnte, zeigt außerdem deutlich das Ausmaß der Fügung zwischen Liner und Wellsteglage. Die Breite der doppellagigen Fügezone beträgt hierin ca. 20 % der gesamten Zellbreite und widerspricht daher eindeutig der in vielen Modellen verwendeten Annahme einer linienförmigen Verbindung. Aus den entsprechend extrahierten Verteilungsfunktionen konnten die Geometrieparameter der Druckverformungsmodelle erstmals auf Basis einer dreidimensionalen und robusten statistischen Datenbasis angepasst werden (siehe Abb. 7.2).

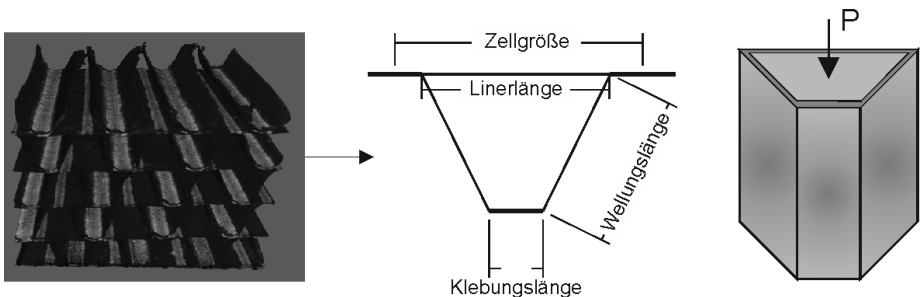


Abbildung 7.2: Papierdicken im CT-Bild (links) dienen der Formidentifizierung und Formmessung der Testlinerkerne (Mitte) und können dann in der analytischen Modellierung mit einbezogen werden (rechts).

Für die aus den CT-Messungen ermittelte relative Dichte des PUR-Schaumes wurde sowohl

die Dichte dreidimensional im Bereich bis 500 μm bestimmt, als auch die PUR-Eindringung im Bereich der gesamten Sandwichhöhe fotografisch ermittelt. Bei der optischen Ermittlung der PUR-Eindringung mittels des vorgestellten Projektionsverfahrens (siehe Abb. 6.7) liegt der Dickenwert als Mittelung über die gesamte PUR-Zwischenschicht vor. Die Auswahl des den Schichtrand markierenden Schwellwertes als den Halbwert des Grauwertübergangs basiert auf der vereinfachenden Annahme nicht vorhandener gegenseitiger Kopplung zwischen tief und oberflächlich eingeschäumten Kernbereichen. Die weiteren Versuchsdurchführungen und -auswertungen legen konstante PUR-Eigenschaften in der Zwischenschicht und den komplementären PUR-freien Kernhöhen im Sandwich zugrunde. Problematisch zeigt sich vor allem die Bestimmung der PUR-Schaumdichte zwischen den Rovings, da hier aus den CT-Aufnahmen eine eindeutige Kopplung zwischen Kerneindruck und Matrixdichte sichtbar wird (siehe Abb. 6.46). Außerdem ist in den CT-Aufnahmen durch den geringen Kontrast zwischen PUR und Hintergrund in den Zwischenfaserbereichen keine Segmentierung möglich. Daher wurden die Berechnungen in Abschn. 3.1 auf Basis der vollständig kompakten Matrixeigenschaften nach Herstellerangaben durchgeführt.

Die eingeschäumten PUR-Bereiche wirken sich vor allem auf die Schub- und Druckeigenschaften aus, da die Randbedingungen in der Grenzfläche deutlich variieren. Die reale Restriktion der Schubverformung im Bereich der PUR-Eindringzone ist durch die Unregelmäßigkeiten der Schaumeigenschaften und der schwankenden Schaumhöhe nur schwer zu erfassen. Daher zeigt sich bei Berücksichtigung der PUR-Zwischenschicht als homogene, schubsteifere Schicht eine starke Überschätzung der effektiven Schubsteifigkeit. Die experimentell bestimmten Schubsteifigkeiten (siehe Abschn. 6.1.2) zeigen erst bei sehr geringem PUR-Schubmodul von etwa 100 MPa die erwartete Abhängigkeit bei Normierung auf die bestimmte freie Kernhöhe. Allgemein ist mit zunehmendem Materialauftrag ein Anstieg von etwa 15 MPa, im Vergleich zum Versuch am reinen Kernmaterial, zu erkennen. Es ist denkbar, dass sich durch die mangelnde Anbindung des großporigen PUR an den Zellwänden nur geringfügige Änderungen des Verformungszustandes im Kern unter Schub ergeben, wodurch sich nahezu keine Steigerung des effektiven Schubmoduls ergibt (siehe Abb. 7.3 links).

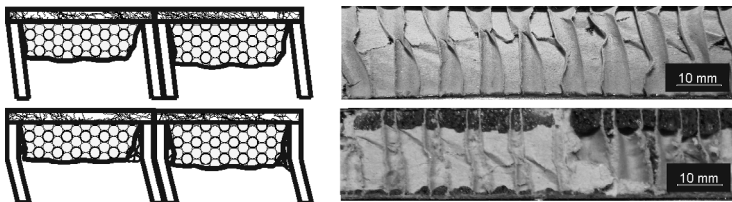


Abbildung 7.3: Schematische Darstellung der Schubverformung eingebetteter Zellwände bei Reduktion der effektiven, an der Schubverformung beteiligten Kernhöhe (unten) und bei vernachlässigbarer PUR-Zellwandanbindung (oben).

Zusätzlich zeigt der Vergleich der Schubbeulverformung nahezu identische Bereiche der Schädigung, sodass die PUR-Zwischenschicht den Bereich der Schädigungsinitiierung nicht beeinflusst (siehe Abb. 7.3 rechts). Bei der experimentellen Messung kommt erschwerend hinzu, dass durch die auftretenden Randeffekte und die unvermeidbare Einbettung an den Krafteinleitungselementen parasitäre Effekte mit unterschiedlichem Ausmaß aufgrund des eingeschäumten Polyurethans auftreten [311]. Zu diesen Effekten gehört einerseits die Durchbiegung der Krafteinleitungsplatte, andererseits auch die am Probenrand auftretenden Zugspannungen auf den Kern. Die Überlagerung dieser Effekte mit der unregelmäßigen Verteilung der Einbettungsgrenze ist damit eine Erklärung für die großen Schwankungen und uneinheitlichen Steigerung der Schubmoduln. Um ein frühzeitiges Versagen durch die oben genannte Effekte zu verhindern ist es daher zielführend während der Herstellung durch Änderung der Prozessparameter wie z. B. Topfzeiten, Ablegezeiten, Werkzeug-/Komponententemperatur oder chemische Änderung der Matrixaushärtung, Einfluss auf die Kern-Deckschicht-Grenzfläche zu nehmen.

Die an den Kernwerkstoffen durchgeführten Zugversuche (siehe Abschn. 6.1.3.1) erlauben einerseits die Bestimmung der elastischen Eigenschaften des Papiergrundmaterials, andererseits geben sie aber auch Aufschluss über die zu erwartende Relevanz der Kerneigensteifigkeit in den Versuchen am Werkstoffverbund (z. B. Biegeversuch). Zur Bestimmung der Zellwandeigenschaften konnte mit dem Zugversuch senkrecht zur Plattenebene und den materialographisch bestimmten Wandstärkeverteilungen für alle Wabenkerne der E-Modul des Grundwerkstoffs bestimmt werden. Anschließend wurde die aufgrund der Papierherstellung vorhandene Anisotropie durch Skalierung nach den Herstellerangaben mit eingerechnet wurde. Vor allem bei den hexagonalen Kernen hat sich gezeigt, dass die Harztränkung starke Dickenvariationen vor allem im Bereich der Verklebung der gestapelten Bahnen aufweist. Daher ist eine Bestimmung der Grundeigenschaften aus den mittleren Dicken nur beim Testlinerwabenkern sehr genau durch die 3D-Mittelung aus den CT-Daten möglich. Die Zugeigenschaften in der Plattenebene zeigen wie erwartet sehr geringe Steifigkeiten aufgrund der leicht möglichen Biegung der Zellwände. Einzig beim Testlinerkerne ergibt sich entlang der Linerlagen ein E-Modul, welcher die Steifigkeitsvorgaben zu den Vereinfachungen der klassischen Sandwichtheorie im Biegeversuch verletzt [9].

Da der Druckversuch als grundlegend für die Bestimmung der Kernverformung im Sandwich bei Fremdkörpereindringen zu betrachten ist, wurden die Druckversuche sowohl für unterschiedliche Kernhöhen als auch PUR-Auftragsmengen-/Mattengewicht-Kombinationen durchgeführt (siehe Abschn. 6.1.3.2). Gleichzeitig sind die Druckversuchskennwerte zur Bewertung und Auslegung von lokaler, flächiger Belastung z. B. in Klemmungen oder Befestigungen ausschlaggebend. Zusätzliche Randeffekte der inhomogenen Wabenproben wurden durch unterschiedliche Probengrößen bewertet. Der Einfluss des eingeschäumten PUR im Druckversuch zeigt eine unterschiedliche Ausprägung bei Betrachtung des E-Modul bzw. der Festigkeiten in Abhängigkeit von der eingebrachten PUR-Menge. Wäh-

rend der E-Modul unter Annahme gleichförmiger Verformung nahezu konstant ist, ist bei der Druckfestigkeit durch das Beulen unter seitlicher Stützwirkung der Einfluss der PUR-Füllungen deutlich festzustellen. Dabei ist die Festigkeitserhöhung vor allem auf den Übergang des Versagens vom Stauchen der Kanten an den Krafterleitungspunkten zum Beulen und Kollabieren durch die zunehmende Fixierung der Probenkanten zurückzuführen. Der durch die Schichtannahme abgeschätzte E-Modul des Polyurethan zeigt wiederum erst zwischen 100-150 MPa eine Übereinstimmung zum Experiment. Analog zum Schubversuch findet eine vollständige Kraftübertragung und -verteilung durch die Zellwände auf die Schaumfüllung, wie dies bei optimaler Ausbildung einer Hohlkehle ermöglicht würde (siehe [312]), nicht statt. Die weitere Überprüfung des Deckschichteinflusses auf die PUR-Kernanbindung zeigt zuerst eine Abnahme des E-Moduls mit zunehmendem Deckschichtgewicht, welche dann aber bei den stärksten Matten mit einer Zunahme von etwa 100 % dem linear abfallenden Trend deutlich widerspricht. Dieses Verhalten ist vermutlich auf einen Übergang in der Kernpressung durch eintretendes Umknicken der Zellwände an der Kernoberfläche zurückzuführen. Wie aus den CT-Messungen der Deckschicht-Kern-Grenzfläche ersichtlich, tritt dieses Umknicken ausgeprägt mit zunehmender Deckschichtdicke und damit verbundenem erhöhtem Werkzeugdruck ein, während gleichzeitig das Aufrichten der Deckschichten aus der Plattenebene heraus abnimmt (siehe Abb. 7.4).

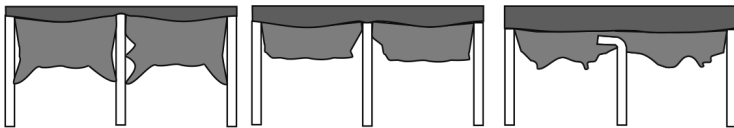


Abbildung 7.4: Schematische Darstellung der Mattenaufrichtung um die eingebetteten Zellwände bei geringem Deckschichtgewicht (links) und Abnahme der PUR-Dicke durch Anreicherung in der dickeren Deckschicht (Mitte) sowie letztendliches Einpressen und Umknicken der Zellwände beim höchsten Mattengewicht (rechts).

Nimmt man weiterhin an, dass sowohl die Beuleigenschaften über die freie Kernhöhe als auch der E-Modul über den Schichtaufbau miteinander in Korrelation stehen (siehe Abb. 6.22), zeigt sich die Lage minimaler Druckversteifung in einem Bereich zwischen den Mattengewichten 600 und 900 g/m². Durch Rückrechnung der kombinierten Festigkeits- und E-Modulmesswerte ergibt sich dann eine effektive PUR-Schichthöhe von 3,6 mm nach der jeweiligen Deckschicht. Dieser Wert stimmt gut mit den gemessenen mittleren PUR-Eindringungen aus den optischen Aufnahmen überein (siehe Abschn. 6.1.1.2) und zeigt, dass nur die komplett eingeschäumten Bereiche bei einer Kraftübertragung unter Druck mit einbezogen werden. Die genauere Betrachtung des Beulverhaltens der Linerlagen weist auf die eindeutige Ausbildung von Beulmustern höherer Ordnung hin (siehe Abb. 6.26). Durch den Vergleich der aufgrund der Beulung eingestellten Dehnung und den Beulkräften nach der in Abschn. 3.2.1 dargestellten Beultheorie, zeigt sich zudem

ein Zusammenhang zwischen Kernhöhe und Ordnung der Beulmuster. Die Ableitung der entsprechenden Beulgrößen zur kritischen Beulspannung und der Vergleich mit den experimentellen Kennwerten unterstützt die Aussage hinsichtlich eines an den Klebestellen eingespannten Liner-Beulfeldes und begründet damit die Wahl der oberen Beulgrenze in der analytischen Modellrechnung. Nach Überschreiten der kritischen Beulspannung ist dann keine weitere Erhöhung der Kraft mehr möglich, und es kommt zu dem gezeigten sukzessiven Zusammenfallen des Kerns bei konstanter Spannung ausgehend von der Position der ersten kollabierten Schicht. Eine Zuordnung der verschiedenen Beulmoden zur Kernhöhe war dabei nicht eindeutig möglich, da die Übergänge zu starken Varianzen in den Messwerten führten. Es ist jedoch aufgrund der gemessenen Dehnsteifigkeiten davon auszugehen, dass bei Kernhöhen unter 15 mm sich nur eine halbe Welle ausbildet, während zwischen 15 und 50 mm bereits 1-1,5 Wellenlängen im Beulfeld untergebracht werden können. Für dickere Kerne ergeben die Messwerte ein mögliches Auftreten von Beulmoden mit Ordnungen größer vier. Die Ausbildung der Beulmoden konnte ebenfalls in den optischen Aufnahmen der auf Druck belasteten Proben bestätigt werden, wobei jedoch auch eine eindeutige gegenseitige Beeinflussung der benachbarten Beulfelder über die Fixierung an den Klebestellen hinaus beobachtbar ist. Dies erschließt sich aus der periodischen Beultextur, welche sich oft unter einem festen Winkel zur Kerndickenrichtung einstellt und vermutlich auf Misorientierung der Liner- und Wellenlagen während der Fertigung zurückzuführen ist.

Die Druckprüfung der Nomex-Wabenkerne zeigt ein grundlegend anderes Versagensverhalten, da es unter Druck zur Rissbildung in der Harzschicht und anschließenden Delamination bei den Kernmaterialien hoher Raumdichte kommt (siehe Abb. 6.31). Übereinstimmend zu den Druckprüfungen mit und ohne Deckschicht in [313], ergibt sich unterschiedliches Versagen mit Knicken und Kollaps der Zellwände am Rand der Probe ohne applizierte Deckschicht bzw. innerhalb der Probe bei geringer Harztränkung. Wie in Abb. 6.30 dargestellt spielen beim Versagen vor allem die Unregelmäßigkeiten in den Zellwänden die entscheidende Rolle als Spannungskonzentratoren zur Schädigungsinitiierung.

7.2 Mechanische Prüfung und Charakterisierung der GFK-Deckschicht

Die materialographische Charakterisierung der verschiedenen Skalen vom Roving bis zur Deckschicht lässt durch die Verknüpfung 2- und 3-dimensionaler Bildverarbeitungsmethoden eine sehr genaue Bestimmung der Packungsdichte und des lokalen Faservolumengehalts zu. Durch Verwendung dreidimensionaler Charakterisierung durch CT-Daten und entsprechendem Abgleich mit mikroskopischen Schlifften, konnten die CT-Daten soweit aufbereitet werden, dass in dieser Arbeit eine quantitative Aussage über Einzelfaserorientierung und Gesamtfaservolumengehalt erfolgreich möglich ist. Die Richtungsabweichung der Einzelfasern im Roving ist dabei so gering, dass eine Auswirkung auf die analytischen Berechnungsmethoden vernachlässigt werden kann (siehe Abschn. 6.2.1.1). Kritisch zu

bewerten ist jedoch die Packungsdichte der Fasern vor allem in der Nähe der Abschnittkanten, welche ein Aufsplitten der Einzelfilamente mit Ablösung von der Emulsionsbindung zu Tage bringt. Gleichzeitig ist die Verwendung von CT-Messungen nur bei optimierten Systemparametern und aufwändiger Probenhandhabung möglich, da ansonsten falsche Messergebnisse hinsichtlich der Segmentierung der Fasern auftreten können. Die an den Messungen durchgeführten Nachverarbeitungsschritte zur Verbesserung der Einzelfaserseparierbarkeit erlauben zwar eine teilweise Bildrestauration zur richtigen Erkennung der Fasergrenzen, sind jedoch bei stark verrauschten Bildern nicht in der Lage die notwendige Rauschunterdrückung für eine Segmentierung zu erreichen.

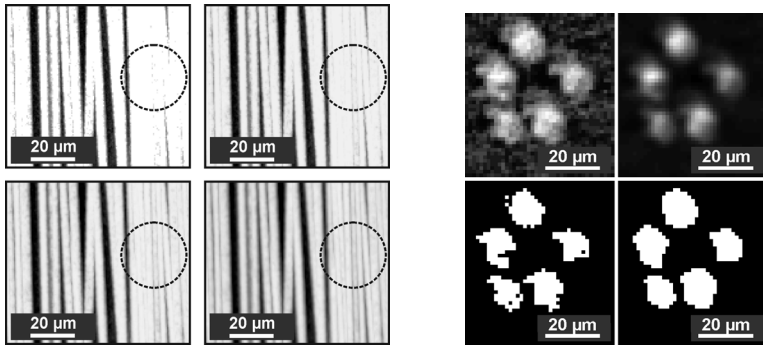


Abbildung 7.5: Gegenüberstellung des Rauschens und der davon abhängigen Separierbarkeit der Fasern mit zunehmenden Iterationsschritten ($N=0, 10, 25, 50$) des VED-Algorithmus in Projektionen der maximalen Intensität (MIPs) (links) und Auswirkungen auf die darauf folgende Segmentierung (rechts).

Es ist daher unvermeidlich eine Selektion der verwertbaren Messung durchzuführen, um Effekte wie Wärmeausdehnung des CT-Systems oder eventuelle Probenbewegung auszuschließen. Vor allem im Bereich der Einzelfaseruntersuchung spielt die Röntgenfokusstabilität eine entscheidende Rolle, weshalb ein Kompromiss zwischen Messzeit und Rauschen eingegangen werden muss. Das nach dieser Optimierung zurückbleibende Rauschen konnte erfolgreich durch die in Abschn. 5.4.3.1 dargestellte Nachverarbeitungsmethode reduziert werden und erlaubt so die realitätsgetreue Segmentierung auch bei Einzelfasern.

Die Richtungsanalyse der Rovingorientierungen innerhalb der Schnittfasermatte zeigt einen klaren Einfluss des Fertigungsprozesses durch den "Telegraphen-Effekt" [127]. Das Eindringen der Kernstruktur in die Fasermatte führt jedoch zu keinem Aufprägen der orthogonalen Kernsymmetrie, welche sich in einer periodischen Out-of-Plane Komponente der Rovingrichtungen äußern würde. Es zeigt sich vielmehr die Faserausrichtung einer radial symmetrischen Verteilung der zur Matte senkrechten Ausrichtung, welche mit zunehmendem Mattengewicht abnimmt. Dies ist vor allem in Bezug auf den zu erwartenden Druckanstieg bei vorgegebener Sandwichgesamthöhe im Werkzeug interessant. Eine

Erklärung bietet sich durch den Kraftfluss im Presswerkzeug, welcher sich nach maximaler Kompression der dünnen Matten und dem Gegendruck durch die Werkzeugwand in einer Längskraft in der Mattenebene durch Umbiegen der Zellwand bemerkbar macht. Dies führt dann zu einem Aufstellen der membranartigen Deckschicht zwischen den Zellwänden (siehe z. B. Abb. 6.40), welches bereits in anderen Sandwichherstellungsprozessen beobachtet wurde (siehe Abb. 7.6 und [39]). Durch die Unregelmäßigkeiten der Kernstruktur und der Rovings in der Deckschicht ergibt sich jedoch eine transversal isotrope Richtungsverteilung in der Mattenebene.

Die Erfassung der Orientierungsverteilungen durch eindimensionale Verteilungshistogramme zeigt die übereinstimmende Verteilungsform mit charakteristischen Merkmalen innerhalb gleicher Sandwichkonfigurationen. Durch die Mittelung der Richtungen innerhalb der Deckschichtebene aufgrund der dort vorhandenen Isotropie, welche durch die alternative Richtungsmessung in optischen 2D-Aufnahmen bestätigt werden konnte (siehe Abb. 6.42), ergibt sich eine Winkelauflösung von ca. 13° . Diese Winkelauflösung für den Out-of-Plane Winkel ist dabei als Trade-off zwischen der Genauigkeit der Richtungsvorhersage und der Rechenzeit für die typische Bildgröße gewählt. Bei den verwendeten Bildgrößen ergab sich dann für die Berechnung eine Dauer von etwa 8,5 Stunden. Diese relativ lange Rechenzeit beruht vor allem auf der verwendeten Zerlegung des anisotropen Gaussfilters und der linearen Interpolation des rotierten 3D-Volumens. Wie in den Arbeiten von Wirjadi (siehe z. B. [172]) dargestellt, liegt hier eine weitere Optimierungsmöglichkeit, welche durch die Cholesky-Zerlegung des Filters und die Minimierung der notwendigen Interpolationsoperationen ermöglicht wird. Aufgrund der bereits vorhandenen Implementierung der Rotationsalgorithmen und Filter in der verwendeten 3D-Bildverarbeitungsbibliothek ITK [280] wurde jedoch mit den langsameren Verfahren gearbeitet. Nach der Auswertung der unterschiedlichen Deckschichten ist vor allem die recht hohe Standardabweichung der Verteilungen innerhalb gleicher Sandwichkonfigurationen als auffällig einzuordnen. Die hierbei auftretenden Standardabweichungen von maximal 36 % in den Fit-Parametern sind dennoch deutlich von einer Überlagerung zwischen verschiedenen Klassen entfernt und haben daher keine Auswirkung auf die Qualität der Aussagen.



Abbildung 7.6: Kissen- oder Telegrapheneffekt im Vakuumdruckverfahren nach [39] und analoges Eindrücken des Kerns im Sprühverfahren.

Als Ursache für die Abweichungen ist vor allem die Probengröße in der CT-Messung zu sehen, welche durch Randeffekte, beruhend auf der endlichen Kernzellgröße und un-

terschiedlicher Anteile der Rovings aus der Deckschichtebene heraus, eine Abweichung zwischen verschiedenen Proben erzeugt. Die Packung der Rovings in der Deckschicht und die damit zusammenhängende Deckschichtdicke zeigt einen starken Einfluss auf den Faser-
volumengehalt und die Infiltrationseigenschaften. Die materialographische Untersuchung durch Computertomographie und Mikroskopie zeigt hier bereits in den Zwischenroving-
bereichen eine ausgeprägte Schaumbildung während der Infiltration der Filamente. Bei der gleichzeitigen Tendenz zur Porenbildung in den aufgestellten Deckschichtbereichen (siehe Abb. 7.6) ergibt die teilweise nur oberflächliche Benetzung der Rovings (siehe Abschn. 6.2.1.2) eine Zone starker Vorschädigungskonzentration. Die hieraus resultierende Querschnittsverjüngung der die Rovings verbindenden Schaumligamente in der Matrix ist als grundlegend für das Versagensverhalten unter Zugbeanspruchung zu sehen. Die Schadensbilder zeigen unter Zugversagen deutlich das Ausziehen der Fasern bei teilweisem Ausreißen von Schaumrückständen aus der Matrix. Die dennoch deutliche Festigkeitssteigerung gegenüber der Trockenbruchkraft laut Hersteller erklärt sich vor allem durch die Matrixeinbettung an den Überlappungszonen der Rovings (siehe z. B. Abb. 6.45). Dadurch ergibt sich trotz Porengrößen von mehreren hundert Mikrometer dennoch eine effektive Lastübertragung zwischen verschiedenen Faservovingen und eine biege stabilisierte Verformung der auf Zug belasteten Deckschicht. Die Erfassung der Poren zeigt durch die Störung der Schaumbildung mit Einbringen der Fasern ein verzweigtes Porennetzwerk, welches sowohl eine Charakterisierung als Einzelporen als auch die Charakterisierung als porösen Schaum erschwert. Aufgrund dessen wurde die Porosität alleine dem Matrixwerkstoff zugeordnet und am unteren Rand der Deckschicht aus der Interpolation des Dichteanstiegs des eingedrungenen Polyurethans ermittelt. Dabei ist nicht auszuschließen, dass der tatsächliche Wert der Matrixporendichte innerhalb der Deckschicht noch weiteren Veränderungen unterliegt und deutlich geringer sein kann als in der expandierten PUR-Zwischenzone. Dies bedarf einer weiteren Untersuchung, welche entweder für Mehrphasenwerkstoffe optimierte Bildverarbeitungsprozesse oder phasenkontrastierte Computertomographie einschließen. Dadurch sollte es ermöglicht werden den sehr hohen Kontrastunterschiede zwischen Faser, Matrix und Poren zu trennen.

Die elektronenmikroskopische Analyse der Faser-Matrix-Grenzfläche weist einerseits auf eine periphere Infiltration der Rovings hin und zeigt andererseits nur eine schwache Verbindung zur Faser über die aufgebrauchte Schlichte. Da sich hieraus eine weitere Bestätigung des dargestellten Versagens durch Faserauszug und Matrixbruch ableiten lässt, sollte prozess-
technisch vor allem auf eine Änderung der Infiltrationseigenschaften abgezielt werden. Dies kann, wie z. B. in [60] dargestellt, durch Vorwärmen der Schnitffasermatte oder eine Änderung der Werkzeugtemperatur bzw. der PUR-Temperatur erfolgen. Eine weitere diesbezügliche Optimierung der Prozessparameter sollte, basierend auf der ermittelten Deckschichtmikrostruktur, die Reduktion der Poren im Zwischenrovingbereich zum Ziel haben. Dadurch kann einerseits das Ausweichen der Fasern aus der Laminebene heraus behindert werden, andererseits ist eine bessere Spannungsverteilung auf den Rovings

durch die zusätzliche Kompaktierung möglich. Die tomographische Charakterisierung der Deckschicht hat sich neben der Erschließung der Mikrostruktur vor allem als zweckmäßiges Werkzeug für eine statistisch fundierten Erfassung makroskopischer, geometrischer Eigenschaften der Deckschicht herausgestellt. Dies ist der konventionellen Erfassung aus 2D-Schnitten oder taktilen Vermessungsverfahren, durch die Möglichkeit einer messtechnisch einfachen Mittelung und Darstellung der Abweichungen grundlegender Kennwerte, überlegen. Auf Grundlage der Deckschichtdickenbestimmung konnte durch Projektion und Messung der 3D-Daten als einen skalaren Mittelwert der Faservolumengehalt bestimmt werden. Bei den dabei verwendeten Bildverarbeitungsschritten ist im Vergleich zu der Segmentierung und Messung im Kernmaterial aufgrund der Verwendung einer hohen Anzahl von Proben ein Projektionsschritt zur Datenreduktion angewandt worden. Bei den leichtesten Mattengewichten (300 g/m^2) kann durch den Projektionsschritt (siehe Abb. 7.7 links) bei der Segmentierung mittels Schwellwert eine gegenüber dem Realwert verringerte Dicke gemessen werden.

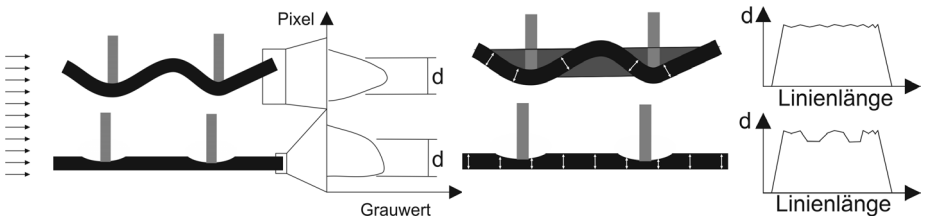


Abbildung 7.7: Vergleich der Grauwertprofile bei der Segmentierung über ein Schwellwertverfahren des Projektionsbildes (links) mit anschließender Distanztransformation in 2D (rechts)

Der Abgleich mit dem mikroskopischen Bild zeigt eine gute Übereinstimmung, jedoch kann eine einseitig verfälschte mittlere Dicke der CT Auswertung bei der starken Wellenbildung der leichtesten Deckschicht durch den 2D-Vergleich nicht vollständig ausgeschlossen werden. In der zukünftigen Verwendung sollte daher eine Weiterentwicklung des Verfahrens hin zu einer vollständig lokalen Messung der Dicke ohne Projektion nur mittels 3D-Distanztransformation angestrebt werden. Hinzu kommt, dass der Prozessparameter der Deckschichtposition im Werkzeug eine eindeutige Tendenz zu einer dickeren Deckschicht an der unteren Sandwichseite aufweist. Diese Abhängigkeit koppelt direkt in den Faservolumengehalt und damit die mechanischen Eigenschaften und muss daher bei der Auswertung der mechanischen Versuche berücksichtigt werden (siehe Abschn. 6.2.1.3). Eine Normierung spielt vor allem bei den Zugversuchen eine entscheidende Rolle zur korrekten Bestimmung der Spannungen und zeigt über die Einteilung des Faservolumengehalts das theoretische vorhergesagte lineare Verhalten des E-Modul sowie der Festigkeiten. Der PUR-Gehalt zeigt keinen erkennbaren Einfluss auf das Verhalten der Deckschichten im Zugversuch, was für ein ähnliches Infiltrationsverhalten der Deckschicht unabhängig von der PUR-Menge spricht. Dies erklärt sich durch den fehlenden einseitigen Abschluss der

Deckschicht, wodurch sich während der Infiltration kein Druck aufbauen kann, und somit das PUR ohne Gegendruck in die offenen Kavitäten des Kerns ausweicht. Die Festigkeit lässt sich dann in guter Näherung durch eine Weibullverteilung beschreiben, welche das Versagen unter Beachtung des "Weakest-Link" Konzeptes sowohl in den Faserbündeln als auch der Schaum-Matrix miteinbezieht (siehe Abschn. 6.2.2). Dies erklärt sich vor allem durch Betrachtung der Schädigungsbilder aus dem Zugversuch. Hier ist eine Mischung aus Roving-Auszug, Faserbruch in den an Verknüpfungsstellen gepinnten Rovings und Matrixbruch an den gut infiltrierten Rovingbereichen zu erkennen (siehe Abb. 7.8). Zu diesen Bereichen gehören hauptsächlich die Rovingenden sowie Kreuzungszonen, welche eine geringere Faserpackungsdichte bzw. einen erhöhten Infiltrationsdruck aufweisen. Der in den Arbeiten von Yosomita [53, 54] dargestellte Zusammenhang zwischen hoher Matrixdichte und zunehmender Interface-Scherfestigkeit zeigt sich in den aus dem Zugversuch ermittelten Festigkeiten nicht, da das matrixkontrollierte Versagen bereits einen Riss-Stop- bzw. Rissablenkungseffekt vor Erreichen der Faser-Matrix-Grenzfläche durch den sich ausbreitenden Riss erkennen lässt. Hierdurch erklärt sich auch der lineare Zusammenhang der Festigkeit mit dem Faservolumengehalt, welcher von einem spröden Matrix-Verhalten und Bruch bei optimaler Anbindung der Fasern ohne Berücksichtigung des Auszugmechanismus ausgeht.

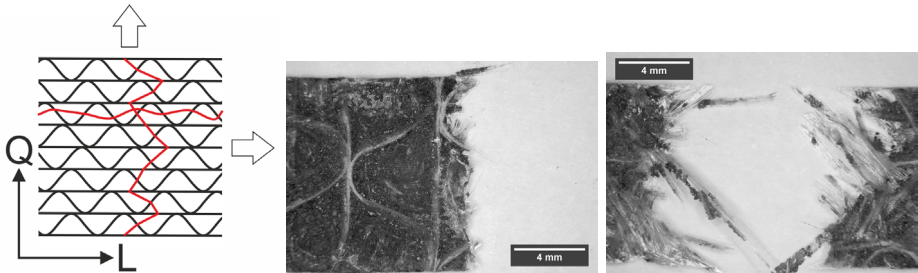


Abbildung 7.8: Schematische Darstellung der unterschiedlichen Rissausbreitungspfade bei Belastung in Längs- und Querrichtung zur Kernorientierung (links) und Vergleich der Schädigungsbilder aus dem Zugversuch (Mitte) und (rechts).

Der Vergleich der Quer- und Längsrichtung in der Kernorientierung zeigt neben einer um etwa 4,5 % erhöhten Festigkeit auch eine deutlich geringere Streuung der Mittelwerte von der linearen Näherung für alle Deckschichtmattengewichte in Querrichtung. Der schematische Vergleich der Rissausbreitung (siehe Abb. 7.8 links) unter Beachtung der verdichteten Matrix- und Rovingbereiche einerseits und der Belastungsrichtung und Querkontraktion andererseits, zeigt eine Konzentration des Risspfades für die Querrichtung innerhalb einer Kernzellenlage. In Längsrichtung wird durch den zufälligen Versatz der verdichteten Bereiche ein Springen des Risses entlang der zufällig angeordneten Rovingstrukturen möglich. Dabei zeigen sich an schmalen Probekörpern mit wesentlich höheren Schwankungsbreiten charakteristische Schädigungsbilder, welche für die Querbelastung ein vermehrtes Brechen

der Rovings aufzeigen, während für die Längsrichtung Matrixbruch und ein Ausziehen langer Rovingelemente typisch ist. Durch die Konzentration des Risses bei Kernqueroberorientierung entsteht so aufgrund der geringeren Rissablenkungstendenz eine höhere, ertragbare Versagensspannung (siehe Abb. 7.8 Mitte und rechts).

7.3 Mechanische Prüfung und Charakterisierung des Sandwich als Verbundwerkstoff

Da eine getrennte Untersuchung der Sandwichkomponenten Kern und Deckschicht nur ein isoliertes Bild des elastischen Verhaltens und der Schädigung bei der integralen Fertigungsmethode im Sprühprozess zeigt, sind zur Auslegung und Produktion von Bauteilen vor allem die Ermittlung und Messung von Kennwerten im Endzustand und unter realitätsnaher Beanspruchung notwendig. Die in Biegeexperimenten ermittelten Biege- und Schubsteifigkeiten zeigen deutliche Abweichungen von den aus Einzelkomponenten in Kombination mit der linearen Sandwichtheorie ermittelten Vergleichswerten. Analog zum Zugversuch an der Deckschicht ergibt sich eine leichte Erhöhung des Längs-E-Moduls gegenüber dem Quer-E-Modul um etwa 6,7 % bei geringen Faservolumengehalten (Zugversuch 6 %). Eine Klassifizierung der Deckschichtposition wurde hier aus versuchstechnischen Beschränkungen heraus nicht vorgenommen. Gleichzeitig zeigen die Druck- und Zugfestigkeiten keine Abhängigkeit zum aufgespritzten PUR-Gehalt, weisen aber für die Längsbelastung mit zunehmendem Fasergehalt auch steigende Festigkeiten auf während bei Querbeltung keine Änderung durch höhere Faserkonzentrationen eintritt. Eine deutliche Unterscheidung ist bei der Versagensspannung der Deckschicht möglich, da unter Druck die ertragene Spannung in Längsrichtung, im Vergleich zur Querrichtung, mit bis zu 40 % signifikant höher ist. Diese Umkehrung der Anisotropie in Bezug auf die Belastungsrichtung im Druckmodus deutet auf Kernquerausrichtung als möglichen verstärkenden Versagensinitiator hin. Die gewellte Struktur der Deckschicht in den nicht verdichteten Bereich erleichtert das Aufsplintern der Rovingstruktur aus der Belastungsebene unter Druck, wodurch die Integrität der stabilisierenden Matrixumgebung empfindlich geschwächt wird. Dies hat dann ein Ausknicken der Deckschicht aufgrund des in der Balkenachse variierenden Flächenträgheitsmoments unmittelbar zur Folge. Aufgrund der auftretenden Knickwirkung in der Deckschicht ist eine krümmungsabhängige Versageninitiierung zu erwarten, welche sich durch Variation des Auflagerabstands im Drei-Punkt-Biegeversuch analog rekonstruieren lässt. Der direkte Vergleich der beiden Biegekonfigurationen zeigt einen übereinstimmenden Deckschicht-E-Modul, jedoch bei der Drei-Punkt-Biegung eine Abnahme der Deckschichtfestigkeit für kleinere Auflagerabstände. Hierbei ist nach der klassischen Sandwichtheorie die Überlagerung und stärkere Ausprägung der Schubverformung im Kern zu beachten [9], welche zusätzlich eine Knickwirkung in der Deckschicht durch eine lokal konzentrierte Krümmung induziert. Die Betrachtung der simultanen Schubverformung zeigt außerdem den kontinuierlichen Übergang von Deckschichtversagen

zu reinem Kernschubversagen bei Vergrößerung der Deckschichtdicke bzw. Verringerung des Auflagerabstands. Aus der Kategorisierung des Versagensverhaltens können mit den in Abschn. 2.5.2 beschriebenen Formeln die unterschiedlichen Versagensmodi unter 3-Punkt-Biegung voneinander abgegrenzt werden und der Übergang verschiedener Versagensmodi abgeschätzt werden. Da diese Formeln für den idealen Sandwichaufbau ausgelegt sind, beeinträchtigt der PUR-Gehalt sowohl die Konfiguration bzw. den Versagensmodus als auch die effektive Deckschichtdicke und die Eigenschaften bei lokalem Eindringen der Biegefinne.

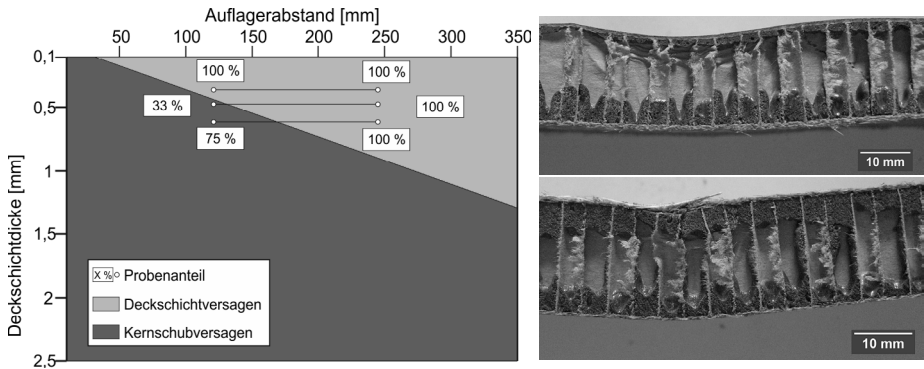


Abbildung 7.9: Auftragung der berechneten Versagensmodi ($v_R=210$ mm/s, $\hat{\sigma}_D=90,00$ MPa, $\hat{\tau}_K=0,67$ MPa) in Abhängigkeit von der Deckschichtdicke und dem Auflagerabstand (links) und optische Aufnahmen der Versagenszonen (rechts).

In Abb. 7.9 wird der Übergang von Deckschicht- zu Schubversagen dargestellt, wobei die waagerechten Linien jeweils ein Mattengewicht mit den ermittelten Dicken aus Abschn. 6.2.1.3 repräsentieren und die jeweiligen Endpunkte die verschiedenen Auflagerabstände darstellen. Die Prozentangaben geben die im jeweiligen Gebiet aufgetretenen Versagensarten an. Hier zeigt sich, dass der Übergang zum Schubversagen bei geringem Auflagerabstand kein diskreter Schritt ist, sondern durch die Unregelmäßigkeiten der Deckschicht und das eingedrungene PUR erst mit zunehmendem Abstand von der Grenzlinie zu 100 % in den Schubversagensmodus wechselt. Der Übergang ist zwar in beiden Versuchskonfigurationen zu beobachten, es lässt sich aber ein deutlicher Unterschied der Schubfestigkeiten in Bezug auf die Biegekonfiguration als 3- oder 4-Punkt-Beanspruchung ableiten. Vergleicht man die gemessenen Kennwerte der schwachen Kernquerorientierung, so liegen in der Vier-Punkt-Versuchskonfiguration deutlich höhere Werte (quer 0,6-0,8 MPa, längs 0,7-1,7 MPa) vor als in der Drei-Punkt-Konfiguration (quer 0,42-0,44 MPa, längs 0,55-0,59 MPa), welche jedoch deutlich besser mit den Versuchen an den Einzelkomponenten übereinstimmen. Daher sollten zur Auslegung die Kennwerte der verschiedenen Versagensmechanismen aus dem 3- oder 4-Punkt-Biegeversuch unter Annahme eines ausreichenden Sicherheitsfaktors verwendet werden. Der Unterschied der experimentell erfassten mechanischen Kennwerte

im direkten Vergleich bei Experimenten am Verbund bzw. den Komponenten basiert dabei vor allem auf den im Herstellungsprozess eingebrachten Abweichungen von der linearen Theorie eines dreischichtigen Sandwich. Vor allem bei den Schubfestigkeiten sind nur im 3-Punkt-Biegeversuch die gleichen Werte wie in den Einzelkomponentenversuchen ermittelt worden, wobei die aufwändige Versuchsführung für eine umfassende Untersuchung aller Konfigurationen aus PUR-Menge und Mattengewicht nicht möglich ist. Als Empfehlung lässt sich eine genaue Bestimmung der Schubsteifigkeit und Schubfestigkeit im 3-Punkt-Versuch aussprechen, für die Festigkeit der Deckschicht sollten die Kennwerte aus dem 4-Punkt-Versuch herangezogen werden. Problematisch ist vor allem die Überschätzung des E-Modul der Deckschichten, welcher sich vor allem in den 4-Punkt-Biegeversuchen, in geringerem Maße aber auch in der 3-Punkt-Versuchsführung, zeigt. Diese Abweichungen von maximal 20 % zeigen aber deutlich den zusätzlichen Versteifungseffekt durch die Füllung der Kavitäten. Wie in den Arbeiten [132, 314] gezeigt, kann die deutliche Abweichung in der Kennwertermittlung auf eine ungleichmäßige Spannungsverteilung im Vergleich zur zugrunde gelegten klassischen Theorie gerade bei den inhomogenen Sprühsandwichstrukturen bestätigt werden. Im Designprozess sollte daher zur Vermeidung einer überhöht gewählten Sicherheitsreserve mit den in der realitätsnahen Verbundkonfiguration bestimmten Eigenschaften gerechnet werden.

Diese inhomogenen Schubspannungsverteilungen spielen insbesondere bei wechselnder Belastung eine entscheidende Rolle als Versagensinitiatoren für die Mikrorissbildung in den Kernzellwänden. Dabei tritt bereits nach wenigen Zyklen ein Schädigungsverlauf lokal an den Zellwänden ein, welcher in einem linearen Steifigkeitsabfall bis zum Versagen zu erkennen ist. Dieses Verhalten widerspricht dem bisher in der Literatur festgestellten Verhalten eines spontanen Steifigkeitsabfalls nach einem Steifigkeitsplateau über die überwiegende Lebensdauer des Sandwich [143, 144, 315]. Eine Erklärung hierfür findet sich bei Betrachtung der Schädigungsbilder, welche eine scharnierartige Ausformung der Schubrisse und Schubbeulen in den Kernzellwänden ausgehend von wenigen, durch PUR-Schaum gestützten, Bereichen der Deckschicht, aufzeigen. Durch das allmähliche Fortsetzen dieser Verformungszonen in den Zellwänden hin zur gegenüberliegenden Seite, kommt es zu einer kontinuierlichen Schädigung bis zum Versagen der Kernintegrität und dem anschließenden Deckschichtversagen oder der Delamination.

Bei der Untersuchung von Sandwichbauteilen im Mobilitätseinsatz ist eine ausreichende Auslegung gegen Fremdkörper Eindringen notwendig. Die hierfür verwendeten statischen und dynamischen Eindringversuche zeigen das für Sandwiches typische Verhalten im Hinblick auf Kraft-Zeit-Verlauf und Schädigungsinitiierung (siehe z.B. [228]). Um die Einflüsse der verschiedenen Verformungsmechanismen Biegung, Schub und lokales Eindringen voneinander trennen zu können, wurden im statischen Eindringversuch zur Untersuchung der Gesetzmäßigkeiten des Kontaktes die Proben einseitig plan gestützt. Die primäre Verformung beruht dann auf der zum Eindringen verwendeten Eindringkörpergeometrie sowie den Materialeigenschaften. Die hierbei verwendeten Eigenschaften der Kompo-

nenten wurden aus den Ergebnissen der statischen Versuche einbezogen. Der Einfluss des eingebrachten PUR unter der Deckschicht zeigt sich hier im Zusammenhang mit der Kernzellgröße und den Kerndruckfestigkeiten. Durch die breitere Einflusszone der eingebrachten Druckspannungen auf den Kern tritt Versagen im schwächsten Teil der betroffenen Zellwände über der gesamte Kernhöhe, jedoch bei insgesamt höherer ertragbarer Spannung ein. Gleichzeitig erlaubt eine höhere Zellzahl eine bessere Verteilung der Spannungen, wodurch eine Erklärung für die höhere Impaktfestigkeit im Vergleich zwischen Testliner und Nomexwabenkernen gleicher Zellgrößenskala gegeben ist.

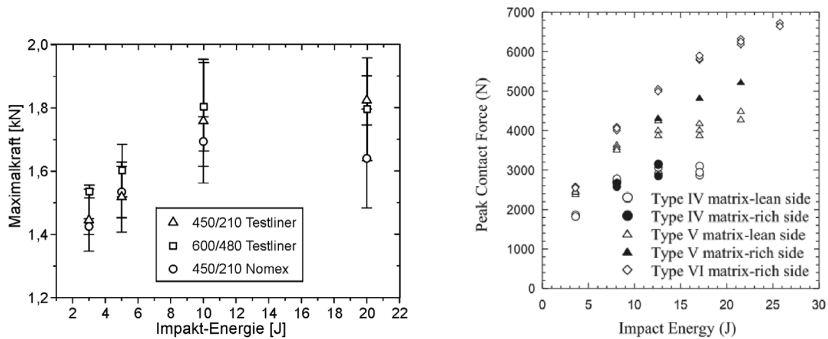


Abbildung 7.10: Maximalkräfte in Abhängigkeit von der Impakt-Energie an den untersuchten Kern-Deckschicht-PUR-Kombinationen aus Abschn. 6.3.4 (links) und Vergleich mit dem aus der Literatur [146] bekannten Verhalten für Nomex-Sandwichs (rechts)

Ebenfalls lässt sich durch die PUR-Zwischenschicht eine Steigerung der Kraft bei Versagensinitiierung feststellen, welche analog zum Kerndruckversagen auf eine weitreichende Verteilung der Biegung zurückzuführen ist (siehe Abb. 7.10). Dieser Effekt zeigt sich bereits für geringe Zwischenschichtdicken, welche z. B. auch bei der manuellen Verklebung mittels einer Adhäsionsschicht entstehen. Die stärker infiltrierte Seite sorgt auch hier für zunehmende Maximalkräfte und eine unterschiedlich ausgeprägte Schädigung wie bereits in [146] beschrieben. Durch die Verschiebung der Schädigungsinitiierung ins Kerninnere zeigt sich zusätzlich eine deutliche Abweichung während der fortlaufenden Schädigung im Stadium der Deckschichtpenetration. Dabei fällt vor allem die Spund-Bildung in dem radial delaminierten Deckschichtbereich an der Rissinitiierungszone auf. Dabei löst sich ein Bereich der Deckschicht vom Rest der Probe ab, so dass an der weiteren Schädigungsentwicklung nur noch diese lokale Säule beteiligt ist (siehe Abb. 7.11). Der Vergleich mit dem Verhalten konventionell geklebter Sandwichwerkstoffe (siehe z. B. [316]) zeigt bei Betrachtung der Penetration der hinteren Deckschicht einen größeren Ausbruchbereich, da durch das Vorschieben der Ausbruchsäule eine zusätzliche Lastverteilung stattfindet.

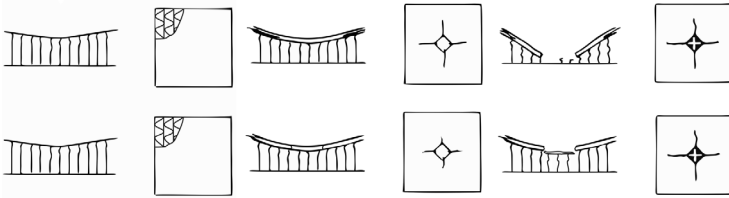


Abbildung 7.11: Schematische Darstellung der Verformung im statischen Eindringversuch zum Vergleich der unterschiedlichen Schädigungsmechanismen für Wabenkerne mit geklebter Deckschicht (oben) nach Goldsmith [316] und durch die PUR-Schicht initiierte Spundbildung (unten).

Der Schritt von der statischen zur dynamischen Versuchsführung wurde, nach Überprüfung der Gültigkeit des linearen Kontaktgesetzes im statischen Versuch, in den CAI- und den in dieser Arbeit neu entwickelten Kugelimpaktversuchen durchgeführt. Dabei zeigt sich bei der für die Schädigungsinitiierung notwendigen Kraft aus dem Abknicken des Kraft-Weg-Verlaufs kein Unterschied zu den statischen Werten, jedoch eine ansteigende Maximalkraft mit zunehmender Impakt-Energie. Dieser Zusammenhang kann vor allem den Trägheitseffekten der Einzelkomponenten bzw. den unterschiedlichen Verformungsmechanismen (lokales Eindringen oder globale Biegung) zugeordnet werden. Da die Steigerung der Druckfestigkeit von papierbasierten Wabenkernen durch erhöhte Dehnraten unter 10 % liegt (siehe [317]), tragen vor allem die Dehnrateneffekte in der Deckschicht mit Steigerungen um bis zu 100 % (bei Dehnraten von $0,01 \text{ s}^{-1} \rightarrow 6 \text{ s}^{-1}$) zur erhöhten Maximalkraft bei (siehe [318]). Bei der weiteren Schädigung durch Penetration der Deckschicht lassen sich keine Unterschiede in den Schädigungsbildern im Vergleich zum statischen Versuch, mit unterdrückter globaler Durchbiegung, erkennen (siehe Abschn. 3.3). Daher kann die Zunahme der Maximalkräfte vor allem auf die lokale Festigkeitserhöhung in der Deckschicht zurückgeführt werden. Vergleicht man noch die Energieaufnahmefähigkeit bei Einschlaggeschwindigkeiten, welche ein Versagen des Kernmaterials verursachen, zeigt sich analog zum statischen Versuch eine etwa 20-prozentige Verbesserung für den hexagonalen Wabenkern. Dies lässt sich aus den Ergebnissen der statischen Druckversuche vor allem auf das etwa doppelt so hohe Stauchungsplateau des Nomex-Kerns zurückführen. Die Verbesserung des Sandwichdesigns durch die Nomex-Wabenkerne im Bezug auf die Impaktbelastung zeigt sich ebenfalls bei der Bestimmung der Restfestigkeit der beide Kernrichtungen im Vergleich zum Testliner-Kern, welche bei allen Einschlagenergien eine um etwa 10 % höhere Restfestigkeit aufweist. Die Untersuchung des Einflusses von Schotterschlag auf die Integrität wurde in den Versuchen zum „Small Mass Impact“ erfasst. Die Videoerfassung des Indenters während des Einschlags und die Auswertemethode zeigen analog zur instrumentierten Messmethode das gleiche trägheitsabhängige Verhalten. Wobei die Schädigung hier zu keinem Eindringen des Indenters durch die obere Deckschicht aufgrund der weitreichenden Lastumverteilung führt. Der Abgleich mit den

Modellrechnungen (siehe Abschn. 7.4) zeigt darüber hinaus eine gute Vorhersagbarkeit der Maximalkräfte.

Die Überprüfung der Einsatzfähigkeit der Sandwichkomponenten innerhalb von Rahmenstrukturen als tragfähige Plattenelemente bedarf zusätzlich einer Betrachtung des Delaminationswiderstandes der Deckschichten vom Kern. Aufgrund der durch den Zugschnitt eingebrachten Anfangsrisse an den Schnittkanten, werden Startpunkte für das Risswachstum unvermeidlich in den Verbund eingebracht. Die zu diesem Zweck durchgeführten DCB- und Trommelschälversuche zeigen auch hier wieder eine Korrelation der mechanischen Kennwerte mit der aufgespritzten PUR-Menge und dem Deckschichtmattengewicht. Dabei sind zwei Faktoren für die Ausbildung des Kern-Deckschicht-Interface ausschlaggebend. Dies ist einerseits die Form und Ausprägung der PUR-Zwischenschicht, welche maßgeblich durch die PUR-Menge und die Zellgröße des Kernmaterials gesteuert wird, andererseits das Mattengewicht, welches zu einer verzögerten Reaktion der Matrix am Interface führt. Durch die starke Aufschäumung des PUR wird bei zunehmend schwereren Deckschichten die Rissausbreitung erleichtert, während die Rissinitiierung aufgrund der von der Dicke abhängigen Einzelbiegesteifigkeit ansteigt. Während bereits in einigen Arbeiten [120, 122] der Einfluss der Miniskengröße und -geometrie beschrieben wurde, ergibt hier der Druck zwischen Deckschicht und Kern beim Aushärten der Matrix auf die Ausbildung der Minisken keinen eindeutigen Einfluss. Jedoch zeigt die Porosität aus den experimentellen und materialograpischen Daten, bei den in den integral hergestellten Anbindungen vorhandenen Hinterfüllungen des Kerns, eine eindeutige Korrelation zur Position und Dicke der PUR-Zwischenschicht. Dies ist vor allem in den nicht vorhandenen partiellen Matrixausbrüchen um die Zellwände, wie dies bei Adhäsionsschichten auftritt, zu erkennen. Die Beobachtung von Bereichen mit Rissfortschritt im Kern oder Rissfortschritt im Deckschichtlaminat lässt daher keine eindeutige Optimierungsstrategie des Interface erkennen. Zusätzlich ergibt die Position der Sandwichplatten im Werkzeug durch simple gravitative Einflüsse einen wesentlich größeren Einfluss auf die Beschaffenheit der Matrixinfiltration in die offenen Kavitäten, als dies durch Änderung der PUR-Mengen oder Reaktionskinetik der Fall ist. Die Messergebnisse zeigen, dass bei der integralen Fertigung eine deutliche Kompaktierung und Konzentration der hinterfüllten Deckschichtbereiche durch die Behinderung des Fließens zum Kerninneren erzeugt wird, welche zu einer Schälkraftzunahme zwischen 50-100 % führt. Dies sollte somit in der Positionierung der Platten im späteren Einsatz, unter Beachtung der auftretenden Mode I-Schälbelastung, bei der Auslegung berücksichtigt werden.

7.4 Ergebnisse aus Berechnungen und Simulation

Die Verwendung von analytischen Modellen und numerischen Simulationen ist vor allem im Bereich der Verbundwerkstoffe aufgrund der komplexen Mechanismen und der Vielzahl von geometrischen als auch materialspezifischen Einflussfaktoren oft die einzige Möglichkeit,

die auftretenden Spannungen und Verformungen zur Auslegung im späteren Bauteil zu erfassen. Die in dieser Arbeit verwendeten Abschätzungen zur Vorhersage der elastischen und plastischen Eigenschaften beruhen dabei einerseits auf der mikro-mechanischen Betrachtung in der Deckschicht und dem PUR-Schaum, andererseits auf der statischen Betrachtung des gesamten Werkstoffverbundes und der meso-mechanischen Wabenkerne. Auf den verschiedenen Skalen der Komponenten wurde dabei die in den vorigen Abschnitten beschriebenen materialographischen Ergebnisse genutzt. Die mechanischen Experimente lassen dann auf verschiedenen Ebenen einen direkten Vergleich und damit eine Überprüfung der Aussagekraft der Modelle zu.

7.4.1 Analytische Berechnung der Schaummatrix

Als Grundlage für die mikro-mechanischen Berechnungen ist eine möglichst exakte Kenntnis der Materialdaten vor allem bezüglich der elastischen Eigenschaften notwendig. Ausgehend davon werden die isotropen elastischen Eigenschaften bei der entsprechend aus den CT-Aufnahmen extrahierten Dichtereduktion berechnet, um dem Dichteabfall direkt nach der Deckschicht Rechnung zu tragen. Der Vergleich mit dem experimentellen E-Modul Messwert zeigt jedoch deutlich, dass entweder die Herstellerangabe des Feststoff-E-Moduls der Zellwände oder die isotrope Schaummorphologie des geschlossenporigen PUR-Schaumes die Ergebnisse des Modells verfälschen. Die Modellvorhersage nach Gibson und Ashby [47], welche aufgrund der mechanischen Grundannahmen in dem aus der Dichteverteilung gemessenen Bereich eine sehr genaue Abschätzung bei festen PUR-Schäumen liefern sollte, zeigt eine deutlich Überschätzung der Kennwerte. Die genauere Betrachtung der Morphologie der Zellen zeigt jedoch eine deutliche Schaumanisotropie innerhalb der Wabenzellen (siehe Abb. 7.12), welche durch die Abkühl- und Reaktionskinetik im offenen Werkzeug mit Kernzelleinfluss entsteht (siehe auch [319]).

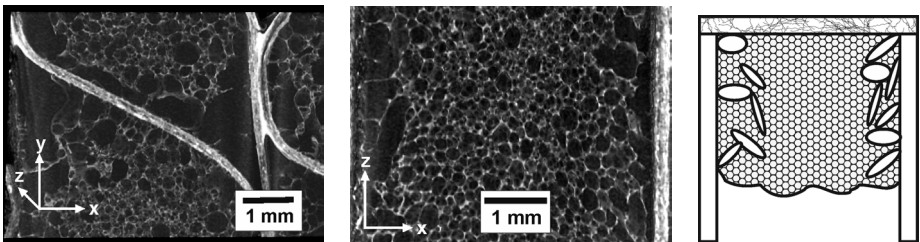


Abbildung 7.12: Zellwandnahe Zonen (links) sowie bereits teilweise geöffnete Schaummorphologie unterhalb der Deckschicht (Mitte) und schematischer Aufbau (rechts).

Die 3D-Ansicht der PUR-Schaumproben zeigt eine deutliche Anisotropie zwischen Zellnerem und den zellwandnahen Zonen sowie bereits teilweise geöffnete Schaummorphologie unterhalb der Deckschicht (Abb. 7.12 links und Mitte). Dabei zeigt sich eine Zellvergrößerung sowie anisotrope Ausformung durch die Wachstumskinetik an den Zellwänden

mit teilweiser Porenausrichtung senkrecht zur Durchschäumungsbewegung wie in Abb. 7.12 (rechts) schematisiert. Die Charakterisierung des Aufschäumprozesses innerhalb der geöffneten Kernkavitäten bedarf daher noch genaueren, vor allem materialographischen Untersuchungen, um ebenfalls die Verknüpfung mit der Miniskenbildung und der Kern-Deckschicht-Anbindung zu den mechanischen Eigenschaften herstellen zu können. Die Ausbildung großer Poren direkt neben den Zellwänden ist vor allem in Hinsicht auf die Schälfestigkeit von großer Bedeutung, wurde aber keiner Modellierung unterzogen.

7.4.2 Analytische Berechnung der Deckschichteigenschaften

Die Verknüpfung der materialographischen Charakterisierung mit der Modellbildung auf Basis der erfassten Faserrichtungsverteilungen und Faserpackungen ergibt für den Schnittroving in der Deckschicht nahezu keine Abweichung durch variierende Faserlängen und stimmt vor allem in axialer Richtung fast mit dem Halpin-Tsai-Modell für optimal angeordnete Fasergeometrien überein (siehe z. B. Abb. 6.92 in Abschn. 6.4.2). Der Skalenübergang vom einzelnen Roving zur Schnittfasermatte mittels der ermittelten Orientierung der Schnittrovings nach der Methode von Pyrz [303] zeigt im Vergleich zu den experimentellen Messwerten eine sehr gute Übereinstimmung (siehe Abb. 7.13).

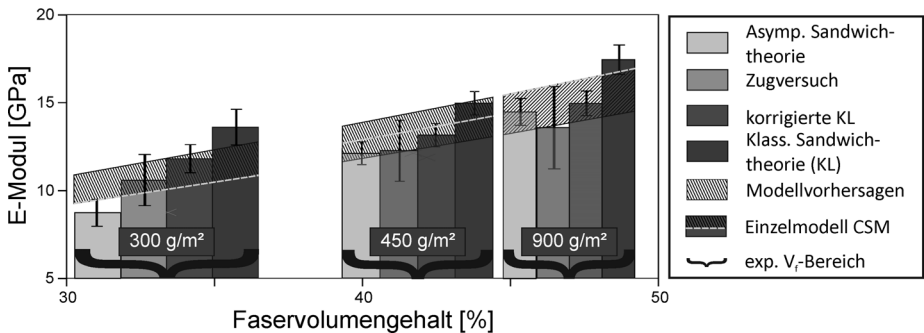


Abbildung 7.13: Vergleich der experimentell erfassten Materialkennwerte der Deckschicht aus Zug- und Biegeversuchen mit den analytischen Modellvorhersagen.

Die Darstellung der experimentell bestimmten E-Moduln aus Zug- und Biegeversuch variieren jedoch basierend auf der verwendeten Versuchsmethodik sowie dem experimentell bestimmten Faservolumengehalt deutlich stärker als die Modellvorhersage. Dadurch weisen die Modellwerte eine gute Überlappung mit dem Mittelwert der Experimente auf. Tendenziell werden die experimentellen Messwerte sowohl durch die Modelle mit implementierter Abbildung der Faserorientierung aus den CT-Messungen als auch mit angenommener, optimal zufälliger 2D-Faserverteilung leicht überschätzt. Die Rangordnung steigender Erwartungswerte für den E-Modul mit abnehmender „Out-of-Plane“ Orientierung für wachsende Mattengewichte spiegelt sich jedoch nicht in den experimentellen Werten

wieder. Diese lassen keine Steigerung der Steifigkeit aufgrund höherer Orientierung in der Deckschichtebene erkennen (siehe Abb. 7.14). Hierbei muss vor allem auf eine gewisse Unsicherheit bezüglich der Bestimmung der Deckschichtdicke im Fall der 300 g/m^2 Deckschichten hingewiesen werden, da durch die Wellung in Verbindung mit der projektiven Ermittlung aus den CT-Daten mittels Schwellwertverfahren und anschließender Distanztransformation (siehe Abschn. 5.4.3.3 und Abb. 7.7) eine systematische Unterschätzung der Messwerte möglich ist. Dadurch ist die experimentell ermittelte Spannung tendenziell zu hoch. Trotzdem zeigt sich die Richtigkeit der Aussagen zur Einbettung der Fasern nach Cox [29] auch für die Langfasern innerhalb der Schnittfasermatte.

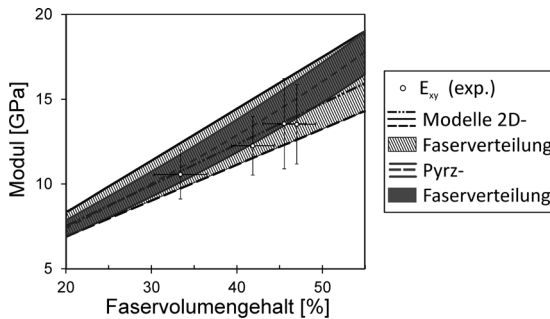


Abbildung 7.14: Vergleich analytischer Modelle mit planarer Faserverteilung sowie der 3D-Faserverteilung nach Pyrz basierend auf den Verteilungsfunktionen der CT-Daten sowie experimenteller Zug-E-Modul.

Der geringe Einfluss der Faserlängen auf die im Rovings errechnete Steifigkeit sowie des Eingießens der Schnittrovings an den Überkreuzungspunkten auf die Mattensteifigkeit, ist vor allem im Hinblick auf die Wechselwirkung mit den Kernwänden ungewöhnlich. Dabei besteht die Möglichkeit, dass sich zwei gegenläufige Effekte aufheben. Dies ist einerseits die vermutlich zu hoch angenommenen elastischen Eigenschaften der Matrix, welche in den dargestellten Berechnungen mit den Herstellerangaben zum gepressten, kompakten Werkstoff durchgeführt wurden. Andererseits wird die Biegung der aufgespannten bzw. gepinnten Rovings an den Eingusspunkten, welche zu einer Steigerung der Steifigkeit führen, nicht berücksichtigt. Die Berücksichtigung der Biegeverformung der Fasern als Bernoulli-Balken wie etwa in [320] dargestellt, ist grundsätzlich für die eingebetteten Rovings in einfacher Weise nicht möglich. Durch die Matrix zwischen den Faserbündeln wird eine Rückkopplung in die Verformung erzeugt und gleichzeitig, durch die Bündelung der Fasern im Roving, die Annahme eines homogenen Balkens unhaltbar.

Die Berechnung der plastischen Eigenschaften auf Basis der Laminattheorie zeigt eine sehr gute Übereinstimmung der Zugfestigkeiten. Die Vorhersage aus dem analytischen Tsai-Wu Versagenskriterium bei einer Größe der Versagenszone von 8 mm nach der Definition aus [217] liefert dabei, übereinstimmend mit der experimentellen Messung des Versagensbereichs, die besten Ergebnisse. Die verwendeten Festigkeiten aus den

Messungen am Roving und der Skalierung der verknüpften Festigkeitskennwerte aus den Literaturangaben ist dabei jedoch mit messtechnischen Unsicherheiten verbunden, da die Endlosrovings zwar mit dem gleichen Verfahren infiltriert wurden, jedoch unterschiedliche Rovingdicken im Vergleich zur Schnitffasermatte aufweisen. Zusätzlich ist durch die zufällige Faserverteilung eine deutlich inhomogenere Packungsdichte der Fasern in den Schnitffaservovings und eine vermutlich mit starken Abweichungen versehene Infiltrationsverteilung vorhanden. Aufgrund dessen ist bereits durch die nicht hinreichend bekannten Materialkennwerte eine Abweichung zu erwarten. Dies zeigt sich vor allem in den hohen Schwankungsbreiten der Festigkeiten, welche die Bruchzonengröße im Modell im Bereich zwischen 6-10 mm Länge überdeckt. Gleichzeitig ist aber auch eine genaue Definition der Bruchzonengröße aufgrund der bereits in Abschn. 7.2 dargestellten Aufprägung der Kernanisotropie mit einer breiten Streuung verbunden.

7.4.3 Analytische und FE-Berechnung der Kerneigenschaften

Die elastischen Eigenschaften der Wabenkerne wurden sowohl durch analytische Modelle als auch durch eine geometrisch exakte FE-Simulation berechnet. Dabei zeigen die analytischen Modelle von E-Modul und Schubmodul sowohl für den sinusoidalen Testlinerkerne als auch für die Nomex-Wabenkerne hervorragende Übereinstimmungen mit den Experimenten (Zug-, Druck- und Schubversuchen) mit maximalen Abweichungen zwischen 5 und 10 %.

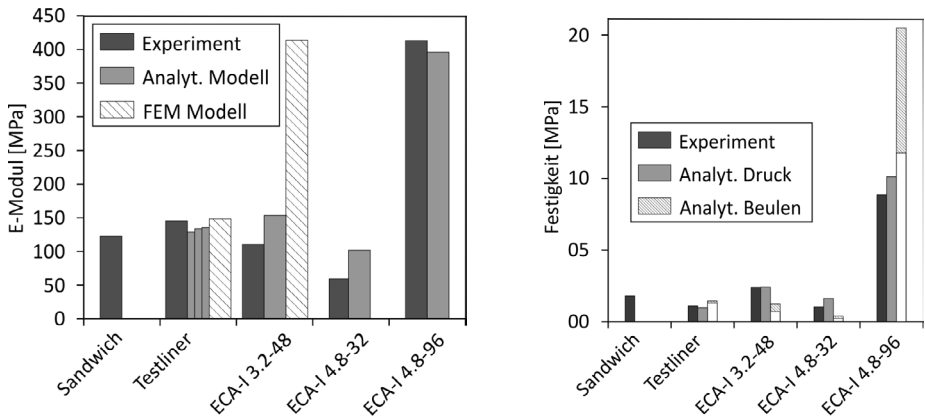


Abbildung 7.15: Vergleich der Kernwerkstoffe im Experiment und Modell für den E-Modul und die Druckfestigkeit senkrecht zur Kernlage.

Die analytische Berechnung der Beul- bzw. Druckfestigkeiten zeigt den in [310] aufgezeigten Zusammenhang mit der relativen Kerndichte, worin die Modellvorhersagen für die dichteren Kerne Druckversagen und für die leichteren Kerne Beulversagen prognostizieren (siehe Abb. 7.15). Dabei zeigen die experimentellen Kennwerte wiederum eine sehr gute Konformität mit den analytischen Druckfestigkeiten, während das Beulen bereits bei etwa

30-60 % der vorhergesagten Spannung im Fall der leichten Nomex-Kerne eintritt. Betrachtet man zusätzlich noch die vorhergesagten Schubfestigkeiten der Nomex-Kerne, so zeigt sich auch hier eine deutliche Abweichung zum Experiment (siehe Abb. 7.16). Dies ist vermutlich vor allem auf die nur unzureichend bekannten und untersuchten Eigenschaften des Nomex-Grundmaterials an sich, unter verschiedenen Belastungs- und Verformungszuständen, zurückzuführen. Daher ist zu einer genaueren Berechnung zuallererst eine noch genauere materialographische Charakterisierung und mechanische Untersuchung der verwendeten Nomex-Papiere und Harztränkung notwendig. In der Berechnung muss dann überdies eine Betrachtung auftretender parasitärer Effekte [116, 311] mit einbezogen werden.

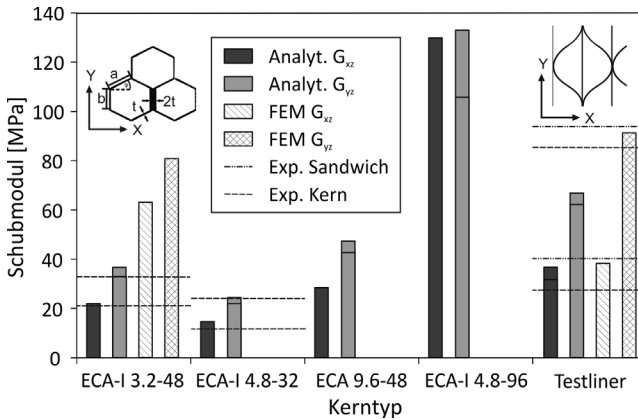


Abbildung 7.16: Vergleich der Kernwerkstoffe im Experiment und Modell für den Schub-Modul in der Kernebene.

Für die Testliner-Waben erhält man im elastischen Bereich ebenfalls sehr gute Abschätzungen für die Zug-, Druck- und Schubeigenschaften. Die Angaben der drei analytischen Modelle unterscheiden sich hierbei um weniger als 10 % und es sollte daher, aufgrund der Möglichkeit der kompletten Bestimmbarkeit der Schub- und E-Moduln, das Vorgehen nach [116] bevorzugt werden. Für die angelehnt an [309] berechnete Druckfestigkeit auf Basis der CT-Analyse zeigt sich eine Überschätzung der experimentell gemessenen maximalen Druckspannungen um etwa 0,2 MPa (siehe Abb. 7.15). Dies ist vor allem hinsichtlich der erwarteten geometrischen Einflüsse durch die Unregelmäßigkeiten in den Wabenkernen aufschlussreich. Vermutlich zeigt sich in dem geringen Einfluss der Geometrie auf die Druckfestigkeit ein vorherrschender Einfluss der Klebestellen an denen die Linerlagen gefügt werden. Diese Fügensäulen sind möglicherweise keiner Beulverformung sondern reiner Druckverformung unterworfen und erzwingen dadurch in den dazwischen aufgespannten Beulfeldern durch die bereits vor der Beanspruchung vorhandenen Biegungen deutlich reduzierte Beulkräfte. Die FE-Berechnung an den Einheitszellen, der in den Sandwichs verwendeten Kerengeometrien, zeigt deutlich die bereits in [116, 311] analysierten Ef-

fekte der Randbedingungen an den Einheitszellen in Bezug auf die daraus bestimmten elastischen Kennwerte. Vor allem die Schubmodule werden aufgrund der inhomogenen Verformungsverteilung und der vorgegebenen Rotationsbeschränkung an den Kernenden deutlich überschätzt. Zusätzlich wird bei der FEM der Nomex-Waben nicht der Einfluss der Harzschicht berücksichtigt, wodurch die Materialdaten des Feststoffes unzureichend sind. Die in der FEM abgebildeten Steifigkeitskennwerte bilden daher gegenüber den im Versuch bestimmten Kennwerten eine überhöhte Abschätzung, welche zur Auslegung unbedingt mit den experimentellen Angaben abgeglichen werden sollte.

7.4.4 Berechnung der Biegeverformung

Die in den experimentellen Ergebnissen gezeigten Widersprüche, welche aus dem sowohl in den ASTM- als auch den DIN-Normen aufgezeigten Auswertung der Biegeversuche zur Bestimmung der wichtigsten Kennwerte der Sandwichkomponenten hervorgehen, beruhen auf den vereinfachenden Annahmen der zur Auswertung zugrunde gelegten Sandwichtheorie. Durch die Berücksichtigung der weiteren Verformungszustände in der asymptotischen Theorie [108] bzw. der FE-Methode können jedoch weitere, nicht mehr zu vernachlässigende Verformungszustände und -effekte mit berücksichtigt werden. Bei der Auswertung der experimentellen Daten mittels asymptotischen Theorie durch Least-Square-Optimierung der Kraft-Durchbiegungskurven zeigt sich eine deutlich bessere Bestimmbarkeit des realen Deckschicht-E-Moduls, welcher dann zum Zweck der Bauteilauslegung weiterverwendet werden kann. Eine präzise Bestimmung der Kernschubeigenschaften ist jedoch auch mit diesem Vorgehen nicht möglich.

Die genaueste Methode zur Kontrolle der richtigen Komponenteneigenschaften ist sicherlich durch die FE-Simulation gegeben. Hierbei muss durch Variation der Materialeigenschaften eine möglichst genaue Übereinstimmung mit den experimentellen Messwerten der Kraft-Durchbiegungskurve erreicht werden. Dabei können dann sowohl geometrische Inhomogenitäten als auch die Anisotropie der Komponenten mit einbezogen werden. Im Fall der sprühinfiltrierten Sandwiches ist es vor allem möglich, die PUR-Zwischenschicht mit der aus den CT-Messungen bestimmten relativen Dichteverteilung und die anisotropen Wabenkerne abzubilden. Dabei zeigt sich eine Verbesserung der Vorhersage durch die materialographische Dichtebestimmung im elastischen Bereich.

Vergleichend stellt die FE-Simulation heute wohl die genaueste Möglichkeit zur Berechnung der Verformungen und Spannungen im Sandwich dar. Der Nachteil besteht vor allem in der zeitaufwändigen und rechenintensiven Anpassung der simulierten Verformung mit den Messwerten. Außerdem sind je nach Belastungsart und geometrischer Komplexität (z. B. Wabenkerne) feine Elementvernetzungen zur Abbildung der gesuchten Feldgrößen zu wählen, wodurch die Rechenzeit von wenigen Minuten bis hin zu mehreren Stunden variiert [321]. In dieser Arbeit wurde daher eine vorgeschaltete Homogenisierung des Testliner-Kerns und der PUR-Zwischenschicht durchgeführt und im Sandwichmodell eine einfache Vernetzung durch Volumenelemente mit schnellen Rechenzeiten erreicht.

8 Zusammenfassung und Ausblick

Mit der Sprühinfiltration von Faserpreforms in der Herstellung von Sandwichwerkstoffen hat sich eine neuartige Technologie zur integralen Sandwichherstellung entwickelt. Unter Berücksichtigung leichtbaubasierter und herstellungsspezifischer Restriktionen konnte in dieser Arbeit die grundlegende Werkstoffauswahl bezüglich der Komponenten bestätigt werden. Der Einfluss der Herstellungsparameter auf die Werkstoffstruktur wurde darüber hinaus klar identifiziert und erörtert. Anhand der untersuchten materialographischen und mechanischen Eigenschaften ist es möglich die komplexen Struktur-Eigenschaftsbeziehungen auf unterschiedlichen Größenskalen zu erfassen und somit die Kopplung prozessspezifischer Einflussgrößen darzustellen.

Die materialographische Charakterisierung gestützt auf die dreidimensionale Datenerfassung mittels Computertomographie hat sich dabei als ein hervorragendes Werkzeug zur Beurteilung des meso-strukturellen Aufbaus der Grenzflächen, der Faserarchitektur und Fasermikrostruktur bewiesen. Die Messung und teilweise notwendige Reduktion der 3D-Daten zu einem charakteristischen und vergleichbaren Messwert oder einer Verteilungsfunktion erlaubt die Bestimmung quantitativer und vergleichbarer Aussagen für die Komponenten Wabenkern, Deckschicht und Adhäsivzone.

Mit den materialographischen Methoden konnten an den verschiedenen Kernmaterialien die Variation der Kerngeometrie, produktionsbedingte Inhomogenitäten sowie strukturelle Abweichungen aufgezeigt und erfasst werden. Die Analyse der Zellperiodizität und der Zellgeometrie auf Basis der CT-Messungen hat sich für verschiedene Kernwerkstoffe als umfassende Methode bewiesen, wenn die Eigenschaften und Parameter des CT-Systems auf die Messaufgabe optimal abgestimmt sind (siehe Abschn. 6.1.1.1). Dabei zeigen sich signifikante Unterschiede vor allem in der Periodizität, den Klebestellen und den Zellen im Vergleich zu den Herstellerangaben. Als Grundlage für eine mechanische Modellierung konnten charakteristische Verteilungsfunktionen für die Geometrieparameter Zellgröße und Zellwandstärke extrahiert werden. Das elastische und plastische Verhalten der Kernmaterialien wurde daraufhin in Druck- und Schubversuchen eingehend untersucht, wobei der Fokus auf der Identifikation der Zusammenhänge zwischen strukturellen Variationen und den Versagensmechanismen lag.

Dabei konnte eine deutliche Steigerung der Festigkeit mit zunehmender Regelmäßigkeit und Kerndichte der Wabenkernen festgestellt werden. Diese konnte zusätzlich durch das Aufbringen der Deckschichten im Sprühprozess verbessert werden. Der Einfluss der applizierten Deckschicht auf die im Kern stattfindenden Verformungsprozesse konnte direkt mit dem Aufschäumprozess des in die Kavitäten einsickernden PUR verknüpft werden. Diese Schaumzwischen-schicht steht in der Ausbildung der Schaummorphologie in engem Zusammenhang mit der Zellgröße und zeigt für die regelmäßigen hexagonalen Wabenkerne bei kleinen Zellen eine deutlich kompaktere Ausbildung des Schaumes und eine im Hinblick auf die optimale Meniskenausbildung hochwertigere Geometrie. Die großzelligen sinusoidalen und hexagonalen Waben weisen dahingegen den klaren Nachteil einer

selektiven, hoch-porösen Schaumbildung an den Zellwänden, an denen sie als Krafteinleitung und Stützelemente fungieren sollen, auf. Die Auswirkungen der Zellfüllung auf die mechanischen Kerneigenschaften sind aufgrund dieser sub-optimalen Porositätsverteilung bei den Druckeigenschaften vor allem auf die veränderten Verformungsrandbedingungen zurückzuführen. Da es bei den nicht mit Harz imprägnierten Testliner Wabenkernen zum Beulen der Zellwände im Gegensatz zum Brechen und der Delamination bei den Nomex-Wabenkernen kommt, ist die Beulverformung durch das Eindringen des PUR und die damit verbundene Verkürzung der Beulfelder stark beeinflusst. Dieses Beulverhalten in unregelmäßiger Anordnung der Beulfelder zeigt deutlich die Auswirkungen der im Kern bereits im Produktionsprozess eingebrachten Heterogenität. Im Zusammenspiel mit dem breiten Bereich der PUR-Zwischenschicht konnte somit nur eine statistische Beschreibung der Verformungs- und Versagensmechanismen unter Beachtung beider Eigenschaften, der PUR-Eindringung und der Kernunregelmäßigkeiten, erreicht werden. Es lässt sich dabei eine maximale Steigerung der Druckfestigkeit von bis zu 100 % feststellen, wenn die Zellwände fest in den PUR Schaum eingegossen sind. Die Untersuchung der Schubeigenschaften zeigte ebenfalls eine Schubbeulverformung, welche durch die Überbrückung aus PUR zwischen benachbarten Zellwänden eine deutliche Steigerung um 20 % in der Schubsteifigkeit und -festigkeit erreicht. Generell lässt sich als wichtiger Grundsatz für die Auslegung eine hohe Schaumkonzentration in Deckschichtnähe nennen. Dies ist bei kleinen Kernzellen gewährleistet, wodurch eine Steigerung der Schub- und Druckeigenschaften sowie eine Verbesserung der Grenzfläche ermöglicht wird. Weitere Untersuchungen sollten daher zur Verdichtung des Polyurethanschaumes auf chemischem oder prozesstechnischem Wege durchgeführt werden. Als Ziel sollte die Konzentration im Bereich der Zellwände mit möglichst geringer Schaumbildung verfolgt werden. Alternative Kernsysteme die solch eine Ausbildung der sprühinfiltrierten Schicht ermöglichen und gleichzeitig ausreichende Festigkeiten und Steifigkeiten mitbringen sind z. B. offenporige Aluminium- oder Duroplastkerne.

Die Analyse der Deckschichtmikrostruktur zeigte deutliche Unterschiede zu alternativen Verfahren wie etwa Structural Reaction Injection Molding (SRIM), vor allem bezüglich der Infiltrationseigenschaften und Matrixstruktur. Durch die durchlässigen Wabenkerne und den damit nur lokal unter den Zellwänden anliegenden Infiltrationsdruck vom Werkzeug, ist keine homogene Intra-Roving-Infiltration festzustellen. Die Matrix bildet sich daher als offenzellige Schaumstruktur mit unterschiedlichen Porenskalen je nach Position in der Deckschicht oder im Kernmaterial aus. Dabei fällt die relative Dichte des Schaums direkt nach der Deckschicht von etwa 22 % auf 17 % ab. Gleichzeitig nimmt jedoch der Faservolumengehalt in den Deckschichten mit steigendem Mattengewicht durch eine zunehmende Komprimierung der Schnittfasermatte aufgrund der fixierten Werkzeughöhe von 32 % auf etwa 42 % weiter zu und sorgt so für eine Verbesserung der mechanischen Deckschichteigenschaften. Die Ermittlung der Porosität im Grenzflächenbereich konnte mit computertomographischen Methoden gemessen werden. Das

Schaumwachstum zeigt sich dabei stark abhängig von der Größe der freien Kavitäten in der Deckschicht und der Kompaktierung unter den Zellwänden. Aufgrund der unregelmäßigen Dicke der Deckschicht bedingt durch die Kerngeometrie wurden integrale Werte für die Deckschichtdicke und den Faservolumengehalt als grundlegende Auslegungskennwerte aus den tomographischen 3D-Aufnahmen ermittelt. Zusätzlich konnte aus diesen Aufnahmen der Zusammenhang zwischen Faserorientierung und Pressprozess durch quantitative Bildanalysemethoden hergestellt werden. Die zunehmende Missorientierung der Fasern bei geringer Matteneigensteifigkeit unter dem Druck der Zellwände auf die Schnittfasermatten trägt hauptsächlich zur Schwächung der Deckschichtsteifigkeit bei. Die mechanischen Eigenschaften der Deckschicht konnten aus einfachen Annahmen zur Spannungsverteilung zwischen Matrix und Faser für Verbundwerkstoffe mit spröder Matrix und Faser aus der Literatur in uni-axialen Zugversuchen bestätigt werden. Eine Verbesserung der Matrixdichte, welche zu einer weiteren Steigerung der Deckschichtsteifigkeit und -festigkeit beiträgt, konnte durch die Zufuhr höherer PUR-Mengen im Sprühprozess nicht erreicht werden, sondern führte nur zu einer tieferen Einschäumung in den Kern von 5 auf 8 mm. Ein Einfluss auf die Deckschicht oder das Kern-Deckschicht-Interface konnte nicht gezeigt werden. Als Haupteinfluss auf die mechanischen Deckschichteigenschaften hat sich demnach der Faservolumengehalt in Kombination mit der Matrixinfiltration/-dichte sowie der Missorientierung der Fasern herausgestellt. Durch die Kopplung der Missorientierung mit der lokalen Steigerung des Faservolumengehalt sowie der Kompaktierung der Matrix ist hier also ein Ansatzpunkt für zukünftige Verbesserungen im Prozess zu erkennen. Durch die Kaschierung der Zellkavitäten könnte ein Einsickern des Polyurethans verhindert und gleichzeitig der Druck in der Deckschicht gleichmäßiger verteilt werden. Als Folge könnte dann eine planare Orientierung der Fasern sowie eine unter höherem Druck erfolgende Infiltration in die Rovings und Zwischenrovingbereiche mit den erwarteten Eigenschaftssteigerungen resultieren.

Die am Sandwichverbund durchgeführten Versuche haben vor allem die Schädigungsmechanismen unter anwendungsbezogener Beanspruchung aufgezeigt. Dabei konnte vor allem eine Identifikation der unterschiedlichen Wirkung der Prozessparameter Mattengewicht und Polyurethanauftrag erreicht und daraus entsprechende Vorgaben zur Auslegung abgeleitet werden. Gleichzeitig konnten die an den Komponenten durchgeführten Mikrostrukturanalysen auf den Sandwichaufbau übertragen und mit den Sandwicheigenschaften in den Verbundversuchen verknüpft werden. Die Biege- und Schubversuche am Sandwich zeigen sowohl die erwartete zunehmende Biegesteifigkeit der Deckschicht mit höheren Mattengewichten als auch den Einfluss der Kernsteifigkeit auf die anisotrope Gesamtbiegesteifigkeit des Sandwichverbunds. Durch die Überlagerung der Kernbiegesteifigkeit mit der Eigenbiegesteifigkeit der PUR-Zwischenschicht ist eine Bestimmung der Steifigkeiten der einzelnen Komponenten über die klassische Sandwichtheorie nicht mehr möglich. Daher wurden die erfassten Messdaten auf Basis analytischer und numerischer Modelle höherer Ordnung bewertet. Dabei konnten sowohl lokale Verformungen als auch die Zwischenschicht im

Sandwich mit in die Auswertung einbezogen werden, wodurch eine Bestimmung der Komponenteneigenschaften aus dem Verbundversuch wieder möglich ist. Der Impaktwiderstand und der Delaminationswiderstand der Kern-Deckschicht-Grenzfläche zeigen erwartungsgemäß eine starke Abhängigkeit von der Deckschichtpreformmattendicke. Durch eine spezialisierte Versuchsvorrichtung wurde eine realitätsnahe Versuchsumgebung für den Impaktfall geschaffen, wodurch der im Anwendungsbereich mit großer Häufigkeit auftretende Kleinstmassen-Impakt untersucht werden konnte. Durch die Bestimmung der Schädigungsevolution bereits am statischen Eindringverhalten, konnte der Kern als Ort der Schädigungsinitiation erkannt werden. Durch den PUR-Anteil im oberen und unteren Kernbereich entsteht eine zusätzliche Erhöhung des lokalen Biege- und Druckwiderstands der Deckschicht gegen die lokale Eindringung des Indenter. Hierbei wird erst nach Delamination des eingedrungenen Schaums von der Deckschicht und den Zellwänden ein Brechen der Deckschicht mit anschließender Penetration des Sandwich möglich. Ein analoges Versagensverhalten zeigt sich auch in den LVI-Versuchen, welche die Kombination aus hohem Deckschichtgewicht und großer Polyurethanmenge in der Zwischenschicht als Hauptfaktoren für eine Erhöhung der Maximalkraft darstellen. Der Kernwerkstoff wirkt sich vor allem verringernd auf die maximale Eindringtiefe aus, da kleinzellige Kerngeometrien zu einer schnellen Energieabsorption der eindringenden Deckschicht und PUR-Zwischenschicht unter dem Indenter führen. Die Eigenschaften der Grenzfläche haben sowohl in den standardisierten Versuchen zur Schubbeanspruchung unter statischer und zyklischer Biegung als auch in der gezielten Versuchsführung zur Bestimmung des Delaminationswiderstands einen entscheidenden Einfluss auf die auftretenden Verformungen. Mit der Auswertung des Risswiderstands konnte hierbei klar ein positiver Einfluss bezüglich hoher PUR-Mengen und dünnen Deckschichten bzw. schneller Deckschichtdurchdringung festgestellt werden. Zusätzlich ergibt die Werkzeugposition und die damit verbundene Ausformung der PUR-Zwischenschicht eine klare Schwächung des Schälwiderstands bei fehlender PUR-Konzentration im Grenzflächenbereich wodurch sich wiederum ein Vorteil der kleinzelligen Kerne heraus kristallisiert.

Die Berechnung und Simulation der Komponenten auf Basis der quantitativen Mikro- und Mesostrukturanalyse erreicht bereits durch simple analytische Modelle eine sehr gute Vorhersagekraft der elastischen Eigenschaften. Durch Definition des Versagensmechanismus anhand der experimentell beobachteten Schädigungsbilder ist stellenweise auch die Vorhersage von Festigkeiten möglich. Die in dieser Arbeit aus der Literatur verwendeten Modelle für die Deckschichten, den Kern sowie die speziell untersuchten Eigenschaften der Sandwichgesamtstruktur basieren alle auf den aus Literaturdaten bekannten Kennwerten oder den hier erhobenen Messwerten. Die Modellierung des Kernmaterials im elastischen Bereich durch Modelle basierend auf der relativen Dichte oder der FEM, erlaubt auf Basis der für den Feststoff vorhandenen Materialkennwerte eine Berechnung der elastischen Eigenschaften für kleine Dehnungen. Mit der Anwendung der linear elastischen Platten- und Balkentheorie ist darüber hinaus eine integrale Aussage über die Beulfestigkeit möglich. Dabei

konnten die aus den materialographischen Untersuchungen gewonnenen Informationen in Form von statistischen Häufigkeitsverteilungen in die Berechnungen mit aufgenommen werden und erlauben somit die Abbildung des Einflusses der Prozessparameter auf den Kern zu bestimmen.

Die Berechnung der elastischen Eigenschaften der Deckschicht beruhend auf der Zufallsverteilung der Fasern erreicht mit den hier angewandten analytischen Modellen bereits eine sehr gute Vorhersage der in den Experimenten gemessenen Kennwerte. Darüber hinaus konnte durch die Verwendung eines Schädigungskriteriums für optimale Faserausrichtungen eine erste Abschätzung der Festigkeiten vorgenommen werden. Für eine präzisere Angabe der erwarteten Festigkeiten ist jedoch eine weitere Untersuchung der Reichweiten der Schädigung und des Einflusses der Biegung und des Knickens der Faserbündel unter den Zellwänden notwendig. Die Berechnung und Simulation der Biegeverformung mittels asymptotischer Sandwichtheorie und FEM hat sich als großer Fortschritt in der Auslegung und dem Materialdesign bzw. der korrekten Werkstoffcharakterisierung erwiesen. In der elastischen Verformung konnten dabei alle prozesstechnisch wichtigen Parameter wie PUR-Zwischenschicht und Mattengewicht auf die Sandwichstruktur übertragen und genau in ihrem Verformungsverhalten mit den experimentellen Daten abgeglichen werden. Vor allem die FEM sollte in Zukunft als vielseitige und variable Methode in der Sandwicheauswertung weiter vorangetrieben werden. Dabei sollte die Zielsetzung vor allem in der Bewertung von Schädigungsprozessen sowie in der exakten Einbeziehung der aus materialographischen Methoden extrahierten Mikro- und Mesostruktur liegen. In der Verknüpfung dieser Methoden und Informationen liegt ein enormes Potential für einen auf die Anwendung optimal zugeschnittenen Materialdesignprozess und einer Verbesserung der Untersuchungsmethoden von modernen Sandwichstrukturen.

Abbildungsverzeichnis

2.1	Anwendungsbereiche für Sandwichverbundwerkstoffe	6
2.2	Werkstoffauswahldiagramm für den spezifischen E-Modul	7
2.3	Werkstoffauswahldiagramm für den spezifischen Biegemodul	8
2.4	Zugverfestigungskurve eines Faser-Matrix Verbunds mit spröder Verstärkung und Matrix	9
2.5	Normal- und Schubspannungsverteilung im Abschermodell	11
2.6	Klassifizierung der Faserarchitekturen	13
2.7	Grundreaktion des Polyurethan	14
2.8	Elastisch-plastisches Verhalten und geometrische Struktur von Schaumwerkstoffen	15
2.9	Rovinginfiltration in der Schnittfasermatte	17
2.10	Fasermatrixanbindung mit Silanschichte und Schaummatrix	18
2.11	Rissausbreitung und interlaminare Scherfestigkeit im GF-PUR	19
2.12	Bruchfläche von faserverstärktem PUR bei verschiedenen Matrixdichten	20
2.13	Rissausbreitungsenergien verschiedener Rissausbreitungsmechanismen	21
2.14	Klassifizierung unterschiedlicher Kernmaterialien	22
2.15	Elastische Eigenschaften des Testlinerpapiers	24
2.16	Herstellung von Wellstegwabenkernen	26
2.17	Sandwichherstellung im Sprühverfahren	28
2.18	Balkenelement und Verteilungen der Schub- und Normalspannungen im Sandwich unter Biegebelastung	29
2.19	Lasten und Spannungsverteilungen bei Drei- und Vier-Punkt-Biegung	31
2.20	Versagensmodi in Sandwichverbundstrukturen	34
2.21	Anbindung zwischen Deckschicht und Kern	35
2.22	Schubverformung im Vier-Punkt-Biegeversuch und Block-Scherversuch	37
2.23	Typische Kraftverformungsverläufe im CAI-Versuch	38
2.24	In-Plane Stauchversuch an Sandwichplatten mit Längenverhältnis 2:1	39
2.25	Kern-Deckschicht-Delamination zur Bestimmung der Grenzflächenfestigkeit	39
2.26	Porencharakterisierung durch Computertomographie	41
2.27	Fasercharakterisierung und Modellierung in GFK-Gelegen	42
2.28	Faserrichtungscharakterisierung und In-Situ Materialprüfung mittels computertomographischer Bilddaten	43
3.1	Mehrstufige Modellierung von Glasfasern in Schnittfasermatten bei der Deckschichtherstellung.	44
3.2	Beulen rechteckiger Platten	50
3.3	Kern- und lokale Sandwichverformung im Impaktversuch	52
4.1	E-Modul und Zugfestigkeit des Testliner Papiers nach Palm Papierfabrik und SCA	57
4.2	Geometrie des sinusoidalen Wabenkerns	57

4.3	Makroskopaufnahmen der Nomex Zellgeometrie	58
4.4	Geometrie des Nomex Wabenkerns	58
4.5	PU-Auftragsmenge im Sprühprozess	60
4.6	Probengeometrie der Deckschichtzugversuche	62
4.7	Probenmaße im Schub- und Biegeversuch.	64
4.8	Probengeometrien der Zug- und Druckproben orthogonal zur Plattenebene	65
4.9	Zugversuche in der Sandwichplattenebene	67
4.10	Probengeometrien der Delaminationsversuche	68
4.11	Probengeometrien der LVI- und CAI-Proben	69
5.1	Versuchsaufbau für 3- und 4-Punkt-Biegung.	70
5.2	Plattengeführter Schubversuch am Kernmaterial.	72
5.3	Kernzug- und Druckversuche orthogonal zur Deckschicht	73
5.4	Kernzugversuche in der Sandwichebene.	74
5.5	Versuchsaufbau für die Schälprüfung der Deckschichten.	75
5.6	Versuchseinrichtung DCB Test	76
5.7	Versuchsaufbau für den Impakt bei geringen Massen.	77
5.8	Videotracking des Impaktvorganges	78
5.9	Aufbau der CAI-Vorrichtung.	79
5.10	Bestimmung der PU-Eindringung ins Kernmaterial.	81
5.11	Röntgenspektren der μ -Fokus Röntgenröhre	82
5.12	Bildverarbeitungsprozesse in der 3D Materialographie	84
5.13	Wirkung des „Vessel Enhancing Diffusion“ Algorithmus.	86
5.14	Dickenschwankungen der GFK-Deckschichten.	87
5.16	Analyse der Kernzellstrukturen auf Unregelmäßigkeiten.	89
5.17	3D-Orientierungsanalyse der Fasern durch anisotrope Gaussfilterung . .	90
5.18	Ablaufschema des Orientierungsbestimmungsalgorithmus	91
6.1	Abstandsvariation im sinusoidalen Gitter.	93
6.2	Abstandsvariation und Unregelmäßigkeiten im hexagonalen Gitter ECA-I 9.2-48.	94
6.3	Abstandsvariation und Unregelmäßigkeiten im hexagonalen Gitter ECA-I 3.2-48.	94
6.4	Papierdickenbestimmung durch den „Local Thickness Algorithmus“ am Testliner-Kern	95
6.5	Papierdickenverteilung im sinusoidalen Kernmaterial	95
6.6	PUR-Füllung der offenen Kernkavitäten.	96
6.7	Dichteveriation der PUR-Schicht im Kern.	97
6.8	PUR-Eindringung ins Kernmaterial	97
6.9	Polyurethanschichten und deren Detektion im Kernmaterial	98
6.10	Effektiver Schubmodul mit PUR-Zwischenschichteinfluss	99
6.11	Schubversuche am sinusoidalen Sandwichkern	100

6.12	Schubversuchskennwerte des sinusoidalen Kern	100
6.13	Schubversuche am hexagonalen Nomex-Kern	101
6.14	Schädigungsbild im Schubversuch am hexagonalen Nomex-Kern	101
6.15	Schädigungsstadien im Schubversuch am hexagonalen Nomex-Kern im CT	102
6.16	Schädigungsbild im Zugversuch am hexagonalen Nomex-Kern ECA-I 4.8-32	103
6.17	Zugversuche am hexagonalen Nomex-Kern	104
6.18	Zugversuche am Testliner Wabenkern	106
6.19	„In-plane“ Zugversuche am Wellstegwabenkern	106
6.20	Druckversuche mit unterschiedlichen Randbedingungen	107
6.21	Flächen- und Deckschichtabhängigkeit der Druckeigenschaften	108
6.22	Deckschichteinfluss auf mechanische Druckkennwerte	109
6.23	Einfluss des PUR-Auftrags auf den Kern-Druck E-Modul	110
6.24	Festigkeiten des Sandwich bei einer 300 g/m ² Deckschicht	110
6.25	Mechanische Druckkennwerte aus der PUR Schaumkopression	111
6.26	Elastisches Beulwellenmuster des Sinusoidalen Wabenkerns	111
6.27	CT-Aufnahme einer Druckprobe	112
6.28	Dehnsteifigkeit und effektive Dehnung im Beulprozess des Testliner-Kerns	112
6.29	Beulspannungen im Druckversuch am sinusoidalen Kernmaterial	113
6.30	Druckversagen bei hexagonalen Sandwichkernen	114
6.31	Bruchbild der Nomex-Zellwände	115
6.32	Packungsdichte der Schnittfaserrovings	116
6.33	Korrelationsanalyse der Faserpackung im Einzelroving	117
6.34	3D Visualisierung eines Roving der Schnittfasermatte	117
6.35	VED Vorverarbeitung der Rovingmessungen	118
6.36	Faserorientierungsverteilung im Einzelroving	118
6.37	Rovingorientierungsverteilung in der Deckschicht	119
6.38	Orientierungshistogramme für 450 und 900 g/m ²	120
6.39	1D Orientierungshistogramme für Schnittfasermatten	121
6.40	Variation der Rovingorientierung mit steigendem Deckschichtgewicht	121
6.41	Orientierungsverteilungsfunktion für verschiedene Faserstrukturen	122
6.42	Polares Orientierungshistogramm für Schnittfasermatten aus der FFT-Analyse von 2D-Aufnahmen	123
6.43	Makroskop-Aufnahme der Bruchflächen im Zugversuch	124
6.44	PU-Schaumbildung in der Deckschicht	124
6.45	PU-Schaumbildung in der Deckschicht und Rovinganbindung	125
6.46	Kerneinfluss auf die lokale Deckschichtdicke	126
6.47	REM-Aufnahme eines in PUR-Matrix eingebetteten Rovings	126
6.48	REM Aufnahme der Roving Infiltration	127
6.49	Deckschichtdicke unterschiedlicher Werkzeugpositionen	128
6.50	Faservolumengehalt in Abhängigkeit vom Mattengewicht	128

6.51	Zugversuch an Verbund und Matrix	129
6.53	E-Modul der Deckschichten	130
6.54	Zugfestigkeit der Deckschichten	131
6.55	Wahrscheinlichkeitsnetzte für die Verteilungen der Festigkeiten.	131
6.56	Kraft-Durchbiegungslinien verschiedener Sandwichkonfigurationen	133
6.57	Biege-E-Modul in Abhängigkeit von der Robotergeschwindigkeit	133
6.58	Biege-E-Modul in Abhängigkeit vom Mattengewicht.	134
6.59	Druckversagensspannung im Vier-Punkt-Biegeversuch	134
6.60	Vergleich der Druckversagensspannung für unterschiedl. Kernrichtungen und Mattenspezifikationen	135
6.61	Maximale im Kern auftretende Schubspannungen bei Schubversagen im Vier-Punkt-Biegeversuch	135
6.62	Scherversagen im Vier-Punkt-Biegeversuch	136
6.63	Elastische Ergebnisse der Drei-Punkt-Biegeversuche	137
6.64	Versagensmodi im Drei-Punkt-Biegeversuch	137
6.65	Lebensdauerlinie und Weibull-Statistik der zyklischen 3-Punkt-Biegeversuche	138
6.66	Schädigung und Steifigkeitsentwicklung für zyklisch geprüfte Sandwich- proben in Drei-Punkt-Biegung	139
6.67	Statischer Eindruckversuche an verschiedenen Mattengewichten.	140
6.68	Statischer Eindruckversuche an verschiedenen Mattengewichten.	141
6.69	Modellierung statischer Eindruckversuche.	142
6.70	Schädigungsfortschritt bei statischem Eindringen mit HS-Indenter.	143
6.71	LVI-Versuch am instrumentierten Fallwerk bei 450 g/m^2 Mattengewicht.	144
6.72	LVI-Versuch am instrumentierten Fallwerk bei 600 g/m^2	144
6.73	Maximalkraft und eingebrachte Energie im LVI-Versuch.	145
6.74	CAI-Kennwerte an verschiedenen Sandwichkonfigurationen.	146
6.75	Videotracking im Kugelimpaktversuch	147
6.76	Vergleich verschiedener Impactmodelle am sinusoidalen Wabenkern.	147
6.77	Vergleich verschiedener Impactmodelle am PP-Tubus-Wabenkern.	148
6.78	Vergleich verschiedener Impactmodelle und des Kraft-Zeit-Verlaufs.	149
6.79	Schädigungsbild der Deckschicht unter Kugelimpakt.	149
6.80	Schädigung durch Impakt an PP-Tubuswaben.	150
6.81	Rissverlauf und Kraftdiagramm im DCB-Test.	150
6.82	Versagensbild bei Deckschichtablösung unterschiedlicher Deckschichtge- wichte	151
6.83	Rissenergie nach MBT-Methode.	152
6.84	Maximalkraft und Energiefreisetzungsrate bei Mode I Belastung	152
6.85	Werkzeugposition und charakteristischer Kraftverlauf im Trommelschäl- versuch	153
6.86	Schälkräfte im Trommelschälversuch für 300 und 600 g/m^2 Deckschichten	154

6.87	Schädigungsbild im Trommelschäversuch.	154
6.88	Modellierung elastischer Schaumeigenschaften.	155
6.89	Roving E-Modul nach Hashin-Shtrikman und Liliens	157
6.90	Halpin-Tsai Modell für axialen E-Modul.	157
6.91	Halpin-Tsai Modell für transversalen E-Modul sowie Schubmodul.	158
6.92	Roving E-Modul nach Pyrz [303]	158
6.93	E-Modul aus Richtungsverteilung der Rovings in der Schnitffasermatte.	159
6.94	E-Modul aus der planaren zufälligen Richtungsverteilung der Rovings.	160
6.95	Zugfestigkeiten und Versagenszone nach LRS Modell mit Tsai-Wu Fehlerkriterium.	161
6.96	Zugfestigkeiten nach LRS Modell in Abhängigkeit von der Burchzonengröße.	162
6.97	FEM-Homogenisierung der Kernstrukturen	165
6.98	Vergleich des E-Moduls für verschiedene Berechnungsverfahren.	166
6.99	Unterschiede zwischen klassischer und asymptotischer Sandwichtheorie im Fall der Vierpunktbiegung	167
6.100	Unterschiede zwischen klassischer Berechnung und FEM-Modellierung im Fall der Vierpunktbiegung	167
6.101	FEM-Modellierung unter Einbeziehung des Mehrschichtaufbaus im Fall der Vierpunktbiegung	168
7.1	Genauigkeit der Bildsegmentierung und Auswahl des Schwellwertes	170
7.2	Schematische Darstellung der Integration von 3D-Formmessungen in die analytische Berechnung	170
7.3	Schematische Darstellung der möglichen Schubverformung unter PUR-Einfluss	171
7.4	Schematische Darstellung und Erklärung der Mattengewichabhängigen PUR-Anbindung an die Kernzellwände	173
7.5	Bildvorverarbeitung bei zur korrekten Segmentierung der Fasern	175
7.6	Aufstellen der Deckschicht bei der Sandwichherstellung mit Wabenkernen	176
7.7	Mögliche Überschätzung der Deckschichtdicke bei stark geprägten Deckschichten	178
7.8	Rissausbreitung entlang der Kernverdichtungszone	179
7.9	„Failure Mode Map“ im Drei-Punkt-Biegeversuch	181
7.10	Maximalkraft in Abhängigkeit zur Kerndichte, PUR-Menge und Deckschichtmattengewicht	183
7.11	Versagensverlauf im Vergleich zwischen aufgeklebten Deckschichten und sprühinfiltrierten Deckschichten	184
7.12	Anisotrope und wabenkernabhängige Schaumzellmorphologie	186
7.13	Vergleich der Modellvorhersagen und experimentell erfassten Materialkennwerte der Deckschicht	187

7.14 Vergleich analytischer Modelle mit planarer Faserverteilung sowie 3D-Faserverteilung	188
7.15 Vergleich der Kernwerkstoffe im Experiment und Modell der Druckeigenschaften	189
7.16 Vergleich der Kernwerkstoffe im Experiment und Modell der Schubeigenschaften	190

Tabellenverzeichnis

3.1	Klassifizierung von Einschlagereignissen	51
4.1	Mechanische Eigenschaften der Baypreg PUR Matrix	55
4.2	Kennwerte des Testliner Papiers	56
4.3	Geometrie der verwendeten Nomexwaben nach Herstellerangaben	58
4.4	Kennwerte Polypropylen Tubuswaben	59
4.5	Sandwichkonfigurationen und Versuchsmatrix	61
4.6	Probengeometrien im Schubversuch	63
4.7	Geometrie der Druckproben	65
4.8	Probengeometrien der Zugversuche in Sandwichplattenebene	66
4.9	Probengeometrien der Zugversuche orthogonal zur Sandwichplattenebene	67
5.1	Spezifikationen der Kernzugprüfung.	74
5.2	Systemkonfiguration der durchgeführten CT-Messungen	83
5.3	Steuerungsparameter des VED-Algorithmus	85
6.1	Schubversuche an Nomex Sandwichkernen.	102
6.2	Zugversuche an Nomex Sandwichkernen ECA-I 4.8-32.	103
6.3	Out-of-Plane Zugversuche an Nomex Sandwichkernen.	104
6.4	Schichtdicken im Nomex Kern.	105
6.5	Zugversuche am Wellstegwabenkern.	105
6.6	Druckversuche an Nomexwaben	114
6.7	Druckversuche an Nomexwaben ECA 9.6-48	115
6.8	Fit-Parameter der Orientierungsverteilung in Schnittfasermatte und Roving	122
6.9	Steifigkeits- und Festigkeitskennwerte im Zugversuch	132
6.10	Versagenskennwerte im Drei-Punkt-Biegeversuch	138
6.11	Statischer Eindruckversuche an verschiedenen Sandwichs.	141
6.12	Modellierung der Kennwerte statischer Eindruckversuche an verschiedenen Sandwichs.	143
6.13	Kennwerte der Schälkraft im Trommelschälversuch	153
6.14	Festigkeiten im Einzelroving bei 65 % Faservolumengehalt	161
6.15	Analytische Vorhersagen der elastischen, sinusoidalen Kerneigenschaften	163
6.16	Analytische Vorhersagen unter Druckbeanspruchung senkrecht zur Plattenebene	163
6.17	Analytische Vorhersagen für die Schubmodule der hexagonalen Nomexwaben	164
6.18	FEM Vorhersagen für die elastischen Eigenschaften der Wabenkerne	165

Literatur

- [1] M. Britzke. „Verbundplatten - Verfahren zur automatisierten Fertigung rahmenloser Sandwichplatten mit Papierwabenkern“. *Lightweight Design* 6, S. 55–62, 2009.
- [2] J. Kuppinger. „Material- und Prozessvalidierung zur Herstellung faserverstärkter Polyurethanbauteile im Fasersprühverfahren“. Diss. Karlsruher Institut für Technologie, 2012.
- [3] A. J. C. Duleau und J. G. L. Blumhof. „Theoretisch-praktische Versuche über den Widerstand oder die Haltbarkeit des geschmiedeten Eisens: Mit Anwendung der Resultate dieser Versuche in der Baukunst“. Basse, 1825.
- [4] W. Fairbairn. „An account of the construction of the Britannia and Conway tubular bridges“. Taylor, 1849.
- [5] A. Herrmann, P. Zahlen und I. Zuardy. „Sandwich structures technology in commercial aviation“. *Sandwich structures 7: Advancing with sandwich structures and materials*, S. 13–26, 2005.
- [6] I. D. Ertel und R. W. Newkirk. „The Apollo Spacecraft: A Chronology“. *The Nasa Historical Series* 1, S. 122–123, 1966.
- [7] E. Reissner. „The effect of transverse shear deformation on the bending of elastic plates“. *Journal of Applied Mechanics* 12, S. 69–77, 1945.
- [8] R. D. Mindlin. „Influence of rotatory inertia and shear on flexural motions of isotropic, elastic plates“. *Journal of Applied Mechanics* 18, S. 31–38, 1951.
- [9] H. G. Allen. „Analysis and Design of Structural Sandwich Panels“. Elsevier, 1969. S. 300.
- [10] K. Stamm und H. Witte. „Sandwichkonstruktionen: Berechnung, Fertigung, Ausführung“. Springer, 1974.
- [11] T. Bitzer. „Honeycomb technology: materials, design, manufacturing, applications and testing“. Kluwer Academic Publishing, 1997.
- [12] D. Zenkert. „Handbook of Sandwich Construction“. EMAS Publishing, 1997.
- [13] D. Zenkert. „Introduction to Sandwich Construction“. Engineering Materials Advisory Services Ltd, 1995.
- [14] F. J. Plantema. „Sandwich construction: the bending and buckling of sandwich beams, plates, and shells“. Wiley, 1966.
- [15] J. D. Plunkett. „Fiber-Reinforced Polymer Honeycomb Short Span Bridge for Rapid Installation“. Techn. Ber. National Technical Information Service, 1997.
- [16] ThyssenKrupp Marine Systems. *The VISBY Class Corvette*. Url: www.thyssenkrupp-marinesystems.com.
- [17] DIAB-Group. *Products in Action - Bombardier Talent*. Url: www.diabgroup.com.

-
- [18] Krauss Maffei GmbH. *Faserverbundtechnologie*. Url: www.kraussmaffei.com.
- [19] S. Milton und S. M. Grove. „Composite Sandwich Panel Manufacturing Concepts for a Lightweight Vehicle Chassis“. *Materials for Lean Weight Vehicles*, S. 269–277, 1997.
- [20] A. A. Griffith. „The phenomena of rupture and flow in solids“. *Philosophical transactions of the royal society of london: Series A* 221, S. 163–198, 1921.
- [21] G. Oertel und L. Abele. „Polyurethane“. *Kunststoff-Handbuch*. Hanser, 1993.
- [22] M. Neitzel und P. Mitschang. „Handbuch Verbundwerkstoffe“. Hanser, 2005.
- [23] S. M. Lee. „Handbook of Composite Reinforcements“. John Wiley & Sons, 1992.
- [24] H. Schürmann. „Konstruieren mit Faser-Kunststoff-Verbunden“. VDI-Buch. Springer, 2008.
- [25] A. Reuss. „Berechnung der Fließgrenze von Mischkristallen auf Grund der Plastizitätsbedingung für Einkristalle.“ *ZAMM-Journal of Applied Mathematics and Mechanics/Zeitschrift für Angewandte Mathematik und Mechanik* 9, S. 49–58, 1929.
- [26] D. Hull und T. W. Clyne. „An introduction to composite materials“. Cambridge University Press, 1996.
- [27] W. H. Bowyer und M. G. Bader. „On the re-inforcement of thermoplastics by imperfectly aligned discontinuous fibres“. *Journal of Materials Science* 7, S. 1315–1321, 1972.
- [28] A. Kelly und W. R. Tyson. „Fiber-strengthened materials“. In: *High Strength Materials: Proceedings of the 2nd Berkley International Materials Conference*. 1964.
- [29] H. L. Cox. „The elasticity and strength of paper and other fibrous materials“. *British Journal of Applied Physics* 3, S. 72, 1952.
- [30] J. M. Vázquez-Rodríguez, P. J. Herrera-Franco und P. I. González-Chi. „Analysis of the interface between a thermoplastic fiber and a thermosetting matrix using photoelasticity“. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 38, S. 819–827, 2007.
- [31] P. J. Withers, E. M. Chorley und T. W. Clyne. „Use of the frozen-stress photoelastic method to explore load partitioning in short-fibre composites“. *Materials Science and Engineering: A* 135, S. 173–178, 1991.
- [32] A. Kelly. „Interface effects and the work of fracture of a fibrous composite“. *Proceedings of the Royal Society of London. A. Mathematical and Physical Sciences* 319, S. 95, 1970.

- [33] C. T. Sun und J. K. Wu. „Stress Distribution of Aligned Short-Fiber Composites Under Axial Load“. *Journal of Reinforced Plastics and Composites* 3, S. 130–144, 1984.
- [34] J. A. Nairn. „On the use of shear-lag methods for analysis of stress transfer in unidirectional composites“. *Mechanics of Materials* 26, S. 63–80, 1997.
- [35] A. Kelly. „Strong Solids“. 2. Aufl. Clarendon Press, Oxford U.K., 1973.
- [36] K. Morimoto, T. Suzuki und R. Yosomiya. „Adhesion between glass-fiber and matrix of glass-fiber reinforced rigid polyurethane foam under tension“. *Polymer-Plastics Technology and Engineering* 22, S. 55–76, 1984.
- [37] N. Pan. „Theoretical determination of the optimal fiber volume fraction and fiber-matrix property compatibility of short fiber composites“. *Polymer Composites* 14, S. 85–93, 1993.
- [38] S. Torquato und H.W. Haslach Jr. „Random heterogeneous materials: microstructure and macroscopic properties“. Bd. 55. 2002. B62.
- [39] F. C. Campbell. „Structural Composite Materials“. ASM International, 2010.
- [40] N. Pan. „Analytical characterization of the anisotropy and local heterogeneity of short fiber composites: fiber fraction as a variable“. *Journal of Composite Materials* 28, S. 1500, 1994.
- [41] N. Pan u. a. „Micromechanics of a planar hybrid fibrous network“. *Textile Research Journal* 67, S. 907–925, 1997.
- [42] N. Pan. „Theoretical Modeling and Analysis of Fiber-pull-out Behaviour from a Bonded Fibrous Matrix: The Elastic-bond Case“. *Journal of the Textile Institute* 84, S. 472–485, 1993.
- [43] M. Ashby und R. Medalist. „The mechanical properties of cellular solids“. *Metallurgical and Materials Transactions A* 14 10.1007/BF02645546, S. 1755–1769, 1983.
- [44] N. Chan und K. E. Evans. „The Mechanical Properties of Conventional and Auxetic Foams. Part I: Compression and Tension“. *Journal of Cellular Plastics* 35, S. 130–165, 1999.
- [45] M. H. Ozkul, J. E. Mark und J. H. Aubert. „The elastic and plastic mechanical responses of microcellular foams“. *Journal of Applied Polymer Science* 48, S. 767–774, 1993.
- [46] L. J. Gibson und M. F. Ashby. „Cellular solids: structure and properties“. Cambridge Univ Pr, 1999.
- [47] L. J. Gibson und M. F. Ashby. „The Mechanics of Three-Dimensional Cellular Materials“. *Proceedings of the Royal Society of London. Series A, Mathematical and Physical Sciences* 382, S. 43–59, 1982.

- [48] L. J. Gibson u. a. „The mechanics of two-dimensional cellular materials“. *Proceedings of the Royal Society of London. A. Mathematical and Physical Sciences* 382, S. 25, 1982.
- [49] F. Shutov. „Foamed polymers. Cellular structure and properties“. *Industrial Developments*, S. 155–218, 1983.
- [50] F. Saint-Michel u. a. „Mechanical properties of high density polyurethane foams: I. Effect of the density“. *Composites Science and Technology* 66, S. 2700–2708, 2006.
- [51] K. Morimoto und T. Suzuki. „Flexural properties of glass fiber reinforced rigid polyurethane foam“. *Industrial & Engineering Chemistry Product Research and Development* 23, S. 81–85, 1984.
- [52] K. Morimoto, T. Suzuki und R. Yosomiya. „Stress relaxation of glass-fiber-reinforced rigid polyurethane foam“. *Polymer Engineering & Science* 24, S. 1000–1005, 1984.
- [53] R. Yosomiya und K. Morimoto. „Compressive properties of glass fiber reinforced rigid polyurethane foam“. *Industrial & Engineering Chemistry Product Research and Development* 23, S. 605–608, 1984.
- [54] R. Yosomiya und K. Morimoto. „Effect of Interaction Between Fiber and Matrix on Impact Properties of Glass Fiber Reinforced Rigid Polyurethane Foam“. *Polymer-Plastics Technology and Engineering* 24, S. 11–26, 1985.
- [55] P. S. Carleton und G. L. Nelson. „Wetout of Glass Fiber Tows in Structural Reaction Molding I. Capillary Action and Fiber Mobility“. *Journal of reinforced plastics and composites* 13, S. 20, 1994.
- [56] S. C. Amico und C. Lekakou. „Axial impregnation of a fiber bundle. Part 1: Capillary experiments“. *Polymer Composites* 23, S. 249–263, 2002.
- [57] S. C. Amico und C. Lekakou. „Axial impregnation of a fiber bundle. Part 2: Theoretical analysis“. *Polymer Composites* 23, S. 264–273, 2002.
- [58] S. Amico und C. Lekakou. „Flow through a two-scale porosity, oriented fibre porous medium“. *Transport in Porous Media* 54, S. 35–53, 2004.
- [59] S. G. Damani und L. J. Lee. „The resin-fiber interface in polyurethane and polyurethane-unsaturated polyester hybrid“. *Polymer Composites* 11, S. 174–183, 1990.
- [60] N. Patel, V. Rohatgi und L.J. Lee. „Influence of processing and material variables on resin-fiber interface in liquid composite molding“. *Polymer Composites* 14, S. 161–172, 1993.

- [61] S. M. Tavakoli, M. Avella und M. G. Phillips. „Fibre/resin compatibility in glass/phenolic laminating systems“. *Composites Science and Technology* 39, S. 127–145, 1990.
- [62] H. Ishida. „A review of recent progress in the studies of molecular and microstructure of coupling agents and their functions in composites, coatings and adhesive joints“. *Polymer Composites* 5, S. 101–123, 1984.
- [63] N. Suzuki und H. Ishida. „A review on the structure and characterization techniques of silane/matrix interphases“. In: *Macromolecular Symposia*. Bd. 108. Wiley Online Library. 1996. S. 19–53.
- [64] T. C. Cotgreave und J. B. Shortall. „The mechanism of reinforcement of polyurethane foam by high-modulus chopped fibres“. *Journal of Materials Science* 12, S. 708–717, 1977.
- [65] E. W. Washburn. „The Dynamics of Capillary Flow“. *The Physical Review* 17, S. 273–283, 1921.
- [66] Z. Gombos u. a. „Vertical Resin Absorption in Glass Fiber Nonwoven Mats“. In: *Proceeding of the 8th Polymers for Advanced Technologies International Symposium*. 2005. S. 230–236.
- [67] Z. Gombos u. a. „Investigation of pore size and resin absorbency in chopped strand mats“. *Periodica Polytechnica, Mechanical Engineering* 49, S. 131–148, 2005.
- [68] T. Cotgreave und J. B. Shortall. „The fracture toughness of reinforced polyurethane foam“. *Journal of Materials Science* 13, S. 722–730, 1978.
- [69] D.G. Swift. „Elastic moduli of fibrous composites containing misaligned fibres“. *Journal of Physics D: Applied Physics* 8, S. 223, 1975.
- [70] M. R. Piggott und B. Harris. „Compression strength of carbon, glass and Kevlar-49 fibre reinforced polyester resins“. *Journal of Materials Science* 15, S. 2523–2538, 1980.
- [71] M. R. Piggott. „A theoretical framework for the compressive properties of aligned fibre composites“. *Journal of Materials Science* 16, S. 2837–2845, 1981.
- [72] M. Miwa, T. Ohsawa und N. Tsuji. „Temperature dependence of impact fracture energies of short glass fiber-epoxy and unsaturated polyester composites“. *Journal of Applied Polymer Science* 23, S. 1679–1691, 1979.
- [73] J. Pflug, I. Verpoest und D. Vandepitte. „Folded honeycomb cardboard and core material for structural applications“. *Sandwich Construction* 5, S. 1–12, 2000.
- [74] Duxford Hexcel Composites. *HexWeb Honeycomb Attributes and Properties*. Hexcel Composites, 1999. Url: www.hexcel.com.
- [75] Duxford Hexcel Composites. *Hexweb Honeycomb Sandwich Design Technology*. 2000. Url: www.hexcel.com.

- [76] S. Balawi und J. L. Abot. „The effect of honeycomb relative density on its effective in-plane elastic moduli: An experimental study“. *Composite Structures* 84, S. 293–299, 2008.
- [77] A. Rider. „The durability of metal-honeycomb sandwich structure exposed to high humidity conditions“. Techn. Ber. DTIC Document, 2002.
- [78] C. B. Norris. „An analysis of the compressive strength of honeycomb cores for sandwich constructions“. Techn. Ber. NASA, 1947.
- [79] S. Kelsey, R. A. Gellatly und B. W. Clark. „The shear modulus of foil honeycomb cores: A theoretical and experimental investigation on cores used in sandwich construction“. *Aircraft Engineering and Aerospace Technology* 30, S. 294–302, 1958.
- [80] R. J. Seidl u. a. „Paper-Honeycomb Cores for Structural Sandwich Panels“. Techn. Ber. Forest Products Laboratory, 1965.
- [81] S. Goswami. „On the Prediction of Effective Material Properties of Cellular Hexagonal Honeycomb Core“. *Journal of Reinforced Plastics and Composites* 25, S. 393–405, 2006.
- [82] C. C. Foo, G. B. Chai und L. K. Seah. „Mechanical properties of Nomex material and Nomex honeycomb structure“. *Composite Structures* 80, S. 588–594, 2007.
- [83] S. Pan, L. Wu und Y. Sun. „Transverse shear modulus and strength of honeycomb cores“. *Composite Structures* 84, S. 369–374, 2008.
- [84] X. F. Xu, P. Qiao und J. F. Davalos. „Transverse shear stiffness of composite honeycomb core with general configuration“. *Journal of Engineering Mechanics* 127, S. 1144–1151, 2001.
- [85] V. N. Burlayenko und T. Sadowski. „Effective elastic properties of foam-filled honeycomb cores of sandwich panels“. *Composite Structures* 92, S. 2890–2900, 2010.
- [86] P. Isaksson, R. Hägglund und P. Gradin. „Continuum damage mechanics applied to paper“. *International Journal of Solids and Structures* 41, S. 4731–4755, 2004.
- [87] K. Schulgasser. „On the in-plane elastic constants of paper“. *Fibre Science and Technology* 15, S. 257–270, 1981.
- [88] K. Schulgasser. „The in-plane Poisson ratio of paper“. *Fibre Science and Technology* 19, S. 297–309, 1983.
- [89] W. Szewczyk; K. Marynowski; W. Tarnawski. „An Analysis of Youngs Modulus Distribution in the Paper Plane“. *Fibres & Textiles in Eastern Europe* 14, No. 4 (58), S. 91–94, 2006.
- [90] W. Szewczyk. „Determination of Poissons Ratio in the Plane of the Paper“. *Fibres & Textiles in Eastern Europe* Vol. 16, No. 4 (69), S. 117–120, 2008.

- [91] T. Yokoyama und K. Nakai. „Evaluation of in-plane orthotropic elastic constants of paper and paperboard“. In: *SEM Annual Conference & Exposition on Experimental and Applied Mechanics*. Bd. 60. 2007. S. 50.
- [92] J. G. Campbell. „The in-plane elastic constants of paper“. *Australian Journal of Applied Science* 12, S. 356, 1961.
- [93] R. E. Mark und K. Murakami. „Handbook of Physical and Mechanical Testing of Paper and Paperboard“. Dekker, 1984.
- [94] M. Ostoja-Starzewski und D. C. Stahl. „Random fiber networks and special elastic orthotropy of paper“. *Journal of Elasticity* 60, S. 131–149, 2000.
- [95] H. Hagen. „Glasfaserverstärkte Kunststoffe“. Bd. 5. Springer, 1956.
- [96] J. Pflug u. a. „Development of a sandwich material with polypropylene/natural fibre skins and paper honeycomb core“. In: *Proc. of 10th European Conference on Composite Materials*. 2002. S. 331.
- [97] S. Heimbs u. a. „Sandwich structures with textile-reinforced composite foldcores under impact loads“. *Composite Structures*, 2009.
- [98] L. J. Lee. „Polyurethane reaction injection molding: Process, materials, and properties“. *Rubber Chemistry and Technology* 53, S. 542, 1980.
- [99] C. W. Macosko. „RIM: fundamentals of reaction injection molding“. Hanser Munich, 1989.
- [100] I. U. Maier u. a. „Polyurethan-Schäumenlagen“. *Kunststoffe* 7, S. 72–77, 2004.
- [101] M. Cengiz Altan. „A Review of Fiber-Reinforced Injection Molding: Flow Kinematics and Particle Orientation“. *Journal of Thermoplastic Composite Materials* 3, S. 275–313, 1990.
- [102] V. M. Gonzalez und C. W. Macosko. „Properties of mat reinforced reaction injection molded materials“. *Polymer Composites* 4, S. 190–195, 1983.
- [103] R. D. Farris u. a. „Structural Parts from Epoxy Rim Using Preplaced Reinforcement“. *Polymer-Plastics Technology and Engineering* 21, S. 129–157, 1983.
- [104] G. Kopp u. a. „Auslegung von innovativen Sandwichstrukturen mit faserverstärkten Deckschichten“. In: *Internationale AVK-Tagung*. 2010.
- [105] S. Timoshenko und S. Woinowsky-Krieger. „Theory of plates and shells“. McGraw-Hill Book Company, 1959.
- [106] N. J. Pagano. „Exact solutions for rectangular bidirectional composites and sandwich plates“. *Journal of Composite Materials* 4, S. 20–34, 1970.
- [107] E. W. Kuenzi. „Flexure of structural sandwich construction“. Techn. Ber. Forest Products Laboratory, 1951, S. 11.

- [108] V. L. Berdichevsky. „Variational principles of continuum mechanics“. Bd. 1. Springer Verlag, 2009.
- [109] V. L. Berdichevsky. „An asymptotic theory of sandwich plates“. *International Journal of Engineering Science* 48, S. 383–404, 2010.
- [110] J. Mackerle. „Finite element analyses of sandwich structures: a bibliography (1980-2001)“. *Engineering Computations* 19, S. 206–245, 2002.
- [111] N. Talbi u. a. „An analytical homogenization model for finite element modelling of corrugated cardboard“. *Composite Structures* 88, S. 280 –289, 2009.
- [112] J. F. Davalos u. a. „Modeling and characterization of fiber-reinforced plastic honeycomb sandwich panels for highway bridge applications“. *Composite Structures* 52, S. 441 –452, 2001.
- [113] P. Qiao und J. Wang. „Mechanics of composite sinusoidal honeycomb cores“. *Journal of Aerospace Engineering*, 2005.
- [114] P. Qiao u. a. „Homogenization and Optimization of Sinusoidal Honeycomb Cores for Transverse Shear Stiffness“. *Journal of Sandwich Structures and Materials* 10, S. 385–412, 2008.
- [115] W. Becker. „The in-plane stiffnesses of a honeycomb core including the thickness effect“. *Archive of Applied Mechanics* 68, S. 334–341, 1998.
- [116] A. Chen und J. F. Davalos. „Transverse Shear Including Skin Effect for Composite Sandwich with Honeycomb Sinusoidal Core“. *Journal of Engineering Mechanics* 133, S. 247–256, 2007.
- [117] J. F. Davalos und A. Chen. „Buckling Behavior of Honeycomb FRP Core with Partially Restrained Loaded Edges under Out-of-plane Compression“. *Journal of Composite Materials* 39, S. 1465–1485, 2005.
- [118] A. Al-Hamdan, C. D. Rudd und A. C. Long. „Dynamic core movements during liquid moulding of sandwich structures“. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 29, S. 273 –282, 1998.
- [119] J. Kratz. „Processing composite sandwich structures using out-of-autoclave technology“. Diss. McGill University, 2009.
- [120] S. S. Tavares u. a. „Vacuum-bag processing of sandwich structures: Role of honeycomb pressure level on skin-core adhesion and skin quality“. *Composites Science and Technology* 70, S. 797–803, 2010.
- [121] T. Kaneko. „Analysis of fillet function in wood-based sandwich construction“. Magisterarb. Department of Forestry - University of British Columbia, 1972.
- [122] R. Okada und M. T. Kortschot. „The role of the resin fillet in the delamination of honeycomb sandwich structures“. *Composites Science and Technology* 62, S. 1811–1819, 2002.

- [123] J. Rion, Y. Leterrier und J.-A. E. Månson. „Prediction of the adhesive fillet size for skin to honeycomb core bonding in ultra-light sandwich structures“. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 39, S. 1547–1555, 2008.
- [124] L. A. Carlsson und S. Prasad. „Interfacial fracture of sandwich beams“. *Engineering Fracture Mechanics* 44, S. 581–590, 1993.
- [125] W. S. Burton und A. K. Noor. „Structural analysis of the adhesive bond in a honeycomb core sandwich panel“. *Finite Elem. Anal. Des.* 26, S. 213–227, 1997.
- [126] S. Goswami und W. Becker. „Analysis of debonding fracture in a sandwich plate with hexagonal core“. *Composite Structures* 49, S. 385–392, 2000.
- [127] V. Altstädt u. a. „Polymer foams as core materials in sandwich laminates (comparison with honeycomb)“. *Polymers & Polymer Composites* 6, S. 295–304, 1998.
- [128] A. A. Kritsuk. „Sandwich Shear Test Revisited“. *International Applied Mechanics* 37, S. 1229–1232, 2001.
- [129] S. Pecullan, L. V. Gibiansky und S. Torquato. „Scale effects on the elastic behavior of periodic and hierarchical two-dimensional composites“. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* 47, S. 1509–1542, 1999.
- [130] T. M. Nordstrand und L. A. Carlsson. „Evaluation of transverse shear stiffness of structural core sandwich plates“. *Composite Structures* 37, S. 145–153, 1997.
- [131] L. A. Carlsson, T. Nordstrand und B. Westerlind. „On the Elastic Stiffnesses of Corrugated Core Sandwich“. *Journal of Sandwich Structures and Materials* 3, S. 253–267, 2001.
- [132] K. Lingaiah und B. G. Suryanarayana. „Strength and stiffness of sandwich beams in bending“. *Experimental Mechanics* 31, S. 1–7, 1991.
- [133] R. Juntikka und S. Hallstrom. „Shear Characterization of Sandwich Core Materials Using Four-point Bending“. *Journal of Sandwich Structures and Materials* 9, S. 67–94, 2007.
- [134] M. Styles, P. Compston und S. Kalyanasundaram. „The effect of core thickness on the flexural behaviour of aluminium foam sandwich structures“. *Composite Structures* 80, S. 532–538, 2007.
- [135] Norm: C393/C393M. „Standard Test Method for Core Shear Properties of Sandwich Constructions by Beam Flexure“. ASTM. 2011.
- [136] Norm: D7249/D7249 Rev. M-06. „Standard Test Method for Facing Properties of Sandwich Constructions by Long Beam Flexure“. ASTM. 2012.
- [137] Norm: D7250/D7250 Rev. M-06. „Standard Practice for Determining Sandwich Beam Flexural and Shear Stiffness“. ASTM. 2006.

- [138] R. A. Shenoi, S. Aksu und H. G. Allen. „Flexural fatigue characteristics of FRP sandwich beams“. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures* 16, S. 649–662, 1993.
- [139] N. Sharma, R. F. Gibson und E. O. Ayorinde. „Fatigue of foam and honeycomb core composite sandwich structures: a tutorial“. *Journal of Sandwich Structures and Materials* 8, S. 263, 2006.
- [140] M. Burman und D. Zenkert. „Fatigue of foam core sandwich beams–1: undamaged specimens“. *International Journal of Fatigue* 19, S. 551 –561, 1997.
- [141] M. Burman und D. Zenkert. „Fatigue of foam core sandwich beams - 2: effect of initial damage“. *International Journal of Fatigue* 19, S. 563 –578, 1997.
- [142] M. Burman und K. T. Högskölan. „Fatigue crack initiation and propagation in sandwich structures“. Diss. Department of Aeronautics, Royal Institute of Technology, Stockholm, Sweden, 1998.
- [143] M. Burman und D. Zenkert. „Fatigue of Undamaged and Damaged Honeycomb Sandwich Beams“. *Journal of Sandwich Structures and Materials* 2, S. 50–74, 2000.
- [144] G. Belingardi, P. Martella und L. Peroni. „Fatigue analysis of honeycomb-composite sandwich beams“. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 38, S. 1183–1191, 2007.
- [145] S. Belouettar u. a. „Experimental investigation of static and fatigue behaviour of composites honeycomb materials using four point bending tests“. *Composite Structures* 87, S. 265 –273, 2009.
- [146] T. Anderson und E. Madenci. „Experimental investigation of low-velocity impact characteristics of sandwich composites“. *Composite Structures* 50, S. 239 –247, 2000.
- [147] R. A. W. Mines, Worrall C. M. und Gibson A. G. „The static and impact behaviour of polymer composite sandwich beams“. *Composites* 25, S. 95–110, 1994.
- [148] R. A. W. Mines, C. M. Worrall und A. G. Gibson. „Low Velocity Perforation Behaviour of Polymer Composite Sandwich Panels“. *International Journal of Impact Engineering* 21, S. 855 –879, 1998.
- [149] A. Shipsha und D. Zenkert. „Compression-after-impact strength of sandwich panels with core crushing damage“. *Applied Composite Materials* 12, S. 149–164, 2005.
- [150] A. G. Mamalis u. a. „On the crushing response of composite sandwich panels subjected to edgewise compression: experimental“. *Composite Structures* 71, S. 246 –257, 2005.

- [151] W. J. Cantwell u. a. „Interfacial fracture in sandwich laminates“. *Composites Science and Technology* 59, S. 2079–2085, 1999.
- [152] W. J. Cantwell und P. Davies. „A test technique for assessing core-skin adhesion in composite sandwich structures“. *Journal of Materials Science Letters* 13, S. 203–205, 1994.
- [153] P. Davies, D. Choqueuse und G. Bourbouze. „Micro-Tomography to Study High-performance Sandwich Structures“. *Journal of Sandwich Structures and Materials* 13, S. 7–21, 2011.
- [154] P. Badel u. a. „Simulation and tomography analysis of textile composite reinforcement deformation at the mesoscopic scale“. *Composites Science and Technology* 68, S. 2433–2440, 2008.
- [155] J. Baruchel u. a. „X-ray tomography in material science“. Hermes Science, 2000.
- [156] Y. Sun u. a. „A calibration method for misaligned scanner geometry in cone-beam computed tomography“. *NDT E International* 39, S. 499–513, 2006.
- [157] Y. Cho u. a. „Accurate technique for complete geometric calibration of cone-beam computed tomography systems“. *Medical Physics* 32, S. 968, 2005.
- [158] J. H. Siewerdsen u. a. „Signal, noise power spectrum, and detective quantum efficiency of indirect-detection flat-panel imagers for diagnostic radiology“. *Medical Physics* 25, S. 614, 1998.
- [159] J. H. Siewerdsen und D. A. Jaffray. „Optimization of x-ray imaging geometry (with specific application to flat-panel cone-beam computed tomography)“. *Medical physics* 27, S. 1903, 2000.
- [160] S. Rathee, Z. J. Koles und T. R. Overton. „Image restoration in computed tomography: the spatially invariant point spread function“. *Medical Imaging, IEEE Transactions on* 11, S. 530–538, 1992.
- [161] S. D. Rathee, Z. J. Koles und T. R. Overton. „Image restoration in computed tomography: estimation of the spatially variant point spread function“. *Medical Imaging, IEEE Transactions on* 11, S. 539–545, 1992.
- [162] A. V. Bronnikov und G. Duifhuis. „Wavelet-Based Image Enhancement in X-Ray Imaging and Tomography“. *Applied Optics* 37, S. 4437–4448, 1998.
- [163] L. Salvo u. a. „X-ray micro-tomography an attractive characterisation technique in materials science“. *Nuclear Instruments and Methods in Physics Research Section B: Beam Interactions with Materials and Atoms* 200, S. 273–286, 2003.
- [164] L. Salvo u. a. „Structure and Mechanical Properties of AFS Sandwiches Studied by in-situ Compression Tests in X-ray Microtomography“. *Advanced Engineering Materials* 6, S. 411–415, 2004.

- [165] S. Roy u. a. „Processing and Elastic Property Characterization of Porous SiC Preform for Interpenetrating Metal/Ceramic Composites“. *Journal of the American Ceramic Society*, 2012.
- [166] B. Drach u. a. „Numerical modeling of carbon/carbon composites with nanotextured matrix and 3D pores of irregular shapes“. *International Journal of Solids and Structures* 48, S. 2447–2457, 2011.
- [167] E. Masad u. a. „Computations of particle surface characteristics using optical and X-ray CT images“. *Computational Materials Science* 34, S. 406–424, 2005.
- [168] A. Velichko u. a. „3D-Charakterisierung der Graphitmorphologie mit Hilfe der FIB-Nanotomographie“. *Praktische Metallographie* 38, S. 169–176, 2006.
- [169] H. Lin, L. P. Brown und A. C. Long. „Modelling and Simulating Textile Structures Using TexGen“. *Advanced Materials Research* 331, S. 44–47, 2011.
- [170] F. Daniels u. a. „Quantification of collagen orientation in 3D engineered tissue“. In: *3rd Kuala Lumpur International Conference on Biomedical Engineering 2006*. Springer. 2007. S. 282–286.
- [171] O. Wirjadi u. a. „Applications of Anisotropic Image Filters for Computing 2d and 3d-fiber Orientations“. In: *Stereology and Image Analysis–10th European Congress of ISS*. 2009.
- [172] O. Wirjadi. „Models and Algorithms for Image-Based Analysis of Microstructures“. Diss. Fachbereich Informatik der Technischen Universität Kaiserslautern, 2009.
- [173] M. Faessel u. a. „3D Modelling of random cellulosic fibrous networks based on X-ray tomography and image analysis“. *Composites Science and Technology* 65, S. 1931–1940, 2005.
- [174] S. Dietrich u. a. „Microstructure Characterization of CVI-Densified Carbon/Carbon Composites with Various Fiber Distributions“. *Composites Science and Technology*, 2012.
- [175] J. A. Elliott u. a. „In-situ deformation of an open-cell flexible polyurethane foam characterised by 3D computed microtomography“. *Journal of Materials Science* 37, S. 1547–1555, 2002.
- [176] B. K. Bay u. a. „Digital volume correlation: Three-dimensional strain mapping using X-ray tomography“. *Experimental Mechanics* 39, S. 217–226, 1999.
- [177] S. G. Advani und C. L. Tucker. „The Use of Tensors to Describe and Predict Fiber Orientation in Short Fiber Composites“. *Journal of Rheology* 31, S. 751–784, 1987.
- [178] Z. I. Maekawa, H. Hamada und A. Yokoyama. „Lamination theory of composite material with complex fiber orientation distribution“. *Composite structures* 5, S. 701–714, 1989.

- [179] C. L. Tucker und E. Liang. „Stiffness predictions for unidirectional short-fiber composites: Review and evaluation“. *Composites Science and Technology* 59, S. 655–671, 1999.
- [180] J. Schjødt-Thomsen und R. Pyrz. „The influence of stochastic interfacial parameter distribution on the stiffness of composites with complex fibre orientation“. *Composites Science and Technology* 61, S. 697–704, 2001.
- [181] J. Schjødt-Thomsen und R. Pyrz. „The Mori-Tanaka stiffness tensor: Diagonal symmetry, complex fibre orientations and non-dilute volume fractions“. *Mechanics of Materials* 33, S. 531–544, 2001.
- [182] D. Gross und T. Seelig. „Bruchmechanik: mit einer Einführung in die Mikromechanik“. Springer Verlag, 2006.
- [183] J. W. Ju und T. M. Chen. „Micromechanics and effective moduli of elastic composites containing randomly dispersed ellipsoidal inhomogeneities“. *Acta Mechanica* 103, S. 103–121, 1994.
- [184] R. Hill. „Elastic properties of reinforced solids: Some theoretical principles“. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* 11, S. 357–372, 1963.
- [185] R. Hill. „A self-consistent mechanics of composite materials“. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* 13, S. 213–222, 1965.
- [186] A. Zaoui. „Continuum micromechanics: survey“. *Journal of Engineering Mechanics* 128, S. 808, 2002.
- [187] W. Voigt. „Über die Beziehung zwischen den beiden Elastizitätskonstanten isotroper Körper“. *Annalen der Physik* 274, S. 573–587, 1889.
- [188] J. D. Eshelby. „The determination of the elastic field of an ellipsoidal inclusion, and related problems“. *Proceedings of the Royal Society of London. Series A, Mathematical and Physical Sciences*, S. 376–396, 1957.
- [189] J. D. Eshelby. „The elastic field outside an ellipsoidal inclusion“. *Proceedings of the Royal Society of London. Series A, Mathematical and Physical Sciences*, S. 561–569, 1959.
- [190] T. Mura. „Micromechanics of defects in solids“. Springer, 1987.
- [191] T. Mori und K. Tanaka. „Average stress in matrix and average elastic energy of materials with misfitting inclusions“. *Acta Metallurgica* 21, S. 571–574, 1973.
- [192] Y. Benveniste. „A new approach to the application of Mori-Tanaka’s theory in composite materials“. *Mechanics of Materials* 6, S. 147–157, 1987.
- [193] D. C. Chang und G. J. Weng. „Elastic moduli of randomly oriented, chopped-fibre composites with filled resin“. *Journal of Materials Science* 14, S. 2183–2190, 1979.

- [194] C. H. Chen und C. H. Cheng. „Effective elastic moduli of misoriented short-fiber composites“. *International Journal of Solids and Structures* 33, S. 2519–2539, 1996.
- [195] B. Gommers, I. Verpoest und P. Van Houtte. „The Mori-Tanaka method applied to textile composite materials“. *Acta Materialia* 46, S. 2223–2235, 1998.
- [196] J. H. Huang. „Some closed-form solutions for effective moduli of composites containing randomly oriented short fibers“. *Materials Science and Engineering A* 315, S. 11–20, 2001.
- [197] J. Liakus u. a. „Processing-microstructure-property predictions for short fiber reinforced composite structures based on a spray deposition process“. *Composite Structures* 61 Selected Papers from the Symposium on Design and Manufacturing of Composites, S. 363–374, 2003.
- [198] T. S. Chow und J. J. Hermans. „The Elastic Constants of Fiber Reinforced Materials“. *Journal of Composite Materials* 3, S. 382–396, 1969.
- [199] K. H. Christensen u. a. „Solutions for effective shear properties in three phase sphere and cylinder models“. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* 27, S. 315–330, 1979.
- [200] N. Phan-Thien. „The inclusion problem for a rigid slender body in an infinite elastic medium“. *Fibre Science and Technology* 12, S. 235–239, 1979.
- [201] L. D. Landau u. a. „Theory of Elasticity: Vol. 7 of Course of Theoretical Physics“. *Physics Today* 13, S. 44, 1960.
- [202] N. Phan-Thien und R. R. Huilgol. „A micromechanic theory of chopped-fibre-reinforced materials“. *Fibre Science and Technology* 13, S. 423–433, 1980.
- [203] Z. Hashin und S. Shtrikman. „On some variational principles in anisotropic and nonhomogeneous elasticity“. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* 10, S. 335–342, 1962.
- [204] Z. Hashin und S. Shtrikman. „A variational approach to the theory of the elastic behaviour of polycrystals“. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* 10, S. 343–352, 1962.
- [205] Z. Hashin und S. Shtrikman. „A variational approach to the theory of the elastic behaviour of multiphase materials“. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* 11, S. 127–140, 1963.
- [206] L. J. Walpole. „On bounds for the overall elastic moduli of inhomogeneous systems—I“. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* 14, S. 151–162, 1966.
- [207] L. J. Walpole. „On bounds for the overall elastic moduli of inhomogeneous systems—II“. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* 14, S. 289–301, 1966.

- [208] L. J. Walpole. „On the overall elastic moduli of composite materials“. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* 17, S. 235–251, 1969.
- [209] Z. Hashin. „Analysis of composite materials – A survey“. *Journal of Applied Mechanics* 50, S. 481, 1983.
- [210] J. E. Ashton, J. C. Halpin und P. H. Petit. „Primer on composite materials: analysis“. Technomic Pub. Co. Stamford, Conn., 1969.
- [211] J. C. Halpin und N. J. Pagano. „The laminate approximation for randomly oriented fibrous composites“. *Journal of Composite Materials* 3, S. 720, 1969.
- [212] J. C. Halpin. „Stiffness and expansion estimates for oriented short fiber composites“. *Journal of Composite Materials* 3, S. 732, 1969.
- [213] J. C. Halpin und J. L. Kardos. „The Halpin-Tsai equations: a review“. *Polymer Engineering & Science* 16, S. 344–352, 1976.
- [214] S. Tsai. „Composite Materials, Testing and Design“. eng. ASTM International, 1979.
- [215] R. M. Jones. „Mechanics of composite materials“. CRC, 1999.
- [216] A. Ionita und Y. J. Weitsman. „Randomly reinforced composites: properties, failure and aspects of material design“. *Probabilistic Engineering Mechanics* 21, S. 64–72, 2006.
- [217] A. Ionita und Y. J. Weitsman. „On the mechanical response of randomly reinforced chopped-fibers composites: Data and model“. *Composites Science and Technology* 66, S. 2566–2579, 2006.
- [218] F. Paris. „A study of failure criteria of fibrous composite materials“. Techn. Ber. NASA, 2001.
- [219] A. Puck und H. Schürmann. „Failure analysis of FRP laminates by means of physically based phenomenological models“. *Composites Science and Technology* 62, S. 1633–1662, 2002.
- [220] M. J. Hinton, A. S. Kaddour und P. D. Soden. „Failure criteria in fibre reinforced polymer composites: The World-Wide Failure Exercise“. Elsevier Science Ltd, 2004.
- [221] X. Fan, I. Verpoest und D. Vandepitte. „Finite Element Analysis of Out-of-plane Compressive Properties of Thermoplastic Honeycomb“. *Journal of Sandwich Structures and Materials* 8, S. 437–458, 2006.
- [222] F. Meraghni, F. Desrumaux und M. L. Benzeggagh. „Mechanical behaviour of cellular core for structural sandwich panels“. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 30, S. 767–779, 1999.

- [223] S. Luo u. a. „The bending stiffnesses of corrugated board“. *Mechanics of Cellulosic Materials* 145, S. 15–15, 1993.
- [224] G. Zhu T. J. Lu. „The Elastic constants of corrugated board panels“. *Composite Materials* 35, 2001.
- [225] D. Bushnell. „Computerized buckling analysis of shells“. Bd. 9. Springer, 1985.
- [226] L. Shan und P. Qiao. „Explicit local buckling analysis of rotationally restrained composite plates under uniaxial compression“. *Engineering Structures* 30, S. 126–140, 2008.
- [227] S. O. Balawi. „Effective Mechanical Behavior of Honeycombs: Theoretical and Experimental Studies“. Diss. University of Cincinnati, Engineering : Aerospace Engineering, 2007.
- [228] S. Abrate. „Impact on composite structures“. Cambridge University Press, 1998.
- [229] S. Abrate. „Impact on laminated composite materials“. *Applied Mechanics Reviews* 44, S. 155, 1991.
- [230] C. C. Foo, G. B. Chai und L. K. Seah. „A model to predict low-velocity impact response and damage in sandwich composites“. *Composites Science and Technology* 68, S. 1348–1356, 2008.
- [231] H. Hertz. „Über die Berührung fester elastischer Körper“. *Journal für die reine und angewandte Mathematik (Crelle's Journal)* 1882, S. 156–171, 1882.
- [232] W. J. Stronge. „Impact Mechanics“. Cambridge University Press, 2004.
- [233] M. S. Hoo Fatt und K. S. Park. „Dynamic models for low-velocity impact damage of composite sandwich panels - Part B: Damage initiation“. *Composite Structures* 52, S. 353–364, 2001.
- [234] M. S. Hoo Fatt und K. S. Park. „Modeling Low-Velocity Impact Damage of Composite Sandwich Panels“. *Journal of Sandwich Structures and Materials* 3, S. 130–168, 2001.
- [235] G. Zhou u. a. „Damage Characteristics of Composite Honeycomb Sandwich Panels in Bending under Quasi-static Loading“. *Journal of Sandwich Structures and Materials* 8, S. 55–90, 2006.
- [236] D. W. Zhou und W. J. Stronge. „Low velocity impact denting of HSSA lightweight sandwich panel“. *International Journal of Mechanical Sciences* 48, S. 1031–1045, 2006.
- [237] D. W. Zhou und W. J. Stronge. „Ballistic limit for oblique impact of thin sandwich panels and spaced plates“. *International journal of impact engineering* 35, S. 1339–1354, 2008.

- [238] S. Abrate. „Modeling of impacts on composite structures“. *Composite Structures* 51, S. 129 –138, 2001.
- [239] R. Olsson. „Engineering Method for Prediction of Impact Response and Damage in Sandwich Panels“. *Journal of Sandwich Structures and Materials* 4, S. 3–29, 2002.
- [240] R. Olsson. „Closed form prediction of peak load and delamination onset under small mass impact“. *Composite Structures* 59, S. 341 –349, 2003.
- [241] M. S. Hoo Fatt und D. Sirivolu. „Impact perforation of sandwich panels with Coremat“. *International Journal of Crashworthiness* 14, S. 37–47, 2009.
- [242] C. Lin und M. S. Hoo Fatt. „Perforation of Sandwich Panels with Honeycomb Cores by Hemispherical Nose Projectiles“. *Journal of Sandwich Structures and Materials* 7, S. 133–172, 2005.
- [243] C. Lin und M. S. Hoo Fatt. „Perforation of Composite Plates and Sandwich Panels under Quasi-static and Projectile Loading“. *Journal of Composite Materials* 40, S. 1801–1840, 2006.
- [244] H. M. Wen u. a. „Indentation, Penetration and Perforation of Composite Laminates and Sandwich Panels under Quasi-Static and Projectile Loading“. *Key Engineering Materials* 141-143, S. 501–552, 1998.
- [245] H. Wen. „Penetration and perforation of thick FRP laminates“. *Composites Science and Technology* 61, S. 1163–1172, 2001.
- [246] R. L. Sierakowski. „Strain Rate Effects in Composites“. *ASME Applied Mechanics Review* 50(12), S. 741–761, 1997.
- [247] P-D Glasseiden GmbH Oschatz. „Datenblatt CSM MA 141-300“. Techn. Ber. P-D Glasseiden GmbH Oschatz, 2011.
- [248] Norm: DIN 1172. „Textilglasverstärkte Kunststoffe - Prepregs, Formmassen und Laminat- Bestimmung des Textilglas- und Mineralfüllstoffgehalts- Kalzinierungsverfahren“. DIN Normenausschuss. 1996.
- [249] Norm: DIN 52 332. „Prüfung von Glas; Bestimmung der Löslichkeit des Binders von Glasseidenmatten in Styrol“. DIN Normenausschuss. 1971.
- [250] Bayer Material Science. „Datenblatt Baypreg“. 2007.
- [251] Wabenfabrik GmbH. „Datenblatt A-Welle“. Techn. Ber. Wabenfabrik GmbH, 2010.
- [252] H. Holik. „Handbook of paper and board“. Wiley-VCH, 2006.
- [253] D. Twede und S.E.M. Selke. „Cartons, crates and corrugated board: handbook of paper and wood packaging technology“. DEStech Publications, Inc, 2005.
- [254] SCA Packaging. „Datenblatt Testliner 3“. 2010.

- [255] B. Kronauer. „ECA-I Honeycomb - Mechanical Properties“. 2008.
- [256] Norm: DIN EN ISO 844. „Harte Schaumstoffe - Bestimmung der Druckeigenschaften“. DIN Normenausschuss. 2009.
- [257] Norm: DIN 53 294. „Prüfung von Kernverbunden im Schubversuch“. DIN Normenausschuss. 1982.
- [258] Norm: DIN 65 067. „Kernverbundteile mit faserverstärkten Deckschichten, Technische Lieferbedingungen“. DIN Normenausschuss. 1980.
- [259] Norm: DIN 2374. „Glasfasterverstärkte Formstoffe und Kernverbunde“. DIN Normenausschuss. 1991.
- [260] Norm: DIN EN ISO 527. „Bestimmung der Zugeigenschaften an Kunststoffen“. DIN Normenausschuss. 2010.
- [261] Norm: DIN 53 293. „Prüfung von Kernverbunden im Biegeversuch“. DIN Normenausschuss. 1982.
- [262] Norm: DIN 53 291. „Druckversuch senkrecht zur Deckschichtebene“. DIN Normenausschuss. 1982.
- [263] Norm: DIN 53 292. „Zugversuch senkrecht zur Deckschichtebene“. DIN Normenausschuss. 1982.
- [264] UHU GmbH & Co. KG. „Datenblatt UHUplus endfest 300“. 2011.
- [265] Norm: DIN EN 6038. „Bestimmung Restdruckfestigkeit nach Schlagbeanspruchung“. DIN Normenausschuss. 1995.
- [266] Norm: DIN 53 295. „Trommel-Schälversuch“. DIN Normenausschuss. 1982.
- [267] Norm: D 5528 Rev. 94a. „Standard Test Method for Mode I Interlaminar Fracture Toughness of Unidirectional Fiber-Reinforced Polymer Matrix Composites“. ASTM. 1994.
- [268] D. Adams. „Development and Evaluation of Fracture Mechanics Test Methods for Sandwich Composites“. 8th Annual Technical Review Meeting. Federal Aviation Administration's Joint Advanced Materials & Structures (JAMS) Center of Excellence, Apr. 2011.
- [269] Bernd Jähne. „Digitale Bildverarbeitung“. 6., überarb. und erw. Aufl. Berlin: Springer, 2005.
- [270] P. Woolford. „Guidance on the Engineering Acceptance of On-Track Machines“. *Railway Group Guidance Note*, 2004.
- [271] S. Dietrich u. a. „Small Mass Impact Testing of Sandwich Structures“. *MP Materials Testing* 52, S. 1–6, 2010.

- [272] Norm: DIN EN ISO 6603. „Bestimmung des Durchstoßverhaltens von festen Kunststoffen -Teil 2: Instrumentierter Schlagversuch“. DIN Normenausschuss. 2000.
- [273] Norm: DIN 65 561. „Bestimmung der Restfestigkeit nach Schlagbeanspruchung von Laminaten“. DIN Normenausschuss. 1991.
- [274] M. Hück. „Ein verbessertes Verfahren für die Auswertung von Treppenstufenversuchen“. *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik* 14, S. 406–417, 1983.
- [275] H. Ojanen. „Automatic correction of lens distortion by using digital image processing“. Techn. Ber. 1999.
- [276] J. H. Siewerdsen u. a. „Spektr: A computational tool for x-ray spectral analysis and imaging system optimization“. *Medical physics* 31, S. 3057, 2004.
- [277] M. Salamon u. a. „Realization of a computed tomography setup to achieve resolutions below 1 μm “. *Nuclear Instruments and Methods in Physics Research Section A: Accelerators, Spectrometers, Detectors and Associated Equipment* 591, S. 50 –53, 2008.
- [278] PerkinElmer GmbH & Co. KG. „XRD a-Si Detector: Overview and Nomenclature“. 2009.
- [279] I. A. Feldkamp, I. C. Davis und J. W. Kress. „Practical cone-beam algorithm“. *Journal of the Optical Society of America A* 1, S. 612–619, 1984.
- [280] L. Ibanez u. a. *The ITK Software Guide*. 2. Kitware Inc, 2005.
- [281] W. J. Schroeder u. a. „The VTK User’s Guide“. Kitware, 1999.
- [282] M. D. Abramoff, P. J. Magelhaes und S. J. Ram. „Image Processing with ImageJ“. *Biophotonics International* 11, S. 36–42, 2004.
- [283] S. Dietrich und B. Bertram. *Composight Open Source Project*. KIT-IAM-WK, Dez. 2011. Url: <http://sourceforge.net/apps/mediawiki/composight/>.
- [284] R. Manniesing, M. A. Viergever und W. J. Niessen. „Vessel enhancing diffusion: A scale space representation of vessel structures“. *Medical Image Analysis* 10, S. 815 –825, 2006.
- [285] A. Enquobahrie u. a. „Vessel Enhancing Diffusion Filter“. *The Insight Journal*, 2007.
- [286] J. Weickert. „Anisotropic diffusion in image processing“. Bd. 1. Teubner Stuttgart, 1998.
- [287] N. Otsu. „A threshold selection method from gray-level histograms“. *Automatica* 11, S. 285–296, 1975.
- [288] O. Wirjadi. „Survey of 3D Image Segmentation Methods“. Techn. Ber. ITWM, 2007.

- [289] T. Hildebrand und P. Rügsegger. „A new method for the model-independent assessment of thickness in three-dimensional images“. *Journal of Microscopy* 185, S. 67–75, 1997.
- [290] R. Dougherty und K.H. Kunzelmann. „Computing local thickness of 3D structures with ImageJ“. *Microscopy and Microanalysis* 13, S. 1678–1679, 2007.
- [291] T. Komori und K. Marishima. „Estimation of Fiber Orientation and Length in Fiber Assemblies“. *Textile Research Journal* 48, S. 309–314, 1978.
- [292] J. Ohser und F. Mücklich. „Statistical analysis of microstructures in materials science“. Wiley, 2000.
- [293] R. Blanc u. a. „Fiber orientation measurements in composite materials“. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 37 CompTest 2004, S. 197–206, 2006.
- [294] G. Zak, C. B. Park und B. Benhabib. „Estimation of Three-Dimensional Fibre-Orientation Distribution in Short-Fibre Composites by a Twosection Method“. *Journal of Composite Materials*, 2000.
- [295] C. Eberhardt u. a. „Fibre-orientation measurements in short-glass-fibre composites–II: a quantitative error estimate of the 2D image analysis technique“. *Composites Science and Technology* 61, S. 1961–1974, 2001.
- [296] R. A. Gerhardt D. S. Mebane A. M. Gokhale. „Trivariate, stereological Length-Radius-Orientation unfolding derived and applied to Alumina-Silicon Carbide Whisker Composite“. *Journal of the American Ceramic Society*, 2006.
- [297] E. A. Sander und V. H. Barocas. „Comparison of 2D fiber network orientation measurement methods“. *Journal of Biomedical Materials Research Part B: Applied Biomaterials* 88A, S. 322–331, 2008.
- [298] B. Josso, D. R. Burton und M. J. Lalor. „Texture orientation and anisotropy calculation by Fourier transform and Principal Component Analysis“. *Mechanical Systems and Signal Processing* 19, S. 1152–1161, 2005.
- [299] P. Leopardi. „A Partition of the unit sphere into regions of equal area and small diameter“. *Electronic Transactions on Numerical Analysis* 25, S. 309–327, 2006.
- [300] C. H. Lampert und O. Wirjadi. „An Optimal Non-Orthogonal Separation of the Anisotropic Gaussian Convolution Filter“. *IEEE Trans. Image Processing* 15, 2006.
- [301] K. Robb, O. Wirjadi und K. Schladitz. „Fiber Orientation Estimation from 3D Image Data: Practical Algorithms, Visualization, and Interpretation“. In: *Proceedings of the 7th International Conference on Hybrid Intelligent Systems*. IEEE Computer Society, 2007. S. 320–325.
- [302] „Sandwich Constructions and Core Materials: General Test Methods“. Techn. Ber. Naval Air Systems Command - US Department of Defense, 1956.

- [303] R. Pyrz. „Quantitative description of the microstructure of composites. Part I: Morphology of unidirectional composite systems“. *Composites Science and Technology* 50, S. 197–208, 1994.
- [304] C. C. Foo, L. K. Seah und G. B. Chai. „Low-velocity impact failure of aluminium honeycomb sandwich panels“. *Composite Structures* 85, S. 20–28, 2008.
- [305] C. C. Foo, L. K. Seah und G. B. Chai. „The low velocity impact response of an aluminium honeycomb sandwich structure“. *Composite Structures* 85, S. 20–28, 2008.
- [306] M. Manera. „Elastic Properties of Randomly Oriented Short Fiber-Glass Composites“. *Journal of Composite Materials* 11, S. 235–247, 1977.
- [307] C. H. Chen und C. M. Ma. „Pultruded fibre-reinforced polyurethane composites. III. Static mechanical, thermal, and dynamic mechanical properties“. *Composites Science and Technology* 52, S. 427–432, 1994.
- [308] S. Fischer u. a. „Mechanical Tests for Foldcore Base Material Properties“. In: *CompTest 2008: Composite Testing & Model Identification*. 2008.
- [309] A. Pohl. „Strengthened Corrugated Paper Honeycomb For Application In Structural Elements“. Diss. ETH Zurich, 2009.
- [310] J. Zhang und M. F. Ashby. „The out-of-plane properties of honeycombs“. *International Journal of Mechanical Sciences* 34, S. 475–489, 1992.
- [311] M. Grédiac und L. Dufort. „Experimental evidence of parasitic effects in the shear test on sandwich beams“. *Experimental Mechanics* 42, S. 186–193, 2002.
- [312] F. Demarco J. A. E. Månson J. Rion Y. Leterrier. „Damage Analysis of Ultralight Composite Sandwich Structures“. In: *16th International Conference on Composite Materials*. Laboratoire de Technologie des Composites et Polymères (LTC) Ecole Polytechnique Fédérale de Lausanne (EPFL), CH-1015 Lausanne, Switzerland. 2007.
- [313] A. R. Othman und D. C. Barton. „Failure initiation and propagation characteristics of honeycomb sandwich composites“. *Composite Structures* 85, S. 126–138, 2008.
- [314] K. Kemmochi und M. Uemura. „Measurement of stress distribution in sandwich beams under four-point bending“. *Experimental Mechanics* 20, S. 80–86, 1980.
- [315] M. Burman und D. Zenkert. „Fatigue of foam core sandwich beams–1: undamaged specimens“. *International Journal of Fatigue* 19, S. 551–561, 1997.
- [316] W. Goldsmith u. a. „Perforation of cellular sandwich plates“. *International Journal of Impact Engineering* 19, S. 361–379, 1997.

-
- [317] S. Heimbs u. a. „Strain rate effects in phenolic composites and phenolic-impregnated honeycomb structures“. *Composites Science and Technology* 67, S. 2827 –2837, 2007.
- [318] W. J. Cantwell und S. J. Youd. „Rate effects in the fracture of glass fibre chopped strand mat composites“. *Composites Part B: Engineering* 28, S. 635 –640, 1997.
- [319] M. C. Hawkins, B. OToole und D. Jackovich. „Cell Morphology and Mechanical Properties of Rigid Polyurethane Foam“. *Journal of Cellular Plastics* 41, S. 267–285, 2005.
- [320] X. F. Wu und Y. A. Dzenis. „Elasticity of planar fiber networks“. *Journal of Applied Physics* 98, 2005.
- [321] W. S. Burton und A. K. Noor. „Assessment of continuum models for sandwich panel honeycomb cores“. *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering* 145, S. 341 –360, 1997.