

Peter Rupp

**HERSTELLUNG, PRÜFUNG UND MODELLIERUNG
NEUARTIGER HYBRIDER ALUMINIUMSCHAUM-
CFK-SANDWICHVERBUNDE**

SCHRIFTENREIHE DES INSTITUTS
FÜR ANGEWANDTE MATERIALIEN

BAND 80



Scientific
Publishing

Peter Rupp

**Herstellung, Prüfung und Modellierung neuartiger
hybrider Aluminiumschaum-CFK-Sandwichverbunde**

**Schriftenreihe
des Instituts für Angewandte Materialien
*Band 80***

Karlsruher Institut für Technologie (KIT)
Institut für Angewandte Materialien (IAM)

Eine Übersicht aller bisher in dieser Schriftenreihe erschienenen Bände
finden Sie am Ende des Buches.

Herstellung, Prüfung und Modellierung neuartiger hybrider Aluminiumschaum- CFK-Sandwichverbunde

von
Peter Rupp

Dissertation, Karlsruher Institut für Technologie
KIT-Fakultät für Maschinenbau

Tag der mündlichen Prüfung: 09. Oktober 2018
Referent: Prof. (apl.) Dr. Kay A. Weidenmann
Korreferent: Prof. Dr.-Ing. Frank Balle
Korreferent: Prof. Dr.-Ing. Peter Elsner

Impressum



Karlsruher Institut für Technologie (KIT)
KIT Scientific Publishing
Straße am Forum 2
D-76131 Karlsruhe

KIT Scientific Publishing is a registered trademark
of Karlsruhe Institute of Technology.
Reprint using the book cover is not allowed.

www.ksp.kit.edu



*This document – excluding the cover, pictures and graphs – is licensed
under a Creative Commons Attribution-Share Alike 4.0 International License
(CC BY-SA 4.0): <https://creativecommons.org/licenses/by-sa/4.0/deed.en>*



*The cover page is licensed under a Creative Commons
Attribution-No Derivatives 4.0 International License (CC BY-ND 4.0):
<https://creativecommons.org/licenses/by-nd/4.0/deed.en>*

Print on Demand 2019 – Gedruckt auf FSC-zertifiziertem Papier

ISSN 2192-9963
ISBN 978-3-7315-0880-9
DOI 10.5445/KSP/1000088487

**Herstellung, Prüfung und Modellierung
neuartiger hybrider
Aluminiumschaum-CFK-Sandwichverbunde**

Zur Erlangung des akademischen Grades
Doktor der Ingenieurwissenschaften (Dr.-Ing.)
bei der KIT-Fakultät für Maschinenbau des
Karlsruher Institut für Technologie (KIT)

genehmigte
Dissertation

von

Peter Rupp, M.Sc.

Tag der mündlichen Prüfung:	09. Oktober 2018
Referent:	Prof. (apl.) Dr. Kay A. Weidenmann
Korreferent:	Prof. Dr.-Ing. Frank Balle
Korreferent:	Prof. Dr.-Ing. Peter Elsner

Kurzfassung

In dieser Arbeit wurden Sandwichverbunde mit CFK-Deckschichten und Aluminiumschaum-Kernen hergestellt, charakterisiert und modelliert.

Die Herstellung erfolgte mittels Polyurethan-Sprühprozess, welcher die Deckschichtherstellung und das Verkleben der Deckschichten mit dem Kern in einem Schritt integriert. Es wurden vier Parameter der Sandwichkonfiguration variiert: Der Fasergehalt, der Faser-Textiltyp, die Polyurethanmenge, sowie die Struktur des Aluminiumschaumkerns.

Der spezielle Aufbau der Deckschicht und der Grenzfläche zum Kern, verbunden mit dem hybriden Aufbau des Verbunds, bewirkt besondere mechanische Eigenschaften. Insbesondere wurden für die Charakterisierung mechanische Kennwerte aus quasistatischen und dynamischen Prüfverfahren ermittelt, unter Berücksichtigung der Mikrostruktur und des Verformungsverhaltens auf Basis von computertomographischen Aufnahmen.

Die ermittelten mechanischen Kenndaten wurden in analytischen Modellen abgebildet. Mit den Werten der Sandwichkomponenten wurde die massenspezifische Biegesteifigkeit des Verbunds, sowie das Versagensverhalten mittels Failure Mode Maps modelliert. Die zugrunde liegenden Gleichungen der kritischen Kräfte wurden jeweils auf die untersuchten Sandwichverbunde angepasst. Im dynamischen Lastfall wurden durch ein Energy-Balance-Modell die im Impactversuch auftretenden Maximalkräfte extrapoliert. Das beobachtete Verhalten der Sandwichverbunde konnte in jedem untersuchten Lastfall mit den variierten Sandwichkomponenten in Zusammenhang gebracht werden. Hierbei zeigt das Deckschicht-Fasergewicht maßgeblichen

Einfluss auf die Biegesteifigkeit, während die Kernstruktur hauptsächlich die Dichte und das Verformungsverhalten unter dynamischer Last bestimmt.

Vorwort

Die vorliegende Arbeit entstand während meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter am Institut für Angewandte Materialien - Werkstoffkunde des Karlsruher Instituts für Technologie (KIT) in der Abteilung für Hybride Werkstoffe und Leichtbau.

Für die engagierte Betreuung meiner Promotion, die Übernahme des Hauptreferats, hilfreiche wissenschaftliche Diskussionen, entgegengebrachtes Vertrauen, und nicht zuletzt für seine offene Tür und sein offenes Ohr möchte ich mich bei Prof. (apl.) Dr.-Ing. Kay Weidenmann bedanken.

Bei Prof. Dr.-Ing. Frank Balle und Prof. Dr.-Ing. Peter Elsner bedanke ich mich für ihr Interesse an meiner Arbeit und für die Übernahme der Korreferate.

Der Deutschen Forschungsgemeinschaft (DFG) gilt mein Dank für die Finanzierung des Projekts, wodurch diese Arbeit erst möglich wurde.

Den Studentinnen und Studenten Lukas Balle, Jerome Becker, Juliane Blarr, Stephan Hallmann, Sergej Ilinzeer, Jonas Imhoff, Qingli Liao, Alexander Neber, Izzettin Sönmez und Tian Zhao danke ich für ihre fleißige Zusammenarbeit als studentische Hilfskräfte, für die gewonnene Erfahrung bei der Betreuung von Abschlussarbeiten, und für die wissenschaftliche Zusammenarbeit bei gemeinsamen Veröffentlichungen.

Mein Dank gilt auch den Technikern Marc Brecht, Arndt Hermeneit, Sebastian Höhne und Ralf Rößler, sowie den Kolleginnen und Kollegen in der Werkstatt und der Materialographie für ihre Unterstützung bei der Probenpräparation und der Bedienung der Prüfeinrichtungen. Florian Wafzig danke ich für seine tatkräftige Unterstützung bei der Sandwichherstellung. Herbert

Engelen gilt mein Dank für sein stets offenes Ohr und seine Ratschläge aus langjähriger Erfahrung. Auch bei Dr.-Ing. Stefan Dietrich bedanke ich mich für fachkundige Diskussionen zum Thema Sandwichverbunde.

Nicht zuletzt möchte ich meinen Kolleginnen und Kollegen, speziell bei meinem Büronachbarn Matthias Stoll, für das offene und freundliche Arbeitsklima, für kreative Gedanken bei wissenschaftlichen Fragestellungen, und für die angenehme Atmosphäre in der Kaffeerunde danken.

Karlsruhe, im Juli 2018

Peter Rupp

Inhaltsverzeichnis

1	Einleitung	1
1.1	Motivation	1
1.2	Zielsetzung	1
2	Kenntnisstand	3
2.1	Sandwichverbunde	3
2.1.1	Grundlagen	3
2.1.2	Verbreitete Werkstoffe	5
2.1.3	Herstellverfahren für Sandwichstrukturen	7
2.1.4	Auslegung von Sandwichverbunden	11
2.2	Bildbasierte Charakterisierung von Sandwichverbunden	16
2.2.1	Materialographie	16
2.2.2	Computertomographie	17
2.2.3	Bildbasierte Dehnungsmessung mittels DIC	20
2.3	Mechanische Charakterisierung von Sandwichverbunden	21
2.3.1	Quasistatische Materialeigenschaften von Sandwichkomponenten	22
2.3.2	Quasistatische Materialeigenschaften von Sandwichverbunden	26
2.3.3	Dynamische Materialeigenschaften von Sandwichverbunden	29
2.3.4	Korrosion hybrider Verbunde	33
2.4	Analytische Modellierung von Sandwichstrukturen	36
2.4.1	Modellierung der Deckschichten	36

2.4.2	Modellierung der Kernstrukturen	38
2.4.3	Modellierung der quasistatischen Eigenschaften des Sandwichverbunds	40
2.4.4	Modellierung der dynamischen Eigenschaften des Sandwichverbunds	45
3	Werkstoffe und Probengeometrien	47
3.1	Sandwich-Deckschicht	47
3.1.1	Deckschichtwerkstoffe	47
3.1.2	Aufbau der Deckschicht	48
3.2	Sandwichkern	48
3.3	Herstellverfahren der Sandwichverbunde	50
3.3.1	Polyurethan-Sprühprozess	50
3.3.2	Übersicht der variierten Parameter	53
3.4	Probengeometrien	56
3.4.1	Probengeometrie für Zugversuch an den Deckschichten	56
3.4.2	Probengeometrie für Druck- und Zugversuch senkrecht zur Plattenebene	58
3.4.3	Probengeometrie für Schubversuch am Kern	61
3.4.4	Probengeometrie für 4-Punkt-Biegeversuch am Verbund	62
3.4.5	Probengeometrie für Trommelschälversuch am Verbund	63
3.4.6	Probengeometrie für DCB-Versuch am Verbund	64
3.4.7	Probengeometrie für Durchstoßversuch am Verbund	66
3.4.8	Probengeometrie für Impact- und CAI-Versuch am Verbund	67
4	Experimentelle Vorgehensweise	69
4.1	Bildbasierte Untersuchungen	69

4.1.1	Materialographische Untersuchungen	69
4.1.2	Computertomographische Untersuchungen	72
4.2	Mechanische Prüfmethoden	80
4.2.1	Quasistatische Materialprüfung	80
4.2.2	Dynamische Materialprüfung	91
4.2.3	Korrosionseinfluss auf mechanische Eigenschaften .	101
4.2.4	Dichtebestimmung	103
5	Modellierungsmethoden	109
5.1	Homogenisierung der Deckschicht	109
5.2	Homogenisierung der Kernschicht	112
5.3	Werkstoffauswahl für Deckschicht und Kern	113
5.3.1	Deckschichtwerkstoff	113
5.3.2	Kernwerkstoff	114
5.4	Modellierung des quasistatischen Biegeverhaltens	116
5.4.1	Optimieren der massespezifischen Biegesteifigkeit .	116
5.4.2	Berechnung von Biegelinie und Biegespannung . . .	118
5.4.3	Failure Modes und Failure Mode Maps	124
5.5	Modellierung des dynamischen Eindringverhaltens	129
5.5.1	Impact kleiner Massen	129
6	Ergebnisse	133
6.1	Ergebnisse der Untersuchungen zur prozessinduzierten Mikrostruktur	133
6.1.1	Messung der PUR-Eindringtiefe	133
6.1.2	Untersuchung der Deckschicht-Infiltration	135
6.1.3	Untersuchung der Deckschichtdicke mittels μ CT . .	137
6.1.4	Dichtebestimmung der Deckschicht	139
6.1.5	Untersuchung der Kernstrukturen mittels μ CT	140
6.2	Mechanische, quasistatische Charakterisierung	141
6.2.1	Mechanische Charakterisierung der Deckschicht . .	141

6.2.2	Mechanische Charakterisierung des Kerns	144
6.2.3	Charakterisierung der Deckschicht-Kern-Anbindung	151
6.2.4	Charakterisierung des Verbunds	157
6.3	Mechanische, dynamische Charakterisierung	163
6.3.1	Durchstoßverhalten	163
6.3.2	Impactverhalten	177
6.4	Einfluss von Korrosion auf die mechanischen Eigenschaften	187
7	Diskussion	195
7.1	Bewertung der Charakterisierungsmethoden	195
7.1.1	Optische Messverfahren	195
7.1.2	Dichtemessung	207
7.1.3	Analytische Modelle	210
7.1.4	Mechanische Prüfverfahren	216
7.2	Quasistatische Eigenschaften der Komponenten und des Verbunds	221
7.2.1	Deckschichteigenschaften	221
7.2.2	Eigenschaften der Kernstrukturen	227
7.2.3	Eigenschaften der Grenzschicht	231
7.2.4	Quasistatische Eigenschaften des Verbunds	237
7.3	Dynamische Eigenschaften des Sandwichverbunds	251
7.3.1	Durchstoßversuch	251
7.3.2	Impactversuch	262
7.3.3	Geschwindigkeitsabhängigkeit der auftretenden Kräfte	269
7.4	Einfluss der PUR-Matrix auf die Verbundeigenschaften	271
7.4.1	Steuerbarkeit der PUR-Menge	272
7.4.2	Dichte	273
7.4.3	Stützwirkung	274
8	Zusammenfassung und Ausblick	277

Abkürzungs- und Symbolverzeichnis

Formelzeichen

γ	Scherwinkel	rad
ν_q	Querkontraktionszahl	
ν_f	Faser-Volumenanteil in der Deckschicht	-
ρ	Dichte	g/cm ³
τ_c	Schubfestigkeit Kern	MPa
b	Probenbreite	mm
c	Kerndicke	mm
d	Deckschichtabstand	mm
d_h	Indentationsbreite auf halber Indentationstiefe	mm
$D_{Sandwich}$	Biegesteifigkeit Sandwich	Nmm ²
E	E-Modul	GPa
G	Schubmodul	GPa
GA	Schubsteifigkeit Sandwich, analog Biegesteifigkeit D	N
h	Sandwichhöhe	mm
k	Umrechnungsfaktor für Deckschicht- Druckfestigkeit, dimensionslos	
L	Länge einer Probe	mm
L_δ	Auflagerabstand Biegeversuch	mm
m_{Faser}	Masse der Deckschichtfasern	g
$R_{m,c}$	Druckfestigkeit Kern	MPa
R_m	Zugfestigkeit	MPa

S	durchschn. Abstand der Zellwände in der Kernstruktur	mm
t	Deckschichtdicke	mm
t_{Faser}	virtuelle Dicke der Deckschicht-Fasern	mm
t_{total}	Dicke des Deckschicht-Faserpakets	mm
w	Biegelinie	
w_a	Faser-Flächengewicht	g/m ²
w_b	Indentationstiefe auf Rückseite	mm
w_i	Indentationstiefe auf Impactseite	mm
w_σ	Biegeanteil der Biegelinie	
w_τ	Schubanteil der Biegelinie	

Indizes

c	Sandwich-Kern (engl. <i>core</i>)
f	Sandwich-Deckschicht (engl. <i>face sheet</i>)

Abkürzungen

μ CT	Mikro-Computertomographie
AFS	<i>Aluminium Foam Sandwich</i> , Aluminiumschaum-Sandwich
bc	gestrahlter, geschlossenzelliger Schaum (<i>blasted cells</i>)
bigcc	geschlossenzelliger Schaum mit großen Poren (<i>big closed cells</i>)
CAI	Compression After Impact
cc	geschlossenzelliger Schaum (<i>closed cells</i>)
CFK	Kohlenstofffaserverstärkter Kunststoff
CT	Computertomograph
DCB	Double Cantilever Beam
DIC	Digital Image Correlation
DVC	Digital Volume Correlation

FEM	Finite Element Modeling
FMM	Failure Mode Maps
GFK	glasfaserverstärkter Kunststoff
HVI	High Velocity Impact
LVI	Low Velocity Impact
MBT	DCB-Auswertemethode „modified beam theory“
oc	offenzelliger Schaum (<i>open cells</i>)
PMMA	Polymethylmethacrylat, Plexiglas
PUR	Polyurethan
REM	Rasterelektronenmikroskop
RTM	Resin Transfer Moulding
SCS	Structural Component Spraying
SMC	Sheet Moulding Compound
SRIM	Structural Reaction Injection Moulding
UP	Ungesättigter Polyester

1 Einleitung

1.1 Motivation

Sandwichverbunde sind für Anwendungen in Strukturbauteilen z.B. im Automotive-Bereich, die bei Biegebelastung eine möglichst geringe Bauteilmasse benötigen, ideal geeignet. Hierbei sind vor allem Werkstoffkombinationen mit steifen Deckschichten und einem möglichst leichten Kern zu bevorzugen. Im praktischen Einsatz eines Sandwichverbunds treten außer der Biegebeanspruchung oft auch weitere Lastfälle auf, die beispielsweise lokale Indentation bewirken. Die hybride Kombination von CFK-Deckschichten mit einem leichten Aluminiumschaumkern ist aus diesen Gesichtspunkten vielversprechend. Das Herstellverfahren mittels Polyurethan-Sprühprozess ermöglicht hierbei nicht nur eine automatisierte, einschrittige Produktion, welche die Herstellung der Deckschichten und deren Verbindung mit der Kernstruktur vereint. Vielmehr verspricht die geschäumte Matrix aus Polyurethan (PUR) hohes Leichtbaupotential, da sie eine geringe Dichte der Deckschicht hervorruft, und bei gleichem Gewicht verglichen mit einem monolithischen Klebstoff ein größeres Kontaktvolumen zur Kernstruktur erreicht.

1.2 Zielsetzung

Ziel dieser Arbeit ist daher, Sandwichverbunde aus den beschriebenen Komponenten CFK und Aluminiumschaum möglichst optimal auszulegen und mittels PUR-Sprühprozess herzustellen. Hierbei wird eine systematische Parametervariation der Sandwichkomponenten vorgenommen, wodurch bei-

spielsweise verschiedene Schaumstrukturen miteinander verglichen werden. Durch die Anwendung sinnvoller Kombinationen aus mechanischen und materialographischen Messverfahren sollen die Eigenschaften der Komponenten ermittelt und quantifiziert werden. Hierbei kommen auch zerstörungsfreie Messverfahren zum Einsatz, wie beispielsweise die Computertomographie. Aus den ermittelten Werkstoffeigenschaften der Komponenten soll das Verhalten des Sandwichverbunds in relevanten Lastfällen beschrieben und analytisch modelliert werden. Darunter fallen beispielsweise die massespezifische Biegesteifigkeit, das Versagensverhalten unter Biegelast, aber auch dynamische Lastfälle, die beispielsweise einen Steinschlag abbilden. Das modellierte Verhalten wird anhand von Messungen am Sandwichverbund validiert.

2 Kenntnisstand

2.1 Sandwichverbunde

2.1.1 Grundlagen

Sandwichverbunde im technischen Sinne bezeichnen Werkstoffverbunde aus zwei dünnen, steifen und festen Deckschichten, die von einem dicken, leichten Kern auf Abstand gehalten werden [1–3]. Der maßgebliche Lastfall für Sandwichverbunde ist Biegung um die Mittelebene des Verbunds. Hierbei wird die Biegebelastung hauptsächlich von den Deckschichten getragen, die aufgrund ihres Abstands von der Mittelebene maßgeblich auf Zug und Druck belastet werden.

Geschichtlich wird dieses Prinzip beispielsweise bei Doppel-T-Trägern schon sehr viel länger angewandt als eigentliche Sandwichverbunde existieren. Da für Sandwichverbunde eine flächige Verbindung zwischen Deckschichten und Kern nötig ist, kamen diese erst im zwanzigsten Jahrhundert mit der Entwicklung von brauchbaren Strukturklebstoffen auf [1]. Erste Anwendungen von Sandwichverbunden waren Strukturbauteile wie Flügel oder der Rumpf von Kleinflugzeugen im zweiten Weltkrieg, wobei zunächst eher die Materialknappheit treibende Kraft war als das Leichtbaupotential [1]. Nach dem zweiten Weltkrieg, spätestens in den sechziger Jahren des zwanzigsten Jahrhunderts, erleichterten die ersten Standardwerke (beispielsweise von Plantema im Jahr 1966 [2] oder Allen im Jahr 1969 [3]) zur analytischen Modellierung die Dimensionierung und Konstruktion von Sandwichverbunden. Kleinflugzeuge waren weiterhin eine verbreitete, anschauliche Anwendung für Sandwichverbunde, da hier deren Leichtbaupotential aus-

genutzt werden konnte [2]: Dünne, steife Deckschichten (auch schon recht früh aus Faserverbunden), verbunden mit einem leichten Kern (beispielsweise aus Balsaholz), wurden zu leichten und biegesteifen Strukturen für Rumpf oder Tragflächen [1].

Die grundlegende Funktion von Sandwichverbunden basiert darauf, dass die Deckschichten durch den Kern von der Mittelebene der Biegung entfernt gehalten werden, wodurch aus der eigentlichen Biegebelastung im Wesentlichen eine Zug-Druck-Belastung der Deckschichten wird. Der Kern weist dabei idealerweise eine sehr geringe Dichte auf, um die Masse des Sandwiches möglichst gering zu halten. Mechanisch bewirkt er dabei hauptsächlich eine Stützwirkung auf die Deckschicht, um beispielsweise lokales Beulen, d.h. Eindellen oder Knittern, zu verhindern, und überträgt Schubkräfte [2,3]. Durch eine geschickte Auswahl der Werkstoffe können so neue Sandwichverbunde entstehen, die bezüglich ihrer massespezifischen Biegesteifigkeit allen existierenden Werkstoffen überlegen sind [4]. Auf diese Weise werden also Stoff- und Formleichtbau kombiniert.

Viele Sandwichverbunde werden im Transportsektor als Boden- oder Wandstrukturen eingesetzt [5] und haben zusätzlich zur Aufnahme von Biegebelastungen die Aufgabe, thermisch zu isolieren (beispielsweise Kühlcontainer) [6]. Im Bootsbau werden Sandwichstrukturen gerne als gegen Wasser abdichtende und zeitgleich schwimmende doppelwandige Schale eingesetzt [1]. Die Schalenform weicht von der üblichen plattenförmigen Gestalt von Sandwichverbunden ab, wobei auch solche Formen zu den Sandwichverbunden gezählt wird. Das mechanische Verhalten unterscheidet sich dabei vor allem für kleine Krümmungsradien von jenem plattenförmiger Verbunde, wobei bereits Plantema im Jahr 1966 mechanische Modelle für schalenförmige Sandwichverbunde mit relativ geringem Radius aufführt [2]. Auch im Ingenieurbau werden Sandwichverbunde eingesetzt, beispielsweise als Wand- und Dachplatten oder Lärmschutzverkleidungen [7]. Im Ultraleichtbaubereich werden ebenfalls Sandwichverbunde verwendet, beispielsweise im Motorsport, wo Crashstrukturen in Sandwichverbundbauweise ausge-

führt werden. Hier sind oft faserverstärkte Deckschichten in Verbindung mit Aluminium-Wabenkernen im Einsatz [8]. Auch in Raumfahrtanwendungen, beispielsweise bei Antennen oder Solarpaneele, werden außer Fachwerkstrukturen auch Sandwichverbunde eingesetzt [1].

2.1.2 Verbreitete Werkstoffe

Als Deckschichten werden meist Metallbleche eingesetzt [3], häufig aus Stahl oder Aluminium, da sie isotrop, in vielen Stärken verfügbar und preisgünstig sind. Da sie im Sandwich maßgeblich auf Zug und Druck belastet werden, und die Biegebelastung weniger relevant ist, sind auch die massespezifischen Festigkeiten und Steifigkeiten trotz verhältnismäßig großer Dichte hoch [1, 3]. Schon früh wurden glasfaserverstärkte Kunststoffe als Deckschichten eingesetzt, um beispielsweise bei der Anwendung als Radome (Abdeckung des Radars) in der Flugzeugnase elektromagnetische Transparenz zu gewährleisten [3]. Mittlerweile sind faserverstärkte Kunststoffe als Deckschichtwerkstoff stärker verbreitet [5]. Im Baubereich werden außer Stahlblech-Kunststoffschaum-Sandwichverbunden für Wand- und Deckenpaneele auch lasttragende Strukturelemente erforscht und eingesetzt. Für diese Zwecke werden auch Deckschichtstrukturen aus verstärktem Beton eingesetzt [9].

Für die Kernstrukturen wurde zunächst oft leichtes Holz, beispielsweise Balsa eingesetzt, wobei mit dem Aufkommen brauchbarer Strukturklebstoffe verschieden strukturierte Falt- oder Wabenkerne aus Aluminium oder verschiedenen Papiersorten eingesetzt wurden [1]. Bei den hierbei eingesetzten Formen und Werkstoffen herrschte schon früh große Vielfalt [3]. Neben den üblichen Wabenstrukturen aus Aluminium, getränkten Aramidfasern [10] oder Papier [11] werden auch Naturfasern erforscht [12]. Herausfordernd für die Dimensionierung von Sandwichverbunden mit Wabenkernen ist deren Anisotropie: Außer dem offensichtlichen Unterschied der Steifigkeiten in Plattenebene und senkrecht dazu existiert aufgrund der Herstellung aus

verklebten und expandierten Papier- bzw. Blechlagen eine je nach Richtung in Plattenebene unterschiedliche Steifigkeit. Das mechanische Verhalten der Ausgangswerkstoffe [13], der Wabenstrukturen an sich [11, 14] sowie im Sandwichverbund [15] wird daher in der Literatur umfangreich erforscht.

Auch durch weitere Strukturen (Säulen, Hohlzylinder) verstärkte Kernwerkstoffe werden seit langem erforscht und eingesetzt [3]. Deshpande et al. [16] untersuchen beispielsweise einen Sandwichverbund, dessen Kern rein aus regelmäßig angeordneten Aluminiumsäulen besteht. Im Dreipunkt-Biegeversuch beobachten sie ein mechanisches Verhalten, das jenem von klassischen Sandwiches ähnelt: Analytische Modelle der Sandwichtheorie erwiesen sich als kompatibel mit den Messergebnissen. Zhou et al. [17] erforschen Sandwichverbunde mit Stahl-Deckschichten und Kernstrukturen aus einer Stahlfaserstruktur, wobei die Stahlfasern im Wesentlichen senkrecht zur Plattenebene stehen. Diese Kernstruktur erreicht hierbei eine relative Dichte von unter 10 %.

Häufig werden Kunststoffschäume (beispielsweise aus Polyurethan oder Polystyrol [1]) als Kernstruktur verwendet, auch aufgrund ihrer großen Bandbreite an verfügbaren Dichten (vgl. [11]). Sie sind außerdem in großen Mengen herstellbar und preisgünstig. Metalle werden zwar primär als Wabenstrukturen eingesetzt [2]; Metallschäume hingegen sind bislang unter anderem aufgrund ihres hohen Preises nicht als Sandwich-Kernstruktur verbreitet. Es existieren jedoch zahlreiche Arbeiten in der Literatur, die sich mit dem Verhalten von Metallschaumkernen in Sandwichverbunden beschäftigen: Die Arbeiten von Crupi et al. [18–25] zeigen eine umfassende Charakterisierung von Sandwichverbunden aus Aluminium-Deckschichten und geschlossenzelligen Aluminiumschaumkernen, im Vergleich zu Aluminiumwabenkernen. Es werden die dynamischen Eigenschaften mittels Impactversuch geprüft, die quasistatischen Eigenschaften mittels Biegeversuch. Außerdem wurden Sandwichverbunde mit zusätzlich aufgebrachter Deckschicht aus glasfaserverstärktem Kunststoff (GFK) untersucht und mit den reinen Aluminiumsandwiches verglichen. Für die Beurteilung der Schädigung

gung werden computertomographische Untersuchungen durchgeführt. Vodenitcharova et al. [26] untersuchen ebenfalls das Indentationsverhalten von Sandwichverbunden mit Aluminium-Deckschichten und Aluminiumschaumkernen. Deshpande et al. [27] und Ashby [28] zeigen, dass sich Metallschäume isotrop modellieren lassen. Banhart et al. [29, 30] untersuchen die Korrosionseigenschaften von Sandwichverbunden mit Aluminiumschaumkern. All diese Arbeiten haben jedoch gemeinsam, dass die untersuchten Kernstrukturen eine geschlossenzellige Struktur aufweisen. Offenzellige Sandwich-Kernstrukturen sind allenfalls in Grenzfällen durch die Arbeiten von Pollien et al. [31] sowie Zhou et al. [17] untersucht. Da sie im Vergleich zu geschlossenzelligen Kernstrukturen deutlich geringere Dichten aufweisen können, sind sie für die Verwendung im Sandwichverbund jedoch vielversprechend.

2.1.3 Herstellverfahren für Sandwichstrukturen

Das üblichste Herstellverfahren ist das Kleben von Kernstrukturen zwischen zwei Deckschichtplatten. Hierbei sind bislang vor allem beim Herstellen großflächiger Sandwichverbunde manuelle Klebverfahren vorherrschend [1]. Die Herstellung der Deckschichtplatten und Kernstrukturen ist hierbei in gesonderten Fertigungsschritten vorgelagert. Das Verkleben der Deckschichten mit dem Kern kann auf verschiedene Arten erfolgen, beispielsweise durch flüssige oder durch folienförmige Klebstoffe.

Ausnahmen hiervon sind Integralschäume, bei denen die Deckschicht als Haut des expandierenden Kern-Schaumstoffes entsteht. Ein wichtiges und seit langer Zeit etabliertes Herstellverfahren für Integralschäume ist das Thermoplast-Schaumspritzgießen [32]. Hierbei wird, ähnlich dem klassischen Kunststoffspritzguss, eine thermoplastische Schmelze in ein Werkzeug gespritzt. Die Schmelze ist hierbei entweder physikalisch gasbeladen oder mit einem chemischen Triebmittel versetzt. Durch unvollständiges Füllen der Werkzeugform (Niederdruckverfahren) oder nachträgliches Vergrö-

ßern des Volumens der Kavität durch leichtes Öffnen des Werkzeugs wird das Aufschäumen des Kunststoffes ermöglicht. Das Spritzgussverfahren impliziert hierbei eine rasche Abkühlung und Erstarrung der Kunststoffschmelze an der Oberfläche der Werkzeugkavität, wodurch sich an der Oberfläche eine monolithische Deckschicht ausbildet, und der Schäumgrad zur Bauteilmittte zunimmt. Diese Anordnung entspricht der eines Sandwichs mit Deckschichten und Schaumkern. Das Thermoplast-Schaumspritzgießen wird jedoch seltener zur Herstellung plattenförmiger Sandwichbauteile verwendet. Vielmehr werden durch das Schäumen des (nicht sichtbaren) Inneren von dreidimensional geformten Bauteilen Gewichtersparnisse verglichen mit dem entsprechenden Massivbauteil ausgenutzt, sowie weitere prozessbasierte Vorteile erreicht [32].

Auch bei sogenannten Aluminium-Foam-Sandwiches (AFS) unterscheidet sich der Fertigungsprozess von klassischen Sandwichverbunden. Hier wird beim Walzplattieren zwischen zwei Lagen Aluminiumblech eine Lage Aluminium gewalzt, welches im Vorfeld mit einem Triebmittel (beispielsweise Titanhydrid TiH_2) vermischt wurde. Beim späteren Verarbeiten des Blechs wird diese mittlere Schicht durch Erwärmen expandiert, wodurch ein Sandwich entsteht. Die ursprünglichen Aluminiumbleche bilden dabei die Deckschichten, die somit durch die Auswahl der Blechstärke sehr gut einstellbar sind. Die Schaumstruktur des Kerns, der aus dem mittleren Aluminium-Triebmittel-Gemischs entsteht, ist durch die Gesamtmenge und das Mischungsverhältnis aus Aluminium und Triebmittel sowie über die Geometrie der Werkzeugform beim Expandieren einstellbar [33]. Streng genommen ist die Zahl der Fertigungsschritte hier jedoch nicht geringer als bei der klassischen Sandwichherstellung, da die Deckschichten und der Kern weiterhin in einem eigenen Fertigungsschritt verbunden werden. Dieser Fertigungsschritt wird jedoch in den Walzprozess integriert, der für die Herstellung von Blech-Halbzeugen ohnehin nötig ist. Die Vorteile dieses Verfahrens liegen daher eher darin, in der Blechverarbeitung bekannte Halbzeuge als Sandwichrohling nutzen zu können, und in der durch die Blech-

verarbeitungsprozesse dreidimensionalen Formbarkeit der Sandwichverbunde [34, 35].

Die Struktur der in den beschriebenen AFS enthaltenen Aluminiumschaumkerne ist prozessbedingt geschlossenzellig. Sandwichverbunde mit offenzellige Schaumkernen benötigen daher andere Herstellverfahren. Pollien et al. [31] charakterisieren Sandwichverbunde mit offenzelliger Kernstruktur, die mittels Infiltration eines porösen Salzrohrlings hergestellt wurden. Hierfür wurde ein kompaktierter Balken aus Natriumchlorid zwischen zwei Aluminiumbleche platziert und mit Aluminiumschmelze infiltriert. Im Anschluss wurde das Salz mit Wasser ausgewaschen. Ein Vorteil dieses Verfahrens ist, dass durch Einstellen des Porengehalts des Salzrohrlings die relative Dichte des Sandwichkerns variiert werden kann – auch innerhalb des Sandwichverbunds. Die erzielte relative Dichte des Sandwichkerns von 25 bis 40 % ist allerdings verhältnismäßig hoch für eine offenzellige Schaumstruktur.

Integrierte Herstellverfahren für Sandwichverbunde existieren bereits seit langer Zeit. Karlsson et al. zeigen eine Übersicht der wichtigsten solcher Prozesse [36] (bzw. Kapitel 15 in [1]): Als eines der ältesten Verfahren wird das klassische Handlaminierverfahren (engl. wet lay-up) aufgeführt, in dem das Aushärten der Matrix einer Faserverbund-Deckschicht gleichzeitig zur Verbindung der entstehenden Deckschicht mit einer Kernstruktur genutzt wird. Dieser Prozess bietet große Freiheiten in Form und Größe der herzustellenden Sandwichverbunde, ist aber aufgrund der aufwendigen manuellen Arbeit beschränkt auf kleine Stückzahlen und erreicht aufgrund der drucklosen Aushärtung nur durchschnittliche mechanische Eigenschaften [36]. Mit dem Resin-Transfer-Moulding-Prozess (RTM), dem reaktiven Spritzprozess (structural reaction injection moulding, SRIM) sowie dem Vakuum-Spritzgussprozess werden drei Herstellprozesse beschrieben, die auf der Applikation flüssiger, aushärtender Kunststoffmatrix auf trockenes Fasermaterial basieren, welches wiederum den Sandwichkern umgibt [36]. Auch hier erfolgt die Deckschichtherstellung und die Verbindung der Deckschichten mit dem Kern einschrittig. Das Vakuumspritzgussverfahren ist aufgrund

langer Prozesszeiten nur für sehr geringe Stückzahlen wirtschaftlich. Das RTM- und SRIM-Verfahren ist auf geschlossenzellige Schaumkerne mit verhältnismäßig hoher Festigkeit (und somit hoher Dichte) beschränkt, da sonst die Kernstruktur durch den Einspritzdruck zerstört werden würde. Zu ähnlichen Ergebnissen kommen auch neuere Forschungen von Hartmann et al. [37] (RTM-Prozess) und Steffen et al. [38] (Spritzguss-Prozess), die jeweils Sandwichverbunde mit geschlossenzelligen Aluminiumkernen untersuchen. Die von Hartmann et al. [37] verwendeten Aluminiumschäume weisen mit $0,8 \text{ g/cm}^3$ eine relativ hohe Dichte auf. Steffen et al. [38] weisen bei Kerndichten zwischen $0,3$ und $1,0 \text{ g/cm}^3$ mit abnehmender Kerndichte zunehmende Zerstörung und Ausfüllung der Kernstruktur durch eindringende Kunststoffmatrix nach.

Für die Fertigung von Sandwichverbunden mit Wabenstrukturen, die senkrecht zur Plattenebene ebenso durchlässig für Harzsysteme sind wie offenzellige Schaumstrukturen, eignet sich beispielsweise das Polyurethan-Fasersprühverfahren, das von der Firma Kraus-Maffei angeboten wird [39]. Hierbei werden die zwei Monomer-Komponenten des Polyurethans (Polyol und Isocyanat) in einer Mischdüse mit ebenfalls zugeführten und in kurze Stücke geschnittenen Fasern vermischt und auf eine trockene Sandwich-Kernstruktur gesprüht [40]. Das Harz-Fasergemisch weist dabei eine ausreichend hohe Viskosität auf, die dafür sorgt, dass sie eine kompakte Struktur behält und nicht unkontrolliert in die Kernstruktur eindringt und diese ausfüllt. Nach dem beidseitigen Aufbringen der Faser-Harz-Masse wird das Sandwich in einer beheizten Form ausgehärtet, wobei das Polyurethan aufschäumt. Durch das Aufschäumen wird das Polyurethanharz in der geschlossenen Werkzeugform ins Sandwichinnere gedrückt, und verbindet somit Deckschicht und Kern. Die Eindringtiefe des aufschäumenden PUR in die Kernstruktur ist über die auf die Kernstruktur aufgebrachte Menge einstellbar. Im Vergleich zu konventionellen Klebesystemen wird tendenziell eine größere Oberfläche des Kerns benetzt, wodurch eine stabile Verbindung erreicht wird. Aufgrund der Schaumstruktur weist die Verbindung gleichzei-

tig keine höhere Masse auf als konventionelle Klebesysteme. Sandwichverbunde, die mittels PUR-Fasersprühen mit verschiedenen, nichtmetallischen Wabenkernen hergestellt wurden, wurden von Dietrich [41] und Kuppinger [42] eingehend untersucht. Die regellose Orientierung der Schnitffasern in der Deckschicht bewirkt orthotrope Eigenschaften der Deckschicht, erreicht allerdings nicht die Steifigkeiten und Festigkeiten, die mit Endlosfasern erreicht werden können. Für Deckschichten, die mit Endlosfasern verstärkt sind, bietet die Firma Kraus-Maffei mit dem SCS-Verfahren ebenfalls ein kommerziell erhältliches Verfahren an [39]. Hierbei wird das Fasertextil mit einem Hilfsrahmen um den Kern geschlagen, und von außen mit Polyurethanharz besprüht. Daraufhin wird das Werkstück um 180° gedreht und auch von der anderen Seite besprüht. Auch hier ist die Harzviskosität ausreichend hoch, um ein Füllen der Kernstruktur zu vermeiden. Anschließend erfolgt wie beim PUR-Fasersprühverfahren das Aushärten und Aufschäumen in einer beheizten Werkzeugform. Es entsteht ein Sandwichverbund mit endlosfaserverstärkten Deckschichten, deren geschäumte Matrix gleichzeitig als Klebstoff zur Verbindung mit dem Kern dient.

2.1.4 Auslegung von Sandwichverbunden

Sandwichverbunde werden in der Regel mit dem Ziel ausgelegt, ein möglichst geringes Bauteilgewicht bei einer vorgegebenen Biegesteifigkeit zu erreichen [3]. Häufig gibt es weitere Randbedingungen, beispielsweise die Impactbeständigkeit gegen aufprallende Körper, Vorgaben der minimalen Biegefestigkeit oder Bauraumbeschränkungen in Dickenrichtung. Meist erfolgt die erste Auslegung eines Sandwichverbunds jedoch über eine Maximierung des Verhältnisses von Biegesteifigkeit und Bauteildichte [11].

Eine andere Möglichkeit der Auslegung ist, Sandwiches mit einer Festigkeitsrandbedingung (d.h. Erreichen einer Mindestfestigkeit bei möglichst geringer Bauteilmasse) auszulegen. Hierfür werden sogenannte *Failure Mode Maps* (FMM) verwendet, die in Abschnitt 2.4.3 intensiver behandelt werden.

An sich sind Failure Mode Maps Werkzeuge zur Vorhersage von Versagensmechanismen, können aber auch in die andere Richtung verwendet werden, um aus der gewünschten Mindestfestigkeit sowie ggf. einem bevorzugten Versagensmechanismus eine geeignete Geometrie abzuleiten. Tiantaifillou et al. [43] zeigen eine solche Auslegung beispielhaft an einer Sandwichkonfiguration mit Aluminiumdeckschichten und PUR-Schaumkern. Steeves et al. [44] zeigen das gleiche Vorgehen für verschiedene Sandwichkonfigurationen aus glas- bzw. kohlenstofffaserverstärkten Deckschichten und Kernstrukturen aus Stahlwaben- bzw. PVC-Schaumstrukturen.

Hervorzuheben sei, dass die Auslegung eines Sandwichverbunds immer eine Kombination aus Geometrieoptimierung (d.h. Optimierung der Dicken der Deckschichten und des Kerns) und Werkstoffauswahl ist [1]. Die optimale Geometrie eines Sandwichverbunds variiert in Abhängigkeit der verwendeten Werkstoffe, und die optimale Werkstoffkombination hängt wiederum von der gewählten Geometrie ab. Zweckmäßig ist häufig ein Vorgehen, in dem zunächst basierend auf Näherungen der Lastfälle geeignete Werkstoffkombinationen ausgewählt werden. Hierfür können klassische Werkstoffauswahlverfahren angewandt werden, oder die Auswahl wird intuitiv getroffen. Zudem können weitere Randbedingungen bereits berücksichtigt werden, die bestimmte Werkstoffe voraussetzen bzw. ausschließen (beispielsweise fertigungstechnische Beschränkungen, Werkstoffzulassungen im Luftfahrtbereich, oder die Forderung eines duktilen Versagensverhaltens). Auf Basis der mechanischen Eigenschaften der ausgewählten Werkstoffkombinationen kann anschließend die Optimierung des geometrischen Deckschicht-Kern-Verhältnisses erfolgen. Wurden verschiedene Werkstoffkombinationen ausgewählt, können die entsprechenden Sandwichverbunde mit optimierter Geometrie anschließend miteinander verglichen und nach Eignung bewertet werden.

Definition der Lastfälle mittels Sandwichtheorie Sowohl die Werkstoffauswahl als auch die geometrische Optimierung ist von M. F. Ashby

und L. J. Gibson in mehreren Standardwerken sehr gut dargestellt [4, 11, 45]. Für die systematische Auswahl der Werkstoffe für die Komponenten Deckschicht und Kern wird zunächst ein Hauptlastfall definiert. Eine einfache Näherung der Sandwichtheorie besagt, dass sich die Biegesteifigkeit des Sandwichverbunds $D_{Sandwich}$ gemäß Gleichung 2.1 auf die Komponenten Deckschicht und Kern aufteilt [1, 3]. Hierbei bezeichnet der Index f die Deckschicht (engl. *face sheet*) und c den Kern (engl. *core*). E steht für den E-Modul, und die Größen b , t , d sowie c bezeichnen (in Reihenfolge) die Bauteilbreite, die Deckschichtdicke, den Abstand der Deckschichten zueinander sowie die Dicke des Kerns. Die Biegesteifigkeit $D_{Sandwich}$ besteht demnach aus drei Summanden: die Biegesteifigkeit der Deckschichten, dem Steiner-Anteil durch die Verschiebung der Deckschichten aus der neutralen Faser, sowie die Biegesteifigkeit des Kerns. Als Verbund lässt sich $D_{Sandwich}$ auch über einen Effektivwert des E-Moduls E_{Biege} darstellen, wie der rechte Teil der Gleichung 2.1 zeigt.

$$D_{Sandwich} = 2 \cdot E_f \cdot \frac{bt^3}{12} + E_f \cdot \frac{btd^2}{2} + E_c \cdot \frac{bc^3}{12} = E_{Biege} \cdot \frac{bh^3}{12} \quad (2.1)$$

Darüber hinaus werden oft weitere Vereinfachungen vorgenommen [1]: Zunächst können die Deckschichten als sehr dünn angenommen werden, wenn die Bedingung aus Gleichung 2.2 erfüllt ist [1, 3].

$$\left(\frac{d}{t}\right)^2 \geq 100 \quad (2.2)$$

Mit der Annahme sehr dünner Deckschichten wird der Faktor t^3 des ersten Summanden in Gleichung 2.1 sehr klein und somit vernachlässigbar. Der erste Summand ist somit näherungsweise null. Eine weitere Annahme geht davon aus, dass der E-Modul des Kerns im Vergleich zu jenem der Deck-

schichten vernachlässigbar klein ist, wenn die Bedingung in Gleichung 2.3 erfüllt wird [1, 3].

$$\frac{6E_f \cdot t \cdot d^2}{E_c \cdot c^3} \geq 100 \quad (2.3)$$

Resultierend vereinfacht sich Gleichung 2.1 auf den Steiner-Anteil der Deckschichten (entsprechend Gleichung 2.4 [1]).

$$D_{Sandwich} = E_f \cdot \frac{bt d^2}{2} \quad (2.4)$$

Für die Werkstoffauswahl bietet sich demnach an, die Deckschichten auf den Lastfall Zug bzw. Druck auszulegen, und den Biegeanteil zu vernachlässigen. Die Kernschicht müsste nach der Vereinfachung nicht zwingend nach ihrer Steifigkeit ausgewählt werden. In diesem Fall könnte trivialerweise der Werkstoff mit der geringsten Dichte als Kernstruktur gewählt werden. Für eine mechanische Auslegung wäre nach Gleichung 2.1 jedoch am ehesten der Biegefall relevant. In beiden Fällen gilt das Ziel der geringstmöglichen Bauteilmasse bei Erfüllung einer Mindeststeifigkeit.

Klassische Werkstoffauswahl nach Ashby Das Werkstoffauswahlverfahren nach Ashby [4, 11] geht von einer Zielgleichung aus, die durch Eliminieren aller nicht definierten Variablen durch das Einfügen einer Randbedingung in eine Ungleichung überführt wird, aus der ein Werkstoffauswahlindex extrahiert werden kann. Dieser Werkstoffauswahlindex beinhaltet alle Werkstoffgrößen der beschriebenen Ungleichungen, und quantifiziert die Eignung eines Werkstoffs für die jeweilige Anwendung. Die übrigen Größen der Ungleichung sind geometrische und mechanische Randbedingungen, also bekannte bzw. festgelegte Größen. Werkstoffe, deren Werkstoffindex gleich groß ist, sind demnach gleich gut geeignet – je nach Optimierungsrichtung kann eine Reihung der auszuwählenden Werkstoffe nach ihrer Eignung vorgenommen werden. Hierfür ist bei einer umfassenden Auswahl, die sich nicht nur auf einige wenige Werkstoffe beschränkt, eine grafische Methode zweck-

mäßig: In einem Diagramm werden die im Werkstoffauswahlindex enthaltenen Werkstoffkenngrößen doppelt logarithmisch auf die Achsen aufgetragen, und alle relevanten Werkstoffe im Diagramm eingezeichnet. Abbildung 2.1 zeigt beispielhaft ein solches Diagramm für die Werkstoffeigenschaften E-Modul und Dichte. Der Werkstoffauswahlindex entspricht im doppelt logarithmischen Diagramm einer Geraden, deren Steigung von der jeweiligen Potenz der Werkstoffkenngrößen im Werkstoffauswahlindex abhängt – im Diagramm unten rechts dargestellt mit drei möglichen Verhältnissen. Werkstoffe, die sich auf der selben Werkstoffauswahlgeraden befinden, weisen den gleichen Werkstoffindex auf und sind demnach gleich gut geeignet. Durch Verschieben der Geraden kann der Werkstoffindex minimiert bzw. maximiert werden – der letzte Werkstoff, der bei dieser Optimierung von der Geraden berührt wird, ist für die Anwendung optimal. Im Beispiel in Abbildung 2.1 ist Diamant für das einen zu maximierenden Werkstoffindex von E/ρ (d.h. Gerade mit Steigung 1) am besten geeignet.

Optimierung der Sandwichgeometrie Die beschriebene klassische Werkstoffauswahl eignet sich in Bezug auf Sandwichverbunde primär für die Auswahl der Komponenten Deckschicht und Kern. In abgewandelter Form kann sie jedoch auch für die Optimierung der Sandwichgeometrie angewandt werden. Hierzu wird eine Funktion des effektiven Sandwich-Biegemoduls in Abhängigkeit der effektiven Dichte gebildet, basierend auf den entsprechenden Werten der Deckschicht- und Kernwerkstoffe. Dabei wird der Effektivwert E_{Biege} aus Gleichung 2.1 verwendet, und die geometrischen Größen durch die jeweiligen Dichteanteile eliminiert. Die resultierende Funktion entspricht der Menge aller möglichen Verhältnisse aus Deckschicht- und Kerndicke, und somit der Menge der zu vergleichenden Werkstoffe. Mittels der geeigneten Werkstoffauswahlgeraden kann auch hier eine Optimierung nach der klassischen Werkstoffauswahl erfolgen, die als Ergebnis das optimale Deckschicht-Kern-Verhältnis der gegebenen Werkstoffkombination identifiziert.

tels Grauwertkorrelation ausgewertet wurden. Der Farbkontrast zwischen PUR-Schaum (schwarz, d.h. geringe Grauwerte) und der Wabenstruktur des Kerns (helles Papier, d.h. hohe Grauwerte) ließ eine automatisierte Auswertung zu. Schatteneffekte in der Kernstruktur konnten durch gleichmäßige Ausleuchtung minimiert werden. Durch die Auswertung längerer Abschnitte der Sandwichflanken konnte auch bei innerhalb der Proben schwankenden Eindringtiefen zuverlässig ein Mittelwert und mittlere Streubreiten ermittelt werden. Ein Nachteil des Verfahrens bleibt jedoch, dass nur die Ränder jeder Probe untersucht werden können, und nicht etwa die gesamte Probenfläche. Lokale Unterschiede in der Eindringtiefe, die beispielsweise durch die Laufbahn des PUR-Sprüharms entstehen, können nur durch entsprechend platzierte Schnitte in den Sandwichplatten aufgedeckt werden.

2.2.2 Computertomographie

Die Computertomographie, insbesondere die Mikro-Computertomographie (μ CT), bietet die Möglichkeit, zerstörungsfrei auch das Innere von Proben oder Bauteilen zu untersuchen. Hierzu werden Proben mittels Röntgenstrahlung durchstrahlt, und das entstehende zweidimensionale Durchstrahlungsbild mittels eines Detektors aufgenommen. Rotiert man nun die Probe schrittweise, kann aus den entstehenden Projektionen ein dreidimensionales Abbild der Probe rekonstruiert werden, in welchem aufgrund der Durchstrahlung nicht nur die äußere Kontur, sondern auch die innere Struktur der Probe sichtbar ist [46].

Auf diese Weise lassen sich beispielsweise quantitative Aussagen über die Porenstruktur und -verteilung von Schäumen treffen, oder über den Faserverlauf in faserverstärkten Sandwichdeckschichten. Darüber hinaus können Verformungsmechanismen und Schädigungsverhalten untersucht werden, indem entweder ein Vergleich von CT-Aufnahmen von Proben vor und nach der mechanischen Prüfung gezogen wird, oder die Probe direkt schrittweise im Computertomographen geprüft und gescannt wird. Für eine mög-

lichst hohe Auflösung sind jedoch viele Projektionsaufnahmen nötig, weswegen „in-situ“-Aufnahmen aufgrund der meist langen Scanzeit nur bei unterbrochener Messung möglich sind. Vorteilhaft ist jeweils, dass – anders als beispielsweise durch mikroskopische Untersuchung von Schlifffildern – mittels digitaler Volumenkorrelation (*Digital Volume Correlation*, DVC) das gesamte Probenvolumen untersucht werden kann, und nicht nur ausgewählte zweidimensionale Bereiche. Nachteile liegen vor allem in den Grenzen der Auflösung im Verhältnis zu den äußeren Abmaßen der Probe, und im nötigen Absorptions-Kontrastunterschied der zu untersuchenden Komponenten. Da zur Rekonstruktion in sämtlichen Projektionsbildern der gesamte Probenquerschnitt aufgenommen muss, ist die maximale Auflösung durch den größten Durchmesser des Probenquerschnitts begrenzt. Je nach Auflösung des Detektors können somit z.B. nicht ohne weiteres einzelne Kohlenstofffasern in für den Faserverlauf repräsentativen Volumina identifiziert werden. Beispielsweise verwenden Sisodia et al. [47] in ihrer Untersuchung von Poren in kohlenstofffaserverstärkten Kunststoffen (CFK) Probengrößen mit nur 4 mm Kantenlänge, um Fasern und Poren zuverlässig identifizieren zu können. Der Kontrastunterschied zwischen zwei Werkstoffen in einer Probe kann beispielsweise bei zu hohem Kontrastverhältnis (z.B. Metall zu Kunststoff) Artefakte an der Grenzschicht hervorrufen, oder bei zu geringem Kontrastverhältnis (z.B. Kunststoff zu Kohlenstofffasern) die Unterscheidbarkeit der Werkstoffe erschweren. Pinter et al. [48] diskutieren letzteres in ihrer Arbeit über die Orientierungsanalyse von Fasern in CT-Aufnahmen. Auch Strahlaufhärtungseffekte können das CT-Rekonstruktionsbild verfälschen [46].

Buffiere et al. [49] führen zyklische in-situ-Versuche im CT an stahldrahtverstärkten Aluminiumproben durch, und schließen damit auf das Rissausbreitungsverhalten. Mit hoch aufgelösten Rekonstruktionen des Probenvolumens konnten Rissverläufe in verschiedenen Stadien abgebildet werden. Die Probendimensionen sind mit $7 \times 7 \text{ mm}^2$ Querschnittsfläche relativ klein. Der Lastrahmen des Aufbaus besteht aus einer Röhre aus Polymethylmethacrylat

(PMMA), die aufgrund ihres großen Querschnitts nicht komplett im ausgewerteten Strahlkegel steht. Der resultierende Fehler ist vermutlich dennoch gering, da aufgrund der relativ konstanten Wandstärke in jeder Projektion ähnlich viel Strahlung von der Röhre absorbiert wird, und diese wiederum im Vergleich zur Metallprobe relativ gering ist. Bull et al. [50] zeigen einen Vergleich verschiedener CT-Scanverfahren für die Rissdetektion an Kunststofflaminaten. Risse konnten hier auch mit μ CT-Verfahren erfolgreich detektiert werden, wodurch das Schädigungsverhalten durch Impactbelastung in der Mikrostrukturebene abgebildet werden konnte. Die verwendete Probengröße von ca. $4,5 \times 2 \text{ mm}^2$ bedeutete jedoch, dass nicht die gesamte mechanisch geprüfte Probe (Plattengröße $150 \times 100 \times 4,5 \text{ mm}^3$) gescannt wurde, sondern ein repräsentatives Volumen aus dieser Probe herausgetrennt werden musste. Das mechanische Heraustrennen birgt die Gefahr des Einbringens zusätzlicher Risse.

In Bezug auf Sandwichverbunde erwiesen sich CT-Aufnahmen beispielsweise als geeignet, um die Schädigung durch Impactbelastungen zu untersuchen. Crupi et al. gewinnen beispielsweise Einblick in das Delaminationsverhalten der Deckschichten. Außerdem konnten sie zerstörungsfrei die Indentation in der Probenmitte vermessen, um Eingangsgrößen für ein analytisches Modell der Impactkräfte zu erhalten [19,21]. Die untersuchten Proben wiesen hierbei eine Grundfläche von $60 \times 60 \text{ mm}^2$ auf. Für klassische materialographische Untersuchungen wäre ein mechanisches Trennen der Probe nötig, wodurch bereits vorhandene Delaminationen weiter vorangetrieben würden, was die Messergebnisse verfälscht. Dietrich et al. [51] untersuchen ebenfalls Sandwichstrukturen nach einer Impactbelastung mittels Computertomographie. Die Sandwichverbunde sind hier aus Papierwabenkernen und GFK-Deckschichten zusammengesetzt, die gescannten Proben hatten eine Fläche von $60 \times 60 \text{ mm}^2$. Es wurden insbesondere automatisierte Verfahren zur Untersuchung der Schädigung in Deckschicht, Kern und Verbund entwickelt. Resultierend konnten die Impactverformungen des Verbunds dargestellt werden. Davies et al. [52] untersuchen die Beschaffenheit

von 40 x 40 mm² großen Sandwichproben nach Druckversuchen senkrecht zur Plattenebene. Die untersuchten Verbunde hatten CFK-Deckschichten. Als Kernstruktur kamen Nomexwaben zum Einsatz, zudem wurde ein mit CFK-Pins verstärkter Kunststoffschäum geprüft. Für beide Kernstrukturen konnte ein detailliertes Bild der Schädigung gewonnen werden.

2.2.3 Bildbasierte Dehnungsmessung mittels DIC

Dehnungsmessung mittels digitaler Bildkorrelation (englisch *Digital Image Correlation*, DIC) basiert auf der Erkennung und Verfolgung von optischen Mustern. Beispielsweise werden auf Proben feine Punktemuster aufgebracht, die vom optischen Messsystem als Facetten interpretiert werden. Über die Verfolgung der einzelnen Punkte (und ggf. ihrer Verformung) kann ein Verschiebungsfeld errechnet werden. Durch die Verwendung von zwei Kameras, die mit bekanntem Winkel schräg zueinander stehen (die Schrägstellung könnte durch „Schielen“ beschrieben werden), können auch dreidimensionale Verformungen gemessen werden. Vorteil dieses Verfahrens ist die Möglichkeit, orts aufgelöst Verformungen über die gesamte Bauteil- bzw. Probenoberfläche messen zu können. Bei der Prüfung von anisotropen Werkstoffen, Schäumen, oder auch Schichtaufbauten mit deutlich unterschiedlichen Steifigkeiten, ist eine orts aufgelöste Dehnungsmessung unabdinglich, um Aussagen über das Verhalten der einzelnen Komponenten treffen zu können. Styles et al. verwenden DIC beispielsweise zur Dehnungsmessung von Sandwichverbunden im Vierpunktversuch [53], und können damit das Verformungs- und Versagensverhalten der verwendeten Aluminiumschaum-Kernstrukturen genau beschreiben. Auch bei isotropen Werkstoffen und einfachen Probengeometrien kann eine orts aufgelöste Dehnungsmessung sinnvoll sein, wenn der Lastfall inhomogene Verformungen hervorruft, wie es beispielsweise bei Durchstoßversuchen der Fall ist. Grenzen des Verfahrens liegen meist in der verwendeten Kameratechnik bzw. -auflösung. Beispielsweise sind die Bilddaten von Hochgeschwindigkeitskameras oft ver-

gleichsweise gering aufgelöst, wodurch die Auflösung des Dehnungsfelds entsprechend sinkt, wie auch bei Messungen von Barrière et al. [54]. Auch die Datenmengen sind nicht zu vernachlässigen, da hochaufgelöste Bilddaten gespeichert werden müssen, und nicht lediglich skalare Datenpunkte. Das Verfolgen von Dehnungen über ganze Probenvolumina ist mit rein optischen Verfahren nicht möglich. Selbst in transparenten Proben, die mit einem Stereokamerasystem untersucht werden, konnten Grimm et al. nur ein zweidimensionales Punktemuster verwenden [55].

Andere Verfahren basieren auf der Verfolgung von diskreten Punkten, wodurch jedoch nur grobe Verschiebungsfelder ermittelt werden können. Auch durch auf die Probenoberfläche projizierte Lichtmuster können mit Stereokamerasystemen Verformungen gemessen werden, sind jedoch auf Verformungen beschränkt, die aus der Bauteilebene herauszeigen oder zumindest eindeutig identifizierbare Bauteilkanten beinhalten. Vagovský et al. untersuchen die Genauigkeit eines kommerziell erhältlichen Projektionssystems, und kommen zu dem Schluss, dass es zwar zum Aufnehmen der Geometrie dreidimensionaler Objekte geeignet ist, aber die Genauigkeit nicht ausreicht, um beispielsweise das Einhalten der Toleranzen einer Passung zu prüfen [56].

2.3 Mechanische Charakterisierung von Sandwichverbunden

Das mechanische Verhalten eines Sandwichverbunds wird bestimmt durch jenes seiner Komponenten Deckschicht und Kern, sowie deren Verbindung. Daher ist es sinnvoll, die Deckschichten und die Kernstruktur zunächst separat zu charakterisieren, um bei der Charakterisierung des Verbunds Rückschlüsse ziehen zu können.

2.3.1 Quasistatische Materialeigenschaften von Sandwichkomponenten

Die Charakterisierung der Sandwichkomponenten orientiert sich idealerweise an jenen Eigenschaften, die für die jeweilige Komponente im Verbund relevant sind. Dabei wird von einer Biegebelastung des Sandwichs ausgegangen (vgl. Abschnitt 2.1.4).

Quasistatische Deckschichteigenschaften Die Deckschichten sind vornehmlich auf Zug und Druck belastet, und werden daher zweckmäßig im Zugversuch charakterisiert (DIN EN ISO 527-5 [57]). Je nach Deckschichtbeschaffenheit ist auch der Druckversuch relevant (DIN EN 2850 [58]). Bei sehr dünnen Deckschichten kann im Druckversuch jedoch auch Knicken auftreten, während im Sandwichverbund auf der Druckseite ein globales Ausknicken der Deckschichten normalerweise durch die Kernstruktur verhindert wird. In diesem Fall können bei Deckschichten mit langen (bzw. endlosen), gerichteten Fasern jedoch Phänomene wie Mikroknicke oder „Kinking“ auftreten. Beim Mikroknicke verhalten sich die Fasern einzeln wie Drucksäulen, die je nach Stützwirkung der Matrix ausknicken können. Dieses Ausknicken kann bei geringen Auslenkungen reversibel sein. „Kinking“ wird hingegen als irreversibles Ausknicken der Fasern über die gesamte Probenbreite definiert, wobei Knickbänder senkrecht zur Faserrichtung geformt werden, in denen alle Fasern im gleichen Winkel knicken [59].

Die Matrix hat hierbei einen signifikanten Einfluss auf das Knickverhalten der Faser. Eine grundlegende Arbeit von Schultheisz et al. zu Druckversagen von Composites [59] legt nahe, dass Mikroknicke der Faser speziell bei einer schwachen Matrix für Druckversagen des Verbunds verantwortlich ist, was die Druckfestigkeit erheblich senkt. Durch Poren in der Matrix wurde die Druckfestigkeit zusätzlich signifikant herabgesetzt. Eine geschäumte Matrix weist prinzipbedingt eine geringere Festigkeit und Steifigkeit auf als ihr monolithisches Pendant. Untersuchungen von Zhou et al. [60] an glasfa-

sermattenverstärkten Schäumen zeigen zwar eine erhöhte Druckfestigkeit im Vergleich zur Zugfestigkeit. Allerdings sind diese Schäume zusätzlich durch CaCO_3 -Pulver partikelverstärkt, welches für die Steigerung der Druckfestigkeit verantwortlich sein könnte. Zudem ist das Aspektverhältnis des mehrschichtigen Probenaufbaus weniger extrem, als es bei dünnen Deckschichten von Sandwichverbunden der Fall sein kann. In der Literatur existieren bislang keine Untersuchungen zu dünnen, endlosfaserverstärkten Laminaten mit geschäumter Deckschicht.

Während die Matrixsteifigkeit einen großen Einfluss auf die kritische Kraft hat, ab welcher Knicken stattfindet, sind auch Imperfektionen wie z.B. die Welligkeit der Fasern oder lokale Abweichungen von der 0° -Richtung Einflussfaktoren. Eine Arbeit von Tomblin et al. [61] enthält einen theoretischen Beweis der Empfindlichkeit für Mikroknicen von unidirektionalen Faserverstärkungen gegenüber Imperfektionen. Joffe et al. [62] beschreiben zudem unter anderem Mikroknicen von Fasern in Gelegestrukturen mit größeren Ondulationen.

Auch die Verstärkungsfaser beeinflusst die Auswirkungen von von Mikroknicen oder „Kinking“ auf die Druckfestigkeit: glasfaserverstärkte Kunststoffe sind hier generell weniger betroffen als kohlenstofffaserverstärkte Kunststoffe. Russo et al. [63] zeigen beispielsweise für GFK-Deckschichten, die sowohl im Druckversuch als auch im Schubversuch geprüft wurden, sogar um ca. 20 % erhöhte Werte für die Druckfestigkeit als für die Zugfestigkeit. Kohlenstofffaserverstärkte Kunststoffe weisen hingegen reduzierte Druckfestigkeiten auf. Berbinau et al. [64] sowie Soutis et al. [65] beziffern die Druckfestigkeit von CFK-Proben mit Epoxidharzmatrix und unidirektionaler Faserorientierung mit etwa 60-70 % der Zugfestigkeit. Hierbei zeigen Soutis et al. [65], dass zusätzliche Schichten mit abweichender Faserorientierung keinen Einfluss auf das Versagen durch Mikroknicen bzw. „Kinking“ in der 0° -Lage haben.

Quasistatische Kernschichteigenschaften Das Verhalten der Kernschicht ist stark von seiner Struktur abhängig. Schaumstrukturen sind näherungsweise isotrop, daher können beispielsweise aus Druck- und Zugversuchen senkrecht zur Plattenebene (Druckversuch DIN 53291 [66], Zugversuch DIN 53292 [67]) sowie Schubversuchen (DIN 53294 [68]) auf die relevantesten Eigenschaften geschlossen werden. Biegeversuche sind hier eher ungeeignet, da lokales Versagen an den Lasteinleitungspunkten wahrscheinlich ist. Wabenstrukturen weisen ein stark anisotropes Verhalten auf. Auch hier bieten sich dennoch Zug- bzw. Druckversuche senkrecht zur Plattenebene sowie Schubversuche an, jedoch lassen sich deren Ergebnisse nicht direkt isotrop auf die Kerneigenschaften übertragen. Insbesondere für die Untersuchung des Versagensverhaltens sind Druckversuche senkrecht zur Plattenebene allerdings auch für anisotrope Kernstrukturen relevant, wie die Ergebnisse von Aktay et al. [69] sowie Foo et al. [70] für Wabenstrukturen aus Aluminium bzw. Nomex zeigen. Der Verlauf der Spannung-Dehnung-Kurve zeigt hier nach der elastischen Verformung einen ausgeprägten Peak, bei dem auf der gesamten Probenfläche ein Knicken der Zellwände stattfindet. Dem Peak folgt ein Plateaubereich, bei dem über die Höhe der Wabenstruktur nach und nach die Zellwände knicken und knittern. Sobald keine intakte Zellwandhöhe mehr vorliegt, verdichtet sich die Kernstruktur, und die Spannungskurve steigt wieder an. Aktay et al. konnten dieses Verhalten numerisch modellieren. Versuchsergebnisse von Duarte et al. [71] an geschlossenzelligen Integral-Schaumstrukturen mit relativ hoher Dichte (25-30 %) zeigen den initialen Kraftpeak nicht, sondern gehen aus dem elastischen Bereich weich in den Plateaubereich über.

Es ist unbedingt sicherzustellen, dass die zu charakterisierenden Komponenten die Eigenschaften aufweisen, die sie auch im Verbund aufweisen. Dazu zählt beispielsweise das Verhalten der Kernstruktur in Grenzflächennähe. Im Verbund werden die Kernstrukturen in Grenzflächennähe (bei Schäumen einzelne Zellwände oder -ligamente) von der Klebeschicht festgehalten und können sich daher nicht frei verformen. Im Druck- und

Schubversuch werden Kernstrukturen daher an ihrer Grenzfläche zur Deckschicht mit einem verhältnismäßig steifen Klebstoff an steife Strukturen (z.B. Stahlplatten) geklebt, um ein Abweichen des Verhaltens zu verhindern. Tuwair et al. [72] verwenden diese Methode für Druck- und Zugversuche an Polyurethan-Schaumstrukturen. Sie erreichten damit unter anderem, dass auch bei großen Verformungen im Druckversuch die belasteten Oberflächen der Schaumstruktur an ihrer ursprünglichen Position gehalten wurden, während die Schaumstruktur mittig ausbeulte. Alternativ werden die Kernstrukturen direkt im Sandwichverbund geprüft [13, 15, 69]. Die Deckschichten verfälschen aufgrund ihrer geringen Dicke die Steifigkeit senkrecht zur Plattenrichtung kaum, sorgen aber für ein realistisches Abbild des Verhaltens. Duarte et al. untersuchen Integralschäume im Druckversuch ohne zusätzlich aufgeklebte Lasteinleitungsblöcke, da die Integralschaumstrukturen statt freier Ligamente dünne Häute an der Oberfläche aufweisen. Die Ergebnisse zeigen jedoch, dass diese Häute für die Lasteinleitung nicht ausreichend fest sind, daher wird initiales Versagen der Schaumstrukturen an der Oberfläche der Lasteinleitung beobachtet [71].

Evans et al. [73] beschreiben das Versagensverhalten von geschlossenzelligen Aluminiumschäumen unter Druckbelastung, und verwenden hierzu DIC-Messungen der Probenflanke. Dehnungsfelder aus diesen DIC-Messungen (vgl. Abbildung 2.2) zeigen, dass das Versagen generell in einer Ebene senkrecht zur Belastungsrichtung innerhalb des Schaumvolumens beginnt. Diese Ebenen werden mit „deformation bands“ bezeichnet, da sie im zweidimensionalen DIC-Bild wie Bänder wirken. Sie müssen nicht gerade sein, sondern können auch gekrümmt vorliegen. Bei weiterer Belastung wird die Schaumstruktur hauptsächlich in der Umgebung einer solchen Ebene plastisch verformt, während die restliche Schaumstruktur zunächst keine plastische Verformung zeigt. Im späteren Verlauf der Belastung können sich weitere solche Bänder bilden (vgl. Abbildung 2.2 rechts).

Bei integrierter Fertigung zeigen Deckschichten oft einen sogenannten Telegraphenmasteffekt [5]: Kernligamente, die an die Oberfläche ragen, drü-

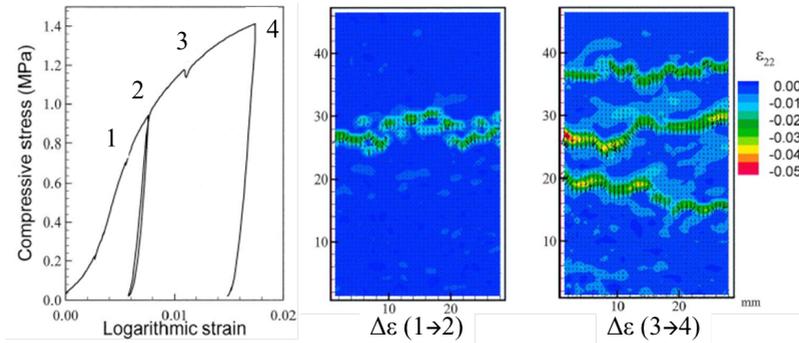


Abbildung 2.2: Druckversagen von Schaumstrukturen mit *deformation bands* [73]

cken die Deckschicht zusammen, während die Deckschicht zwischen zwei solchen oberflächennahen Ligamenten zur Mitte hin auffächert oder „durchhängt“. Im Schnittbild ähnelt dieses Phänomen Telegraphenleitungen, die zwischen den Masten durchhängen. Durch die starke Abhängigkeit der Verbundeigenschaften von der Faserorientierung unterscheiden sich die Deckschichteigenschaften je nach Auftreten bzw. Ausprägung des Telegraphenmasteffekts stark [5]. Es ist daher sicherzustellen, dass der Faserverlauf der charakterisierten Deckschichten jenem im Verbund entspricht.

2.3.2 Quasistatische Materialeigenschaften von Sandwichverbunden

Der wichtigste quasistatische Lastfall für Sandwichverbunde ist die Biegung (vgl. Abschnitt 2.1.4). Daher ist der Biegeversuch zur mechanischen Charakterisierung von Sandwichversuchen weit etabliert. Es wird hauptsächlich unterschieden zwischen Dreipunkt- (ASTM D7250 [74]) und Vierpunkt-Biegeversuchen (ASTM D7250 [74] und DIN 53293 [75]), die jeweils eigene Vorzüge und Nachteile aufweisen. Der Dreipunkt-Biegeversuch ist auch mit Auflagern statisch bestimmt, deren einziger Freiheitsgrad die Translation in Lastrichtung ist. Bei Vierpunkt-Biegeversuchen muss hingegen durch kard-

nische Lagerung eines der Auflager sichergestellt werden, dass keine ungewünschten Momente eingebracht werden. Der Vierpunkt-Biegeversuch lässt jedoch versuchstechnisch einfacher eine gleichzeitige Bestimmung von Biegesteifigkeit und Schubsteifigkeit zu [75], während dafür beim Dreipunkt-Biegeversuch in der Regel eine Variation der Auflagerabstände und somit die doppelte Probenanzahl nötig ist. Sowohl der Dreipunkt- [76–79] als auch der Vierpunkt-Biegeversuch [9, 53, 80] sind in der Literatur zur Charakterisierung von Sandwichverbunden verbreitet.

Das Versagen von Sandwichverbunden ist ebenso wie die Biegesteifigkeit von den mechanischen Werten der Komponenten abhängig. Je nach Sandwichkonfiguration kann das Versagen auf verschiedenen Mechanismen (*Failure Modes*) basieren. Beispielsweise kann die Deckschicht auf der Druckseite versagen, der Kern durch Schub versagen, oder ein Eindruck durch eines der Auflager im Versuchsaufbau entstehen. Für jeden dieser Versagensmechanismen kann eine kritische Kraft bestimmt werden, die sich auf die anliegende Last im Biegeversuch bezieht. Die jeweils kleinste kritische Kraft bestimmt den Versagensmechanismus für die jeweilige Sandwichkonfiguration. Sogenannte *Failure Mode Maps* [45] (vgl. Abbildung 2.9) haben sich als übersichtliches Hilfsmittel etabliert, für verschiedene Sandwich- und Versuchsaufbaukonfigurationen den jeweilig vorherrschenden Versagensmodus darzustellen. Sie werden in Abschnitt 2.4.3 ausführlicher beschrieben.

Eine weiteres wichtiges Charakteristikum von Sandwichverbunden ist die Verbindung von Deckschichten und Kern. Hierbei ist vor allem die Festigkeit bzw. die Anfälligkeit gegen Abschälen von Interesse. Die Steifigkeit ist aufgrund der geringen Dicke der Verbindung weniger relevant. Zur Ermittlung der zum Abschälen der Deckschicht nötigen Kräfte wird der Trommelschälversuch eingesetzt (DIN 53295 [81] bzw. ASTM D1781 [82]). Hierfür werden dünne, biegeelastische Deckschichten vorausgesetzt, da diese während des Versuchs auf eine Trommel aufgewickelt werden. Elastische Aufrollmomente können quantifiziert und herausgerechnet werden, und beein-

flussen die Messung daher nicht. Plastische Deckschichtverformung oder sprödes Versagen beim Aufrollen können jedoch nicht vom Abschälmoment unterschieden werden, wodurch die Messung sehr ungenau wäre. Vorteil des Trommelschälversuchs ist die Vorgabe der Position der Rissfront durch den Versuchsaufbau, es kann also ohne externe Rissverfolgung gemessen werden. Auch die vorgeschriebene Probengröße (Breite 75 mm) reicht bei selbst groben Schaumstrukturen des Kerns aus, repräsentative Probenvolumina darzustellen. Ein weiteres Prüfverfahren ist der DCB-Test (*Double Cantilever Beam*, ASTM D5528 [83]). Er ist eigentlich für Laminat vorgesehen, und basiert auf dem Fortschritt eines bereits bei der Herstellung eingebrachten Risses. Er wird jedoch in der Literatur auch für Sandwiches eingesetzt. Avilés et al. [84] analysieren das DCB-Verfahren an Sandwichverbunden und zeigen dessen Eignung anhand einer FEM-basierten Validierung. Carlsson et al. [85] modellieren den Rissverlauf durch den Sandwichkern für Schaumstrukturen, wobei durch den DCB-Versuch generell die Verbindung von Deckschicht und Kern charakterisiert werden soll. Der Rissfortschritt muss im DCB-Verfahren optisch verfolgt werden, und z.B. anhand eines auf der Probe aufgebrachten Rasters vermessen werden. Die Rissfront ist hierbei beidseitig zu messen, wobei ein über die Breite gleichmäßig nicht sichergestellt werden kann. Daghia et al. [86] beobachten in einem Vergleich von DCB- und Trommelschäl-Prüfverfahren an einem mit Kohlenstoffgewebe verstärkten Epoxidharzlaminat verschieden geformte Rissfronten, die während des Versuchs nicht ohne weiteres erkannt werden können. Bei gröberen Schaumstrukturen muss zudem beachtet werden, dass die in der vorgeschriebenen Probengröße (DCB: 20-25 mm [83]) enthaltene Zahl an Poren nicht für ein repräsentatives Volumen ausreichen könnte.

2.3.3 Dynamische Materialeigenschaften von Sandwichverbunden

Werden Sandwichstrukturen beispielsweise im Außenbereich von Fahrzeugen eingesetzt, sind dynamische Belastungen wie Steinschlag, Vogelein-schlag oder auch das Eindringen spitzer Körper (z.B. fallengelassenes Werkzeug) wichtige Lastfälle. Ein wichtiger mechanischer Versuch auf Platten-bzw. Bauteilebene ist der Durchstoßversuch (LVI, *Low Velocity Impact*). Hier wird mit einem instrumentierten, hemisphärischen Indenter aus defi-nierter Fallhöhe das Sandwich durchstoßen. Im Gegensatz zum nicht in-strumentierten Durchstoßversuch nach DIN EN ISO 6603-1 [87] kann beim instrumentierten Durchstoßversuch nach DIN EN ISO 6603-2 [88] dabei der Kraftverlauf über der Zeit aufgezeichnet werden. Es können verschiedene Stadien des Eindringens bis hin zum Durchstoß der unteren Deckschicht geprüft werden. Crupi et al. [19, 21, 23] verwenden diesen Versuch, um das Verhalten von Sandwichverbunden mit Aluminium-Deckschichten und Kernstrukturen aus Aluminiumschaum bzw. -waben zu untersuchen. Ihre Ergebnisse zeigen ein sehr gutmütiges, duktileres Versagen mit großen Ein-dringtiefen (vgl. Abbildung 2.3) bis zur Perforation der oberen Deckschicht. Hierbei verformen sich sowohl die Deckschicht als auch die Kernstrukturen sehr duktil. Die Maximalkräfte in Abbildung 2.4 zeigen hierbei bis zur Perfo-ration des gesamten Sandwichverbunds bei ca. 5 m/s Impactgeschwindigkeit ansteigende Werte, gefolgt von konstanten Kräften (im Rahmen der Streu-ung) bei höheren Impactgeschwindigkeiten. Weitere Versuche von Crupi et al. mit zusätzlich aufgebrauchten Deckschichten aus glasfaserverstärktem Kunststoff (GFK) zeigen eine erheblich geringere Duktilität der Deckschich-ten: der GFK-Teil der Deckschichten wird perforiert, während sich der innen-liegende Aluminiumblech-Teil der Deckschicht vom GFK ablöst und duktil verformt (vgl. Abbildung 2.5).

Auch Li et al. [89] zeigen bei Sandwichverbunden aus GFK-Deckschichten und Aluminiumschaumkernen ein sprödes Reißen der Deckschichten. Von

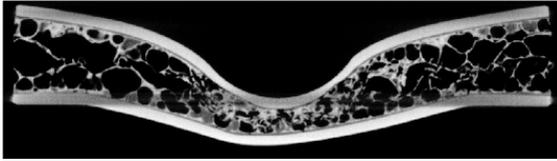


Abbildung 2.3: Nicht perforiertes Aluminiumblech-Aluminiumschaum-Sandwich nach einem LVI-Versuch [19], Sandwichhöhe 11 mm

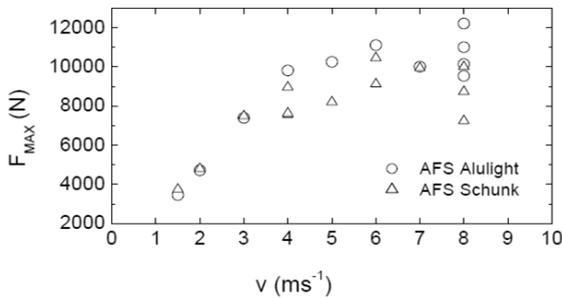


Abbildung 2.4: Abhängigkeit der Maximalkräfte von AFS im LVI-Versuch von der Impactgeschwindigkeit [19]

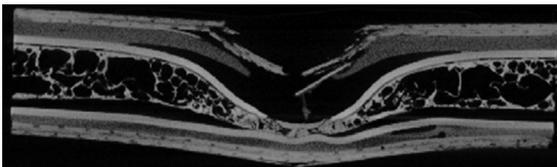


Abbildung 2.5: Aluminiumschaum-Sandwich mit Aluminiumblech-GFRK-Deckschichten nach einem LVI-Versuch [23], Sandwichhöhe 11 mm

außen ist auf der Austrittsseite des Indenters eine Ausbeulung zu erkennen, die Deckschicht in jenem Bereich ist vom Kern abgelöst (vgl. Abbildung 2.6). Dass außer der Deckschicht auch die Kernstruktur einen großen Einfluss auf das Verformungsbild hat, zeigt der Vergleich mit den Ergebnissen von Hassan et al. [90] für Sandwichverbunde mit Kunststoffschäumen und GFK-Deckschichten. Hier werden die Schäume ohne erkennbare plastische Verformung regelrecht durchstanzt; es entsteht ein rundes Loch mit einem Durchmesser, der etwa jenem des Indenters entspricht. Außer dem Ablösen der Deckschichten vom Kern rund um den Durchstoßpunkt ist keine Ausbeulung erkennbar, siehe Abbildung 2.7.

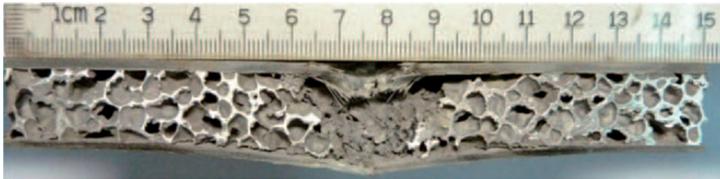


Abbildung 2.6: Vollständig perforiertes GFK-Aluminiumschaum-Sandwich nach einem LVI-Versuch [89]

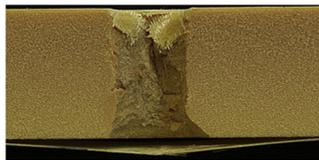


Abbildung 2.7: Vollständig perforiertes GFK-PVC-Schaum-Sandwich nach einem LVI-Versuch [90], Sandwichhöhe 20 mm

Für einen dem Steinschlag entsprechenden Lastfall existiert bislang keine Prüfnorm. Dietrich et al. [41, 91] bezieht sich für die Prüfung von Sandwichverbunden aus GFK-Deckschichten und verschiedenen Wabenkernen auf eine Richtlinie zur Auslegung von Schienenfahrzeugen, und interpretiert diese zu einem Impactversuch kleiner Massen. Hier schlägt eine Stahlkugel mit 250 g Masse auf die Oberfläche eines Sandwichverbunds, das ähnlich

dem beschriebenen Durchstoßversuch gelagert ist. Durch verschiedene Fallhöhen der Stahlkugel kann die Impactenergie und -geschwindigkeit variiert werden, wodurch die auftretenden Maximalkräfte beeinflusst werden. Dietrich et al. erzielen für die Simulation der Maximalkräfte bei unterschiedlichen Impactgeschwindigkeiten mit einem analytischen Modell von Olsson et al. [92] gute Übereinstimmung mit den ermittelten Messwerten.

Die Aufzeichnung des Kraftverlaufs während des Impactvorgangs wird im LVI-Versuch üblicherweise über eine Kraftmessdose am Eindringkörper realisiert. Da die Indenterspitze meist an einem mit Gewichten beschwerten Käfig befestigt ist, um die erwünschte Impactmasse zu erreichen, ist der benötigte Bauraum für eine Kraftmessdose gegeben. Dies ist beim Aufbau von Dietrich et al. [41, 91] nicht gegeben, da der eigentliche Eindringkörper in Form einer Stahlkugel einerseits mit einem Durchmesser von ca. 39 mm relativ klein ist, und während des eigentlichen Fallvorgangs frei (d.h. ohne mechanische oder elektrische Verbindung) fällt. Eine unterhalb des Versuchsaufbaus montierte Kraftmessdose zeigt starke Oszillationen im aufgezeichneten Kraftsignal, die aus der Schwingung des Versuchsaufbaus resultierten [91]. Die Aufzeichnung der Kraft erfolgte daher optisch über die Verfolgung der Stahlkugel mit einer Hochgeschwindigkeitskamera. Durch die bekannte Bildfrequenz und Masse der Kugel, verbunden mit einer Kalibrierung der Bilddaten zur weggenauen Ermittlung der Position, konnten Dietrich et al. über mehrfaches Ableiten des Position-Zeit-Verlaufs der Kugel eine Kraft-Weg-Kurve generieren [91]. In der Literatur werden alternativ Modifikationen am Versuchsaufbau vorgeschlagen. Beispielsweise verwenden Göttner et al. [93] Holz als Dämpfungselement, um Oszillationen zu reduzieren. Eine Reduzierung der Steifigkeit des Versuchsaufbaus birgt jedoch die Gefahr, Kraftspitzen durch elastisches Federn zu verringern und somit die Messung zu verfälschen.

Je nach Werkstoffkombination ist ein Schaden nach erfolgtem Impact einer kleinen Masse optisch nicht erkennbar, wenn z.B. ein wenig duktiler Kern keine Ausbeulung zeigt und die Deckschicht noch intakt ist. Man

spricht hier von kaum sichtbaren Schäden, engl. *barely visible damage*. Dietrich et al. [51] zeigen für die im beschriebenen Small-Mass-Impactversuch geprüften Proben mittels computertomographischer Untersuchungen Schäden in der Kernstruktur auch ohne von außen sichtbarer Beschädigung. Interessant für die Anwendung ist hier die Restfestigkeit, die ein Sandwichbauteil mit einer solchen Beschädigung aufweist. Hierfür kann ein Druckversuch in Plattenebene zur Messung der Restfestigkeit (CAI, *Compression After Impact*) verwendet werden, der eigentlich für Lamine vorgesehen ist. Hier wird eine Impactprobe rundum zwischen Stahlhaltern eingeklemmt und von einer Seite in Plattenebene belastet. Außer dem Kraft-Weg-Verlauf an der eindrückenden Probenflanke wird mittels Dehnmessstreifen die Durchbiegung senkrecht zur Plattenebene gemessen. Durch einen Vergleich von Proben gleichen Aufbaus, die verschieden hohe Impactenergien erfahren haben, kann die Restfestigkeit nach dem Impact kleiner Massen abgeschätzt werden.

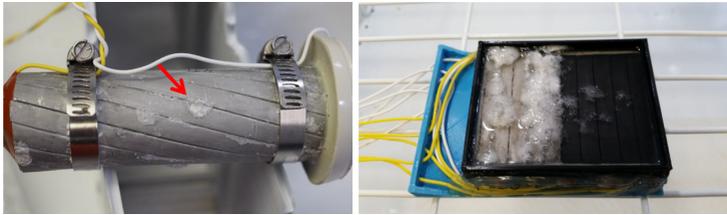
2.3.4 Korrosion hybrider Verbunde

An Bauteilen, in denen zwei Werkstoffe mit unterschiedlicher Elektronegativität elektrisch leitend verbunden sind, und gleichzeitig in Kontakt mit einem Elektrolyten stehen, findet galvanische Korrosion statt. Hierbei wird das unedlere (d.h. elektronegativere) Material abgetragen, und geht unter Abgabe von Elektronen als Ion in die Elektrolytlösung über. Die Elektronen werden zum edleren (d.h. weniger elektronegativen) Material geleitet, wo sie einer Reaktion mit der Elektrolytlösung zugeführt werden. Es entsteht dabei also ein Elektronen- und ein Ionenstrom, wobei das unedlere Material die Anode formt, und das edlere Material die Kathode [94, 95]. Im Falle der Kombination von Kohlenstofffasern und Aluminium ist das Aluminium mit einem Potential von ca. -0,8 bis -1 V das unedlere Material im Vergleich zum Kohlenstoff (Graphit) mit ca. 0,2 V [96–98]. Bei der maßgeblichen Korrosionsreaktion geht Aluminium als Al^{3+} -Ion in Lösung und gibt jeweils drei Elektronen ab. An der Kathode reagieren Sauerstoff und Wasser zusammen mit

den Elektronen zu OH^- -Ionen, die in der Elektrolytlösung bleiben. Die Kohlenstofffasern bleiben demnach bei dieser Reaktion inert. Die Al^{3+} -Ionen formen mit den OH^- -Ionen eine gallertartige $\text{Al}(\text{OH})_3$ -Masse [99].

Die beschriebene Reaktion wird in zahlreichen Arbeiten beobachtet, wenn Kohlenstofffasern aus einem CFK in Anwesenheit eines Elektrolyten direkten elektrischen Kontakt zu einem Metall haben. Beispielsweise zeigen Untersuchungen von Pan et al. [100], dass Lamine aus Epoxy-CFK und Magnesium bei ausreichend langer Lagerung in Salzwasser ohne mechanische Einwirkung vollständig delaminieren. Aluminium bildet zwar eine schützende Oxidschicht an der Oberfläche aus, die elektrisch nicht leitet, jedoch lokal durchbrochen werden kann [98, 101]. Somit kann auch hier Kontaktkorrosion stattfinden, wie beispielsweise die Arbeit von Håkansson et al. zeigt [99]. Sie untersuchen Korrosion von Aluminiumkabeln mit CFK-Kern, wobei die GFK-Isolierhülle des CFK-Kerns beschädigt wurde. Als Resultat wurden größere Mengen an $\text{Al}(\text{OH})_3$ -Gel beobachtet, welche sich in der Elektrolytlösung am Aluminium ablagern (siehe Abbildung 2.8a). Abbildung 2.8b zeigt diese $\text{Al}(\text{OH})_3$ -Masse in einem weiteren Laborversuch von Håkansson et al. [99], bei dem Aluminium (links) und Kohlenstoff (rechts) nur mit einer Elektrolytlösung leitend verbunden wurden, während der direkte elektrische Kontakt unterbrochen und über Kabel durch ein Strommessgerät geführt wurde. Auf diese Weise konnte das Auftreten des $\text{Al}(\text{OH})_3$ -Gels eindeutig mit der galvanischen Korrosion in Verbindung gebracht werden.

Korrosion von Aluminium ohne die Anwesenheit von Kohlenstofffasern oder anderen Kathoden kann zwar allgemein trotz Oxidschicht ebenfalls auftreten. Diese Reaktion ist jedoch durch Inhomogenitäten oder Verunreinigungen im Werkstoff sowie von der Ionenkonzentration im Elektrolyten verursacht und somit begrenzt, wodurch sie im allgemeinen deutlich langsamer abläuft [95]. Verschiedene Arbeiten, beispielsweise die beschriebene Arbeit von Håkansson et al. [99], aber auch jene von Srinivasan et al. [102], trennen den direkten elektrischen Kontakt zwischen Kohlenstofffasern und Aluminium. Die beiden Korrosionspartner sind jeweils beide in Kontakt mit einem



(a) Korrosion an Aluminium-Außenhülle mit CFK-Innenverstärkung

(b) Korrosion im Laborversuch, $\text{Al}(\text{OH})_3$ gelbförmig auf Aluminium (links)

Abbildung 2.8: Korrosionsprodukt $\text{Al}(\text{OH})_3$ aufgrund von galvanischer Korrosion von Aluminium und Kohlenstoff [99]

Elektrolyten, sind jedoch elektrisch nur über eine zur Strommessung angebrachten Leitung verbunden. Der experimentelle Aufbau an sich impliziert bereits, dass Korrosion ohne diesen elektrischen Kontakt nur in vernachlässigbarem Umfang auftritt.

Das Aussetzen von faserverstärkten Kunststoffen in nassen, warmen Umgebungen kann auch ohne Auftreten von galvanischer Korrosion zum Sinken von Festigkeit und Steifigkeit führen. Nguyen et al. [103] beobachten für CFK-Stahl-Laminat, die bei $50\text{ }^\circ\text{C}$ Temperatur für mehrere Monate Meerwasser ausgesetzt waren, einen Rückgang der Festigkeit um ca. 20 % sowie einen Rückgang der Steifigkeit um ca. 50 %. Zwar wurde auch Korrosion an der Stahlkomponente der Laminat beobachtet, jedoch ist Kontaktkorrosion hier aufgrund der galvanischen Trennung des CFK vom Stahl durch einen Epoxidharzklebstoff unwahrscheinlich. In zusätzlichen Versuchen am reinen Epoxidharzklebstoff wurde ermittelt, dass die Festigkeit und die Steifigkeit des Epoxidharzes um den gleichen Betrag sinkt wie jene des Laminats. Die Verringerung der Steifigkeit und Festigkeit kann also nicht der Korrosion zugeordnet werden, da sie im reinen Epoxidharz nicht auftreten kann, sondern muss allein durch die Degradation des Matrixmaterials begründet werden. Diese kann bei feuchter Umgebung durch die Aufnahme von Wasser entste-

hen. Untersuchungen in der Arbeit von Nguyen et al. weisen eine entsprechende Wasseraufnahme des Epoxidharzes von 5 Masse-% nach [103].

2.4 Analytische Modellierung von Sandwichstrukturen

2.4.1 Modellierung der Deckschichten

Faserverstärkung Die Faserverstärkung von Kunststoffteilen besteht häufig aus Kurzfasern mit einer Länge von ca. 1 mm [104]. Diese recht geringe Faserlänge resultiert meist aus der Herstellung im Spritzgussprozess, sowohl durch das verwendete Halbzeug in Pelletform als auch durch die Verarbeitung selbst, die mit hohen Scherkräften faserschädigend wirkt. Die Orientierung der Fasern ist hierbei prozessinduziert: Durch Strömungsrichtungen der Schmelze beim Werkzeugfüllvorgang, verbunden mit Viskositätsanstiegen beim Erstarren an der Werkzeugwand, entstehen lokale Vorzugsrichtungen. Längere Fasern mit einer Länge von ca. 25 mm werden im Sheet-Moulding-Compound (SMC) erreicht, bei dem mattenförmige Halbzeuge in einem Fließpressprozess verarbeitet werden [104]. Hier liegen die Fasern näherungsweise regellos vor, lediglich beeinflusst durch die Fließrichtung bei der Verarbeitung. Beide Verfahren haben gemeinsam, dass auch dreidimensionale Bauteile mit komplizierter Geometrie herstellbar sind, und durch einen hohen Grad an Automatisierbarkeit sowie relativ niedrige Rohstoffkosten oft geringe Herstellkosten anfallen [105].

Bei flächigen Bauteilen ist eine Faserverstärkung aus Endlosfasern möglich. Hierzu werden entweder trockene Textilmatten oder Rovings eingesetzt, oder vorimprägnierte Halbzeuge (Prepregs) [104]. Endlosfasern können in ihrer Orientierung auf die Lastrichtung im Bauteil angepasst werden, und weisen somit eine sehr ausgeprägte Verstärkungsrichtung auf. Darüber hinaus können sehr hohe Festigkeiten erreicht werden, da im Gegensatz zu kurzen Fasern die Last weniger häufig durch die Kunststoffmatrix zwischen den

Fasern übertragen werden muss. Auch die Steifigkeit ist bei Endlosfaserverstärkung höher als bei Kurzfaserverstärkung, was jedoch eher durch die ausgeprägtere Faserorientierung bedingt ist, und entsprechend auch nur für diese Richtung zutrifft. Bereits Faserlängen von ca. 1 mm können eine Steifigkeit bewirken, die etwa 90 % der mit Endlosfasern erzielbaren Steifigkeit entspricht [104]. Für Festigkeiten im Bereich von 90 % der mit Endlosfasern erzielbaren Werte sind jedoch Faserlängen in der Größenordnung von ca. 5 mm nötig, welche im Spritzgussprozess allgemein nicht erreicht werden [104]. Abgesehen von der Faserorientierung und -länge ist vor allem der Faservolumengehalt entscheidend für Steifigkeit und Festigkeit [106].

Im Fall von unidirektionaler Endlosfaserverstärkung kann die Verstärkungswirkung der Fasern, die generell auf der Mikrostrukturebene gilt, näherungsweise auf Bauteilebene angewandt werden. Maßgeblich sind der E-Modul und die Zugfestigkeit des Verbunds, in Abhängigkeit der Eigenschaften von Faser und Matrix, sowie des Faservolumengehalts.

Der E-Modul lässt sich hierbei je nach Belastungsrichtung errechnen. Für eine Belastung in Faserrichtung gilt das Iso-Dehnungs-Modell (Voigt-Modell) [106]. Es besagt, dass Fasern und Matrix bei einer Zugbelastung jeweils die gleiche Dehnung erfahren. Die Lastverteilung in Faser und Matrix lässt sich mit einer Feder-Parallelschaltung veranschaulichen. Der E-Modul des Verbunds E_{Voigt} ist hierbei eine lineare Zusammensetzung aus dem E-Modul der Faser E_f und jenem der Matrix E_m , gewichtet über den Faservolumenanteil v_f (Gleichung 2.5). Senkrecht zur Faserrichtung wird das Iso-Spannungs-Modell angewandt (Reuss-Modell), analog einer Feder-Reihenschaltung (Gleichung 2.6) [106].

$$E_{Voigt} = v_f \cdot E_f + (1 - v_f) \cdot E_m \quad (2.5)$$

$$E_{Reuss}^{-1} = v_f \cdot E_f^{-1} + (1 - v_f) \cdot E_m^{-1} \quad (2.6)$$

Für die Berechnung der Festigkeit ist zudem die Bruchdehnung der Matrix und der Faser relevant. Es wird hier jeweils die Festigkeit in Faserrichtung

betrachtet. In manchen faserverstärkten Werkstoffen, beispielsweise kohlenstofffaserverstärkter Keramik (CMC), hat die Faser eine höhere Bruchdehnung als die Matrix. Im Falle der hier betrachteten kohlenstofffaserverstärkten Kunststoffe ist jedoch meistens die Bruchdehnung der Matrix größer als jene der Faser [106]. Dies hat zur Folge, dass bei sehr kleinen Faservolumengehalten der Faserbruch bei Spannungen eintritt, bei denen die Festigkeit der Matrix noch nicht erreicht ist. Bei Versagen des Bauteils wird demnach die Festigkeit der Matrix unterschritten, da diese um den Querschnitt, welcher dem Faservolumengehalt entspricht, reduziert ist, wie in Gleichung 2.7 ausgedrückt ist. Hierbei werden Kerbwirkungen noch nicht berücksichtigt, sie würden den Effekt jedoch weiter verstärken [107]. Erst bei Überschreiten eines kritischen Faservolumenanteils wird eine Verstärkungswirkung durch die Fasern in Bezug auf die Festigkeit erreicht. Dies ist der Fall, wenn die Matrix vor Erreichen der Bauteil-Zugfestigkeit versagt, und die anliegende Spannung bis zum Versagen des Bauteils aufgrund der Fasern noch steigen kann. Für die Zugfestigkeit des Bauteils gilt also eine Abhängigkeit, die in Gleichung 2.8 ausgedrückt ist [108]. σ_m^* ist hierbei die Spannung in der Matrix, die bei der Bruchdehnung der Faser anliegt. Aufgrund der häufig relativ geringen Matrixfestigkeit wird der rechte Summand oft vernachlässigt [106], wodurch sich die Festigkeit des Verbunds proportional zum Faservolumenanteil aus der Faserfestigkeit errechnet.

$$R_{m, \text{matrixdominiert}} = R_{m, \text{Matrix}}(1 - v_f) \quad (2.7)$$

$$R_{m, \text{faserdominiert}} = R_{m, \text{Faser}}v_f + \sigma_m^*(1 - v_f) \quad (2.8)$$

2.4.2 Modellierung der Kernstrukturen

Schaumstrukturen Für offenzellige Schaumstrukturen kann nach Ashby et al. [28, 45] angenommen werden, dass der effektive E-Modul proportional zum Quadrat der effektiven Dichte ist. Dividiert man jeweils durch den Wert des monolithischen Werkstoffkennwerts, erhält man Gleichung 2.9. Dieser

Zusammenhang resultiert aus einer Modellvorstellung, dass die offenzellige Schaumstruktur aus einer Art Drahtmodell von miteinander verbundenen Kuben besteht. Unter Zugbelastung sind die Zellstege (d.h. die Kanten der Kuben) einerseits selbst auf Zug beansprucht, andererseits an den jeweils mittig anliegenden Verbindungen auf Biegung belastet. Aufgrund des Aspektverhältnisses der Zellstege ist die Biegeverformung weitaus größer, sodass die Zugverformung der Zellstege vernachlässigt wird. Bei Biegebeanspruchung von Balken ergäbe ein Werkstoffindex nach Ashby (vgl. Abschnitt 2.1.4) den in Gleichung 2.9 beschriebenen quadratischen Zusammenhang zwischen E-Modul und Dichte. Schäume gleichen Werkstoffs, aber verschiedener Dichte, liegen somit automatisch auf derselben Werkstoffauswahlgeraden. Der beschriebene Zusammenhang ermöglicht also eine einfache und dennoch relativ genaue Beschreibung des effektiven E-Moduls einer offenzelligen Schaumstruktur in Abhängigkeit ihrer relativen Dichte.

$$\frac{E_{c, \text{offenzellig}}}{E_{\text{solid}}} = \left(\frac{\rho_c}{\rho_{\text{solid}}} \right)^2 \quad (2.9)$$

Für geschlossenzellige Schaumstrukturen muss zusätzlich zu den Zellstegen die Scherung der Zellwände beachtet werden. Ashby et al. [28, 45] zeigen, dass das Modell der offenzelligen Schaumstrukturen durch eine Erweiterung auch für geschlossenzellige Schaumstrukturen gilt. Hierzu wird ein Faktor ϕ eingeführt, der das Zellstegvolumen im Verhältnis zum Materialvolumen des Schaums darstellt (vgl. Gleichung 2.10). Das relative Zellwandvolumen entspricht somit der Größe $(1 - \phi)$. Für bestimmte Schaumgeometrien mit tetrakaidekaederförmigen Zellen und einer relativen Dichte von unter 20 % wird ein Verhältnis nach Gleichung 2.11 aufgeführt [45]. Hierbei erhalten die Konstanten in Gleichung 2.10 zur Erzielung einer Übereinstimmung der Gleichungen folgende Werte: $C_1 = 0,69$, $C'_1 = 1$, sowie $\phi = 0,68$.

$$\frac{E_{c, geschlossenzellig}}{E_{solid}} = C_1 \phi^2 \left(\frac{\rho_c}{\rho_{solid}} \right)^2 + C_1' (1 - \phi) \frac{\rho_c}{\rho_{solid}} \quad (2.10)$$

$$\frac{E_{c, geschlossenzellig}}{E_{solid}} = 0,32 \left[\left(\frac{\rho_c}{\rho_{solid}} \right)^2 + \frac{\rho_c}{\rho_{solid}} \right] \quad (2.11)$$

2.4.3 Modellierung der quasistatischen Eigenschaften des Sandwichverbunds

Sandwichtheorie Aus den mechanischen Eigenschaften von Deckschicht und Kern kann durch verschieden genaue Modelle die Biegesteifigkeit des Sandwichs errechnet werden. Gleichung 2.1 (vgl. Abschnitt 2.1.4) berücksichtigt die Biegesteifigkeit von Kern und Deckschicht, Gleichung 2.4 lediglich den Steineranteil durch die Verschiebung der Deckschichten aus der neutralen Faser. Bedingungen für diese Vereinfachung sind dünne Deckschichten und eine geringe Steifigkeit des Kerns (vgl. Abschnitt 2.1.4).

Dieses Modell (Gleichung 2.1) ist oft hinreichend genau, berücksichtigt jedoch keine Schubverformung. Die gesamte Biegeverformung des Sandwichs kann als Superposition aus reiner Biegung und Schub dargestellt werden [3]. Gleichung 2.12 zeigt den Zusammenhang zwischen Biegemoment M und Biegeanteil der Biegelinie w_σ für allgemeine Balken [109]. Der Schubanteil kann durch die Timoshenko-Näherung berücksichtigt werden (Gleichung 2.13 für allgemeine Balken, mit Schubkorrekturfaktor χ) [109].

$$\frac{\partial^2 w_\sigma(x)}{\partial x^2} = - \frac{M_y(x)}{EI_y} \quad (2.12)$$

$$\frac{\partial w_\tau(x)}{\partial x} = \frac{Q(x)}{G \cdot A \cdot \chi} \quad (2.13)$$

Durch Integration der Gleichungen 2.12 bzw. 2.13 erhält man jeweils eine Gleichung für den Biege- und den Schubanteil der Biegelinie. Mit Hilfe

geeigneter Randbedingungen, die die Stetigkeit und ggf. die Differenzierbarkeit der Biegelinien definieren, lässt sich ein lineares Gleichungssystem mit zwei Gleichungen ableiten, das die Unbekannten E und G sowie jeweils pro Gleichung einen Wert der Durchbiegung enthält.

Im Biegeversuch müssen demnach zwei Werte der Durchbiegung gemessen werden, um sowohl den E-Modul als auch den Schubmodul zu erhalten. Im Dreipunkt-Biegeversuch wird im Normalfall nur die Auslenkung in der Probenmitte gemessen, womit nur ein Wert der Durchbiegung vorliegt. Soll der Schubmodul berücksichtigt werden, kann über einen zweiten Versuchsdurchlauf bei variiertem Auflagerabstand der zweite Wert ermittelt werden, wodurch das Gleichungssystem bestimmt ist. Hierfür ist jedoch die doppelte Anzahl Proben notwendig. Im Vierpunkt-Biegeversuch ist es oft möglich, die Durchbiegung an den inneren Auflagern sowie in der Probenmitte zu messen, wodurch trotz aufwendigerem Versuchsaufbau (z.B. momentenfreie Lagerung der inneren Auflager) eine praktikable Durchführung möglich ist.

Failure Mode Maps Außer den elastischen Biegeeigenschaften ist eine Aussage über das Versagensverhalten bei Sandwichverbunden besonders von Belang. Anders als die linear-elastische Steifigkeit kann die Festigkeit allgemein nicht mit einer einzigen Gleichung beschrieben werden. Je nach Dimensionierung und Auflagerabstand kann der Versagensmechanismus variiert werden. Es kann beispielsweise die Deckschicht oder die Kernschicht versagen. Auch lokale Spannungsspitzen können Versagen auslösen, beispielsweise als Eindruck an den Auflagern oder als lokale Eindrücke der Deckschicht in die Kernstruktur. Grenzflächeneffekte können beispielsweise in Form von Debonding (Ablösen der Deckschicht vom Kern) oder Delamination (Grenzflächenversagen innerhalb der Deckschicht) zum Versagen des Verbunds führen. Als systematischer Ansatz zur Charakterisierung des Versagensverhaltens von Sandwichverbunden haben sich sogenannte *Failure Mode Maps* etabliert [45]. Sie zeigen den wahrscheinlichsten Versagensmechanismus eines Sandwichs in Abhängigkeit seiner Geometrie und der

Auflagerabstände. Abbildung 2.9 zeigt beispielhaft eine solche Darstellung, wobei die vertikale Achse das Deckschicht-Kern-Verhältnis t/c darstellt, und die horizontale Achse das Verhältnis aus Kerndicke t und Auflagerabstand (der Abstand der inneren Auflager wird hier mit S bezeichnet, und der Abstand der äußeren Auflager mit l).

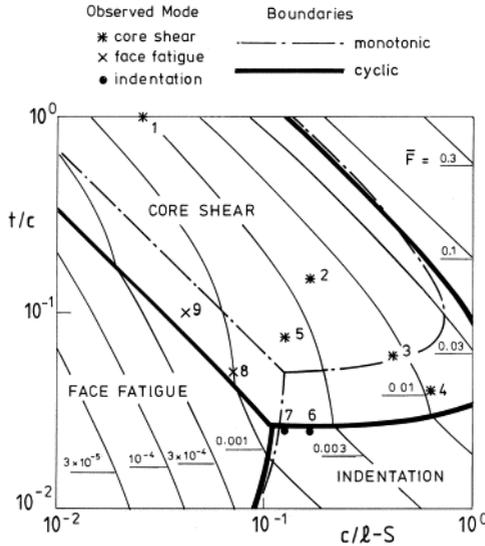


Abbildung 2.9: Beispielhafte Darstellung einer Failure Mode Map [110]

Das Erstellen einer solchen Failure Mode Map basiert auf dem Bestimmen der Grenze zwischen zwei auftretenden Versagensmoden. Hierzu werden die jeweils versagenskritischen Kräfte als Gleichung dargestellt und gleichgesetzt [45]. Daraus resultiert eine Funktion, die als entsprechende Grenzlinie in die Failure Mode Map eingezeichnet wird. Die kritische Kraft jedes auftretende Versagensmechanismus wird nacheinander mit allen anderen jeweils relevanten kritischen Kräften gleichgesetzt, um alle theoretisch möglichen Grenzfunktionen zu erhalten. Die Funktionen werden auf ihre jeweils relevanten Bereiche beschnitten, worauf einzelne „Versagensgebiete“ im Diagramm erkennbar werden. Aufgrund der Ähnlichkeit zu einer geographi-

schen Karte wird die Bezeichnung *Failure Mode Map* verwendet. Ley et al. [111] fassen verschiedene Versagensmechanismen für Sandwichverbunde zusammen, und beleuchten speziell das *Wrinkling*, d.h. lokales Knittern. Sie zeigen die Gleichungen kritischer Spannungen, jedoch keine Failure Mode Maps. Triantafillou et al. [43, 112] zeigen eine frühe, grundlegende Arbeit zu Failure Mode Maps, die auf Sandwichkonfigurationen mit Schaumkernen angewandt werden. Sie führen hierzu die Gleichungen der kritischen Kräfte aus der Literatur zusammen, und erstellen daraus Failure Mode Maps als Funktionen der relativen Kerndichte in Abhängigkeit des Verhältnisses von Deckschichtdicke und Aufspannlänge. Diese Maps werden anhand mechanischer Versuche an Sandwichverbunden aus Aluminiumdeckschichten und PUR-Schaumkern validiert. Petras et al. [78] sowie Hussein et al. [113] untersuchen Failure Mode Maps für Sandwichverbunde mit Wabekern. Petras et al. [78] erzielen hierbei eine dreidimensionale Darstellung der FMM, mit zusätzlicher Abhängigkeit von der jeweils resultierenden Versagenskraft. Hussein et al. [113] beleuchten insbesondere den Versagensfall des *Dimpling*, bei dem die Deckschicht lokal in eine Wabenzelle des Kerns beult, und ermitteln einen mathematischen Ausdruck der kritischen Kraft für *Dimpling* (vgl. Abschnitt 5.4.3, Gleichung 5.53). Der Versagensfall *Kernschub* kann in verschiedenen Moden auftreten, welche sich hauptsächlich im Knicken der Deckschichten unterscheiden. McCormack et al. [76] veranschaulichen zwei Moden „A“ und „B“ im Dreipunkt-Biegeversuch, wobei die Deckschicht bei Mode A nur am inneren Auflager knickt, und bei Mode B zusätzlich an den äußeren Auflagern (siehe Abbildung 2.10). Entsprechend muss für die Berechnung der kritischen Kraft das Biegen der Deckschichten sowie die unterschiedliche Länge des gescherten Kerns berücksichtigt werden.

Für Sandwichverbunde mit geschlossenem Aluminiumschaumkern und Aluminiumdeckschichten zeigen Bart-Smith et al. [77] eine umfassende Arbeit, in der mittels Dreipunkt-Biegeversuchen eine Failure Mode Map erstellt und mittels FEM validiert wird. Jiang et al. [114] zeigen ähnliche Untersuchungen für Aluminium-Sandwichverbunde mit sehr dicken Deckschicht-

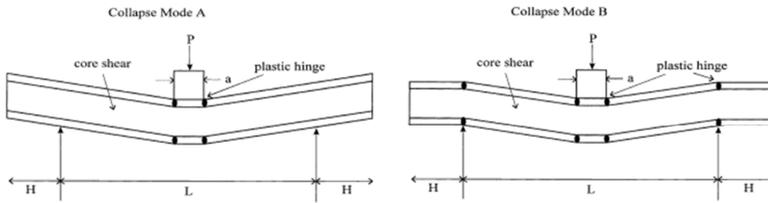


Abbildung 2.10: Versagensmechanismus Kernschub, unterschiedliche Moden [76]

ten, und stellen die resultierenden Failure Mode Maps als dreidimensionale Funktion mit der zusätzlichen Abhängigkeit vom Verhältnis der E-Moduln von Deckschicht und Kern dar. Auch McCormack et al. [76] untersuchen Sandwichverbunde ähnlich derer von Bart-Smith et al., und zeigen beim Erstellen der Funktionen für die kritischen Kräfte detaillierte Annahmen der plastischen Biegeverformung, die auf dem beobachteten Verformungsverhalten basieren. Die Untersuchungen von Steeves et al. [44, 79] beinhalten ein umfassendes analytisches Modell des Versagens durch lokale Indentierung, welches auf Sandwichverbunde mit Schaumkern angewandt wird und anhand GFK-PVC-Schaum-Sandwiches überprüft wird. Crupi et al. [21] vergleichen Aluminium-Wabenstrukturen und geschlossenzellige Aluminiumschäume als Sandwichkerne im Verbund mit Aluminium-Deckschichten. Für die quasistatische Charakterisierung wird ein Dreipunktbiegeversuch genutzt. Angepasst an die relativ duktile Sandwichkonfiguration werden neue Versagensmoden des Biegeversagens entwickelt, die den beobachteten Versagensbildern entsprechende Knickstellen der Deckschichten berücksichtigen. Ein Versagensfall zeigt auf der Seite des oberen Auflagers, welches den Eindruck erzeugt, außer an der Stelle des Auflagers auch links und rechts Knicke in der Deckschicht. Auf der Probenunterseite ist lediglich ein Knick unter dem Auflager zu beobachten. Weiterhin wurde einseitiges Versagen beobachtet, bei dem jeweils in der oberen und der unteren Deckschicht an der Stelle des mittleren Auflagers sowie auf einer Seite davon ein Knick beobachtet wird. Das ursprüngliche Modell berücksichtigt lediglich zur Sandwi-

chebene und senkrecht dazu symmetrische Knickverteilungen [76]. Chen et al. zeigen das Erstellen einer Failure Mode Map im Vierpunkt-Biegeversuch, und passen die Gleichungen entsprechend auf das zusätzliche Auflager an.

2.4.4 Modellierung der dynamischen Eigenschaften des Sandwichverbunds

Energy Balance Model Dynamisches Materialverhalten bei einem Impactvorgang lässt sich auf verschiedene Weisen modellieren. Feder-Massen- oder plattenbasierte Modelle können beispielsweise den Kraft- und Deformationsverlauf des gesamten Impactvorgangs modellieren, und werden daher häufig verwendet [115–120]. Jedoch ist hierfür oft eine Vielzahl von Materialkennwerten und Impactvariationen nötig.

Die Anwendung eines Energiegleichgewichtsmodells (Energy Balance Model) ermöglicht die Extrapolation der Maximalkräfte bei einem Impact in Abhängigkeit der Auftreffgeschwindigkeit. Sie bieten also keine Information über den Verlauf des Impactvorgangs, und mit den Maximalkräften auch keinen Werkstoffkennwert an sich. Das Ergebnis hat aber beispielsweise für Crashanwendungen große Relevanz. Hier ist bei gegebener Impactenergie eine möglichst geringe Maximalkraft (und somit eine möglichst geringe Beschleunigung) entscheidend für Transportschäden oder, im Fall von Personentransport, den Grad von Verletzungen. Darüber hinaus kann, je nach Sandwichaufbau, die Extrapolation rein auf Basis von Impactversuchen mit Variation der Aufprallenergie erfolgen.

Häufig werden Energy Balance Models auf Basis von Durchstoßversuchen (*low velocity impact*, LVI) angewandt, wie beispielsweise von Crupi et al. [19, 20, 23]. Dynamische Versuche mit Geschwindigkeiten im Bereich der Schallgeschwindigkeit (*high velocity impact*, HVI) existieren im Bereich der Ballistik [121, 122]. Die Relevanz dieser HVI-Versuche für Sandwichverbunde liegt zum Beispiel in der Luftfahrt im Einschlag von Vögeln auf die Tragflächen. Für die Verwendung im Energy Balance Model sind jedoch

Probekörper vorausgesetzt, die nicht vollständig perforiert sind, d.h. zumindest die dem Einschlag abgewandte Deckschicht muss noch intakt sein. Im HVI-Test ist dies nur mit relativ geringen Impactmassen möglich. Dietrich et al. [91] präsentieren einen Versuchsaufbau für den Einschlag kleiner Massen (vgl. Abschnitt 2.3.3), und erreichen somit Impactgeschwindigkeiten und -massen, die im für den Transportsektor relevanten Bereich liegen.

Crupi et al. [19, 20, 23] vereinfachen ein Modell von Shivakumar et al. [119], nach dem sich die Impactenergie aus einer Summe der Teilenergien von Biege-, Scher-, Membran- und Kontakteffekten zusammensetzt [119]. Die gesamte Impactenergie wird im LVI-Versuch ermittelt. Der Biege- und Scheranteil ist über eine kombinierte, lineare Steifigkeit darstellbar; die Kontakteffekte wiederum über eine nichtlineare Steifigkeit. Crupi et al. vernachlässigen für die von ihnen untersuchten Sandwichkonfigurationen den Membrananteil, da die Sandwichproben mit 10 mm Dicke kein Membranverhalten zeigen. Die Steifigkeit des Biege- und Scheranteils wird aufgrund ihrer Linearität über die Maximalkraft und die globale Probenverformung ermittelt. Der Kontaktenergieanteil kann somit aus der Gesamtgleichung der (experimentell ermittelten) Impact-Gesamtenergie sowie der linear berechneten Biege- und Scherenergie errechnet werden [20].

3 Werkstoffe und Probengeometrien

3.1 Sandwich-Deckschicht

3.1.1 Deckschichtwerkstoffe

Die Deckschichten sämtlicher in dieser Arbeit betrachteten Sandwichproben bestehen aus kohlenstofffaserverstärktem Kunststoff mit einer Matrix aus geschäumtem Polyurethan.

Die Kohlenstofffasern wurden als mattenförmiges Halbzeug verarbeitet. Hierbei kamen kontinuierliche, biaxial ($0/90^\circ$) ausgerichtete Fasermatten mit einem Flächengewicht von 160 g/m^2 zum Einsatz. Es wurden Leinwandgewebe vom Typ „Style 447 3K Aero“ sowie Gelege vom Typ „Dynaotex HS 15/80 DLN2“ eingesetzt, bezogen von der Firma Lange+Ritter. Hierbei war das Ziel, die theoretisch besseren Eigenschaften einer Gelegeverstärkung aufgrund von geringerer Faserondulation mit jenen der im Herstellprozess besser handhabbaren Gewebeerstärkung zu vergleichen. Die Gewebe wurden aus 3K-Kohlenstofffaserrovings hergestellt, und weisen in beide Faserrichtungen einen Rovingabstand von ca. 2,5 mm auf. Bei den beschriebenen Gelegen handelt es sich um unidirektional ausgerichtete Fasermatten mit einem Flächengewicht von 80 g/m^2 , hergestellt aus 15K-Kohlenstofffaserrovings. Um die gleiche Faserorientierung wie bei den Gewebe-Konfigurationen zu erhalten, wurden immer zwei Gelegematten senkrecht zueinander gestapelt verarbeitet. Das Flächengewicht der einzelnen Gelege-Lage von 80 g/m^2 entspricht den leichtesten am Markt verfügbaren

baren Kohlenstofffasergelegen, die flächig bebindert einen ausreichende Zusammenhalt für die Handhabbarkeit bei der Fertigung aufweisen. Das durch orthogonales Stapeln entstehende Flächengewicht von 160 g/m^2 pro $0/90^\circ$ -Lage entspricht demnach der unteren Grenze der untersuchten Flächengewichte. Zur Vergleichbarkeit werden für beide Textiltypen die gleichen Inkremente an Faserflächengewicht untersucht.

Die PUR-Matrix wurde während der Sandwich-Fertigung aus den Komponenten Isocyanat und Polyol hergestellt. Hierbei kamen das Isocyanat „PUR 900“ sowie das Polyol „PUR 569 IT“ der Firma Rühl Puromer zum Einsatz. Die PUR-Matrix diente dabei gleichzeitig als Klebstoff für die Verbindung der Deckschichten mit dem Kern.

3.1.2 Aufbau der Deckschicht

Der Aufbau der Deckschicht wurde auf zwei Weisen variiert. Zum einen wurden, wie beschrieben, Gelege und Gewebe miteinander verglichen. Zum anderen wurden durch Stapeln von Faserhalbzeugmatten verschiedene Flächengewichte erreicht. Hierbei wurden drei Variationen verglichen, bei denen jeweils eine, zwei, oder drei Fasermattenschichten pro Deckschicht verarbeitet wurden – resultierend in Deckschichten mit 160 , 320 bzw. 480 g/m^2 . Die Faserorientierung ist jeweils immer biaxial $0/90^\circ$.

3.2 Sandwichkern

Als Sandwichkern wurden vier verschiedene Aluminiumschäume verarbeitet. Das Herstellverfahren der Sandwichverbunde erlaubt die Verwendung offenzelliger Schaumtypen, weswegen diese mit als Sandwichkern etablierten geschlossenzelligen Schaumstrukturen verglichen werden sollten. Darüber hinaus wurde die Dichte jeder Kernstruktur möglichst gering gewählt, um das Leichtbaupotential der Sandwichverbunde zu erhalten. Unter den untersuchten Kerntypen waren daher ein offenzelliger Schaum (nachfolgend

„oc“ für *open cells*), ein geschlossenzelliger Schaum (nachfolgend „cc“ für *closed cells*), ein geschlossenzelliger Schaum mit besonders großen Poren (nachfolgend „bigcc“ für *big closed cells*), sowie ein geschlossenzelliger Schaum basierend auf der „cc“-Struktur, bei dem per Sandstrahler die Zellwände in Plattenebene teilweise entfernt wurden (nachfolgend „bc“ für *blasted cells*). Letztere beiden Kerntypen weisen jeweils eine für geschlossenzellige Aluminiumschäume besonders geringe Dichte auf, und sind daher in Bezug auf das Leichtbaupotential interessant. Sämtliche Schaumtypen wurden als Platten mit den Abmaßen 350 x 250 x 20 mm³ geliefert. Tabelle 3.1 zeigt eine Übersicht der Kernstrukturen samt zugehöriger Angaben aus dem jeweiligen Hersteller-Datenblatt. Abbildung 3.1 zeigt für jede Kernstruktur einen Detailausschnitt zur Veranschaulichung der Größenverhältnisse und Morphologie.

Tabelle 3.1: Verwendete Kernstrukturen mit Herstellerangaben

Kerntyp	Hersteller	Handelsname	Dichte (g/cm³)	Porengröße (PPI)
oc	Mayser	m.pore 10 AlSi7	0,11-0,16	10
cc	AlCarbon	Alcoras HD.B	0,18-0,25	3-5
bigcc	AlCarbon	Alusion-Core	0,115	1-2
bc	AlCarbon	Porof foam HD.B	0,14-0,18	3-5

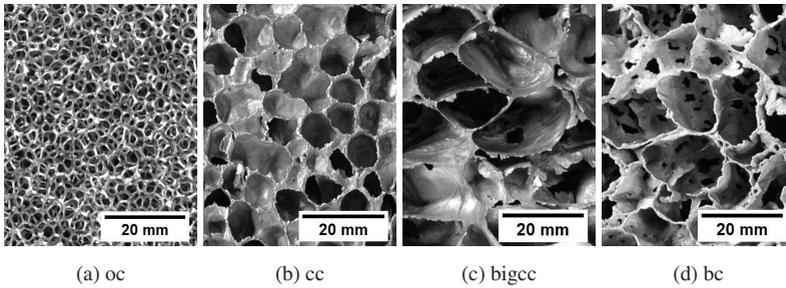


Abbildung 3.1: Detailausschnitte der verwendeten Kernstrukturen, Bezeichnungen der Schaumtypen vgl. Tabelle 3.1

3.3 Herstellverfahren der Sandwichverbunde

3.3.1 Polyurethan-Sprühprozess

Der in [39, 40] beschriebene Polyurethan-Fasersprühprozess wurde für die Handhabung der Sandwich-Rohlinge mit trockenen Kohlenstoffasermatten modifiziert und ähnelt damit dem SCS-Prozess von KrausMaffei [39]. Abbildung 3.2 veranschaulicht diesen modifizierten Herstellungsprozess in fünf Stufen. Im ursprünglichen Fasersprühprozess wird ein Polyurethan-Schnittfasergemisch auf beide Seiten einer Sandwich-Kernstruktur aufgetragen. Hier wurden jedoch mattenförmige Faserhalbzeuge verarbeitet, die trocken auf der Kernstruktur fixiert wurden (Punkt 1 in Abbildung 3.2) und somit einen Sandwich-Rohling bildeten (Punkt 2 in Abbildung 3.2). Es mussten daher keine Schnittfasern mehr aufgesprüht werden.

Um beide Seiten des trockenen Sandwich-Rohlings mit Deckschichten zu versehen, wird im Fasersprühprozess ebenso wie im SCS-Prozess nach dem ersten Sprühauftrag der Sandwichrohling gewendet, um die zweite Seite ebenfalls besprühen zu können. Die Handhabung von Fasermatten birgt hierbei das Risiko, dass die Fasern der zuerst besprühte Seite beim Wenden des Sandwich-Rohlings aufgrund der Schwerkraft vom Kern abheben und

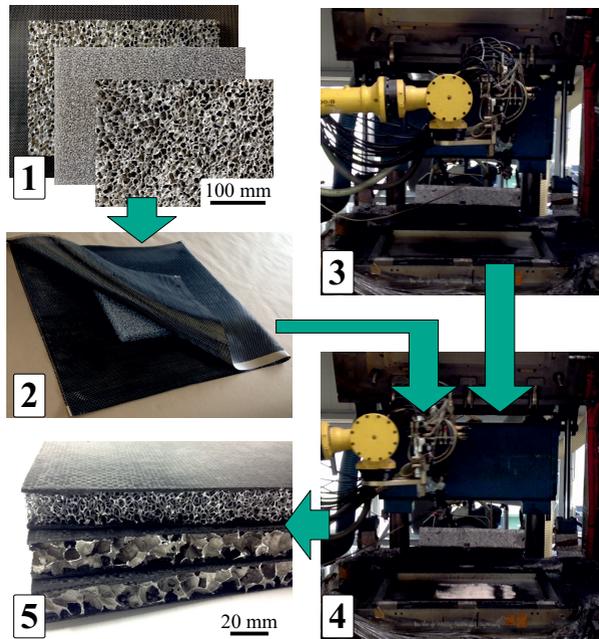


Abbildung 3.2: Schema der Sandwichherstellung: Schaumkern (1), umwickelt mit Kohlenstofffasertextil (2), PUR-Auftrag (3), sowie folgende Aushärtung im Formenträger (4). Fertige Sandwichverbunde (5)

verrutschen. In diesem Fall ist die gewünschte Faserorientierung nicht mehr sichergestellt. Im modifizierten Polyurethansprühprozess wird daher die Polyurethanmenge für die erste Deckschicht nicht auf den trockenen Sandwich-Rohling, sondern direkt in die Werkzeugform eingebracht (Punkt 3 in Abbildung 3.2). Hierzu war, wie in den Arbeiten von Dietrich [41] und Kuppinger [42, 123], eine Hochdruck-Mischdüse für die Polyurethankomponenten an einem Roboterarm befestigt. Die Komponenten wurden auf einer konstanten Temperatur von 28 ± 3 °C gehalten. Mit einer konstanten Austragsrate von 58 g/s bei einem Druck von 150 bar wurde das gemischte Polyurethanharz in zwei Bahnen ausgebracht. Der Abstand des Mischkopfes zum Werkzeugboden betrug dabei ca. 360 mm, die Bahnen waren um 160 mm ge-

trennt. Durch verschiedene Verfahrensgeschwindigkeiten des Roboterarms auf der gleichen Bahn konnte die aufgetragene PUR-Menge variiert werden. Unmittelbar nach dem PUR-Auftrag in die Werkzeugform wurde der trockene Sandwich-Rohling im Werkzeug platziert und ein zweiter PUR-Auftrag mit den jeweils gleichen Parametern in Gang gesetzt (Punkt 4 in Abbildung 3.2). Im Anschluss wurde die auf konstante 60 °C beheizte Werkzeugform geschlossen, um den Aushärteprozess in Gang zu setzen. Die Länge und Breite der Kavität waren mit 950x550 mm² deutlich größer als die der Sandwichrohlinge (Kernmaße 350x250 mm²). Dies hatte zur Folge, dass vor allem bei höheren PUR-Auftragsmengen ein Teil des Harzes seitlich am Sandwich-Rohling vorbeifließen konnte. Die Höhe der Kavität wurde mit Distanzblöcken auf 20 mm eingestellt. Hierdurch konnten Sandwich-Panels mit definierter Dicke hergestellt werden, ohne durch zu hohe Drücke die Kernstruktur zu kompaktieren. Auf diese Weise konnten Sandwiches mit strukturell verschiedenen Kernen im gleichen Herstellprozess gefertigt werden (Punkt 5 in Abbildung 3.2). Beim Vergleich des Verhaltens dieser Kernstrukturen im Sandwich sind demnach etwaige Verfälschungen durch sich unterscheidende Produktionseinflüsse auszuschließen.

Die Polyurethanmenge wurde nach Vorversuchen in drei Inkrementen variiert: 75,5 g/m, 113,3 g/m, sowie 226,6 g/m. Die geringste Menge (Austrag 75,5 g/m) entspricht dabei der Menge, die in den Vorversuchen noch gerade so für die Infiltration der Fasern ausreichend erschien. Die mittlere Menge (Austrag 113,3 g/m) wurde in Vorarbeiten [41] erfolgreich verwendet, jedoch in Verbindung mit einer Fasersprühvorrichtung, wodurch in Bezug auf die Infiltration der Fasern eine direkte Vergleichbarkeit nicht gegeben ist. In Vorversuchen zu dieser Arbeit wurde mit dieser Menge allerdings ebenfalls eine stabil wirkende Verbindung zwischen Deckschicht und Kern erzielt. Für die dritte Variation wurde diese Menge verdoppelt (226,6 g/m). Hierbei wurde eine größere Eindringtiefe des Polyurethans in den Sandwichkern erreicht, ohne dabei den Sandwichkern komplett auszufüllen.

3.3.2 Übersicht der variierten Parameter

Tabelle 3.2 zeigt eine Matrix der variierten Komponentenparameter der hergestellten Sandwichverbunde. Der Aufbau der Sandwichplatten ist zusammen mit einer Veranschaulichung der Komponentenparameter in Abbildung 3.3 illustriert. Als Standardkonfiguration wurde ein Sandwich mit 320 g/m² Flächengewicht der Deckschicht, Gewebe-Architektur, 113,3 g/m PUR Austragsmenge und oc-Kern gewählt. Ausgehend hiervon wurden zum Vergleich des Einflusses der einzelnen Komponentenparameter auf die mechanischen Eigenschaften unterschiedliche Sandwichvarianten gefertigt.

Tabelle 3.2: Übersicht der variierten Sandwichparameter

Parameter	Varianten
1 Deckschichtfasergewicht (g/m ²)	160 320 480
2 Deckschichtfaserarchitektur	gew (Gewebe) gel (Gelege)
3 Austragsmenge PUR (g/m)	75,5 113,3 226,6
4 Kerntyp	oc cc bigcc bc

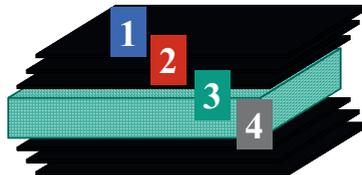


Abbildung 3.3: Schematische Darstellung des Sandwichaufbaus mit variierten Parametern entsprechend Tabelle 3.2

Ausgehend von den enthaltenen Komponenten wurde eine Nomenklatur für die Probenbezeichnung eingeführt. Sie entspricht in der gleichen Reihenfolge wie in Tabelle 3.2 (von oben nach unten) den Abkürzungen der Komponenten. Die beschriebene Standardkonfiguration wird demnach mit „320 gew 113 oc“ bezeichnet.

Es sei angemerkt, dass aufgrund des Versuchsplans nicht alle möglichen Parameterkombinationen untersucht wurden. Darüber hinaus konnten aufgrund von schlechter Deckschicht-Infiltration keine Sandwichplatten mit 480 g/m^2 -Gelege-Deckschichten gefertigt werden. Hier wurden lediglich Gewebe-Deckschichten untersucht. Tabelle 3.3 zeigt eine Übersicht der untersuchten Sandwichkonfigurationen. Zur eindeutigen Zuordnung der Parameterkombinationen in den Diagrammen der Versuchsergebnisse in Kapitel 6 wurde eine Nomenklatur der Symbole entwickelt, die ebenfalls in Tabelle 3.3 aufgeführt ist.

Tabelle 3.3: Übersicht der untersuchten Sandwichkonfigurationen

Konfiguration	Symbol	Konfiguration	Symbol
160gel75oc		320gel75oc	
160gel75bc			
160gel113oc		320gel113oc	
160gel113cc		320gel113cc	
		320gel113bc	
160gel226oc		320gel226oc	
160gew75oc		320gew75oc	
160gew75bc		320gew75bc	
160gew113oc		320gew113oc	
160gew113cc		320gew113cc	
		320gew113bigcc	
		320gew113bc	
160gew226oc		320gew226oc	
		480gew226oc	
160gew226bc		320gew226bc	
		480gew226bc	

3.4 Probengeometrien

3.4.1 Probengeometrie für Zugversuch an den Deckschichten

Für die Zugversuche am Deckschichtmaterial wurden keine Proben aus eigens hergestellten CFK-Platten gefertigt. Grund hierfür ist hauptsächlich der Infiltrationsprozess, der durch das Aufschäumen des PUR angetrieben wird, welches bei der Herstellung der Sandwichverbunde aus der Deckschicht in die Kernstruktur austreten kann. Würde man mit dem PUR-Sprühprozess Deckschichten ohne anliegende Kernstruktur fertigen, wäre der Infiltrations- und Schäumvorgang signifikant anders als bei der Sandwichherstellung. Darüber hinaus zeigte eine erste Begutachtung der hergestellten Sandwichplatten, dass der Faserverlauf in der Deckschicht teilweise durch Kernligamente onduliert wurde. Diese Ondulation ist ohne Anwesenheit der Kernstruktur bei der Deckschichtherstellung nicht darstellbar. Die Deckschicht, und speziell ihr Verhalten im Zugversuch, ist demnach durch die Sandwich-Herstellung beeinflusst. Anstatt Deckschichtplatten für die mechanische Charakterisierung separat herzustellen, wurden demnach aus Sandwichplatten mit einer Bandsäge Deckschichtproben herausgetrennt. Hierdurch konnten die Deckschichten demnach in jener Beschaffenheit geprüft werden, die auch im Sandwichverbund vorlag. Ein daraus entstehender Nachteil ist, dass die dem Sandwichkern zugewandte Probenseite geometrisch nicht bestimmbar ist. Durch den bei der Herstellung entstehenden „Telegrafmast-Effekt“ [5], bei dem die Deckschichtfasern leicht in die Zwischenräume der oberflächennahen Kernligamente eingedrückt werden, gibt es keine eindeutige, glatte Grenzebene zwischen Deckschichtfasern und Kernstruktur. Ein lokales Durchtrennen der Fasern ist unbedingt zu vermeiden. Beim Extrahieren der Proben verbleiben also Reste der Kernstruktur an der Deckschicht (vgl. hierzu Abbildung 4.8a). Die verwendeten Aluminiumkerne wiesen lediglich 4-9 % relative Dichte auf, zudem bestanden

kaum direkte Verbindungen zwischen den an der Deckschicht verbleibenden Kernligamenten. Auch der Überschüssige PUR-Schaum hat im Vergleich zu Kohlenstofffasern eine sehr geringe Steifigkeit. Daher wurde der Einfluss der an der Deckschicht verbleibenden Kernfragmente für vernachlässigbar befunden. Um die Querschnittfläche der Faserpakete in der Deckschicht dennoch genau bestimmen zu können wurde eine Teilmenge der Deckschichten mittels Computertomographie vermessen, vgl. Abschnitt 4.1.2.

Die Probengeometrie nach DIN EN ISO 527-5, Typ B schreibt eine Länge von 250 mm und eine Breite von 25 mm vor [57]. Typ B ist hierbei eigentlich für Faserorientierungen senkrecht zur Probenrichtung gedacht. Der alternative Typ A mit nur 15 mm Breite ist für Faserorientierung in Probenrichtung vorgeschrieben. Die in der Deckschicht vorliegende biaxiale 0-/90°-Faserorientierung ist in der Norm nicht explizit vorgesehen, ist aber aus den beschriebenen Gründen der durch den Herstellprozess beeinflussten Eigenschaften nötig. Um mögliche Kerbwirkungen durch die beschriebene Faserondulation zu reduzieren, und somit das Verhalten in größeren Sandwichplatten abzubilden, wurde Typ B ausgewählt. Die in der Norm vorgeschriebene Probendicke von 2 mm wurde angestrebt, jedoch aus der beschriebenen Berücksichtigung der Faserondulation nicht immer eingehalten.

Abbildung 3.4 zeigt die Orientierung der Deckschicht-Zugproben und definiert die verwendete Konvention der Richtungsangabe. Da die Faserorientierung in der Sandwichplatte biaxial mit 0/90° vorliegt, sind immer gleich viele Fasern in 0° wie in 90°-Richtung enthalten. Es wurden Proben sowohl in Plattenlängsrichtung (0°) als auch in Querrichtung (90°) entnommen. Die 0°-Richtung entspricht hierbei auch der Bewegungsrichtung des Roboterarmes beim Aufbringen des PUR.

Zur schädigungsfreien Kraftereinleitung im Zugversuch wurden Aufkleber aus 2 mm dickem Aluminiumblech mit einem Zweikomponenten-Epoxidharzkleber vom Typ UHU Endfest 300 an den Probenenden aufgebracht und bei 70 °C für eine Stunde ausgehärtet. Die Aufkleber hatten eine Länge von

jeweils 50 mm, sowie an der Seite der Messstrecke eine 45°-Fase zur Reduzierung der Kerbwirkung, wie in Abbildung 3.5 veranschaulicht.

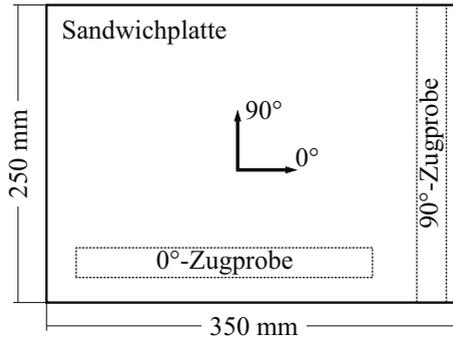


Abbildung 3.4: Orientierungen in den hergestellten Sandwichplatten



Abbildung 3.5: Probengeometrie für Zugversuche an den Deckschichten

3.4.2 Probengeometrie für Druck- und Zugversuch senkrecht zur Plattenebene

Zur Bestimmung der Kerneigenschaften wurden Druckversuche senkrecht zur Deckschichtenebene angelehnt an DIN 53291 [66] durchgeführt. Für möglichst realistische Abbildung des Kernverhaltens, insbesondere der oberflächennahen Bereiche, wurden die Kernstrukturen nicht direkt, sondern im Sandwichverbund geprüft (vgl. Abschnitt 2.3.1). Hierzu wurden aus Sandwichplatten mit einer Bandsäge quadratische Probekörper mit der Seitenlänge 50 mm getrennt, vgl. Abbildung 3.6. Die Probenhöhe entsprach der Sand-

wichdicke von ca. 20,7 mm. Bei allen Kerntypen bis auf die bigcc-Variante war durch die Probendimensionen die in der Prüfnorm geforderte Mindestzahl von 9 Struktureinheiten pro Probe sichergestellt. Im Falle der bigcc-Kerntypen wurde aufgrund von begrenzter Materialmenge dennoch auf die Probengeometrie mit der Seitenlänge von 50 mm zurückgegriffen.

Einige Sandwich-Parametervariationen wurden darüber hinaus im Kopfzugversuch in Anlehnung an DIN 53292 [67] geprüft, um die Anbindung der Deckschichten an den Kern mitzuberücksichtigen. Während im Druckversuch nur die Kernstruktur versagt, kann im Zugversuch senkrecht zur Plattenebene auch ein Versagen der Anbindung auftreten (vgl. Abbildung 3.7b). Die Probengeometrie entsprach jener des Druckversuchs; es wurden ebenfalls Sandwichverbundproben geprüft. Die Proben wurden hierfür gemäß DIN 53292 mit Zugankern aus Aluminium verklebt. Als Klebstoff wurde ein Zweikomponenten-Epoxidharzkleber vom Typ UHU Endfest 300 verwendet, und die verklebten Proben bei 70 °C für eine Stunde ausgehärtet.

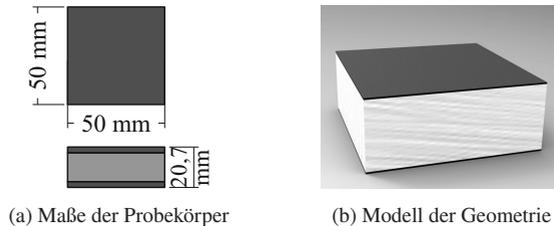
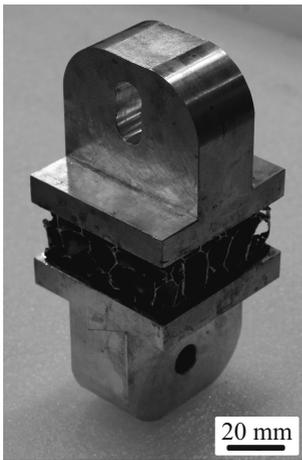
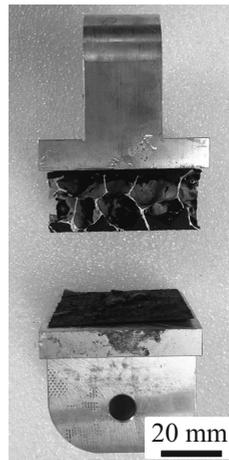


Abbildung 3.6: Probengeometrie für Druckversuche am Sandwichkern



(a) Probe vor der Prüfung



(b) Probe nach der Prüfung (Versagen der Deckschicht-Kern-Anbindung)

Abbildung 3.7: Proben für Kopfzugversuch an Sandwichverbunden, jeweils mit aufgeleiteten Zugankern

3.4.3 Probengeometrie für Schubversuch am Kern

Zur Bestimmung der Schubeigenschaften der Kernstrukturen wurden Schubversuche in Anlehnung an DIN 53294 [68] durchgeführt. Die Prüfnorm schreibt für Proben bis 20 mm Kernhöhe Abmessungen von $200 \times 50 \text{ mm}^2$, bzw. ab 20 mm Kernhöhe Abmessungen von $400 \times 100 \text{ mm}^2$ vor. Aufgrund produktionstechnischer Beschränkungen konnten 400 mm Probenlänge nicht erreicht werden. Es wurden daher Proben mit Abmessungen von $150 \times 100 \text{ mm}^2$ verwendet, deren Fläche somit zwischen den genannten Forderungen aus der Prüfnorm lag. Abbildung 3.8 zeigt schematisch die Probengeometrie. Das im Vergleich zu den vorgeschriebenen Abmessungen etwas quadratischere Aspektverhältnis reduziert dabei den Einfluss großer Poren. Die Proben wurden mit einer Kreissäge aus den Sandwichplatten herausgetrennt, und zur Lasteinleitung mit einem Zweikomponenten-Epoxidharzklebstoff vom Typ UHU Endfest 300 beidseitig mit ca. 10 mm dicken Stahlplatten verklebt. Die Aushärtung des Klebstoffs erfolgte für eine Stunde bei $70 \text{ }^\circ\text{C}$. Die Stahlplatten wurden dabei parallel, aber mit ca. 10 bis 20 mm Schneidkantenabstand verklebt. Dieser Abstand übertrifft die Forderung der Norm und ist der Erwartung größerer Schubverformungen geschuldet.

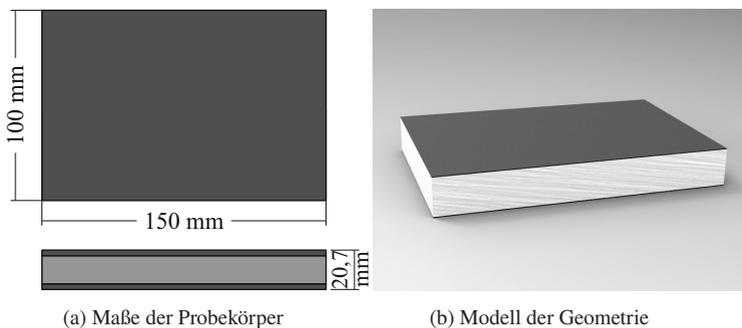
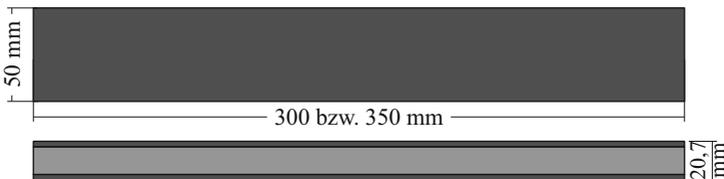


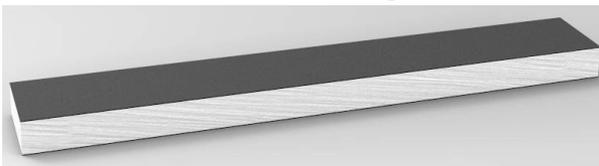
Abbildung 3.8: Probengeometrie für Schubversuche am Sandwichkern

3.4.4 Probengeometrie für 4-Punkt-Biegeversuch am Verbund

Die für die durchgeführten Vierpunkt-Biegeversuche relevante DIN 53293 [75] schreibt abhängig von der Sandwichhöhe h eine Sandwichbreite $b = 2,5h$ sowie eine Probenlänge $L = 24h$ vor. Aufgrund der vorliegenden Sandwichhöhe von 20,7 mm wurde eine Probenbreite $b = 50$ mm gewählt. Die Längenvorgabe von 480 mm konnte aufgrund produktionstechnischer Beschränkungen nicht umgesetzt werden. Es wurden daher Probenlängen von 300 sowie 350 mm realisiert. Abbildung 3.9 zeigt schematisch die Geometrie der Probekörper. Die Proben wurden mit einer Kreissäge aus den entsprechenden Sandwichplatten herausgetrennt. Die Faserorientierung der Deckschichten entspricht hierbei der $0/90^\circ$ -Orientierung der im Zugversuch getesteten Proben. Aufgrund der rechteckigen Maße (250×350 mm²) der hergestellten Proben-Platten konnten die 300 bzw. 350 mm langen Biegeproben nur in Platten-Längsrichtung entnommen werden.



(a) Maße der Probekörper

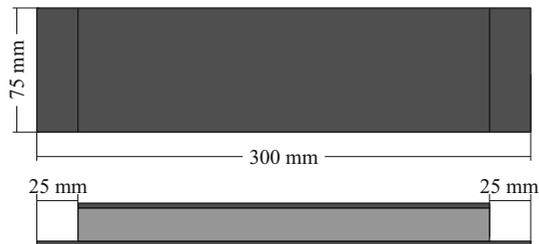


(b) Modell der Geometrie

Abbildung 3.9: Probengeometrie für Biegeversuche am Sandwichverbund

3.4.5 Probengeometrie für Trommelschälversuch am Verbund

Für die Delaminationsuntersuchungen im Trommelschälversuch wurden Proben nach DIN 53295 [81] hergestellt. Die Probenbreite betrug 75 mm, die Länge 300 mm, vgl. Abbildung 3.10. Die Entnahme der Proben aus den hergestellten Sandwichplatten erfolgte mit einer Kreissäge. Wie auch im Biegeversuch konnten hier nur Proben in Längsrichtung der Sandwichplatten realisiert werden. Da unabhängig von den Deckschichteigenschaften keine Richtungsabhängigkeit in der Deckschicht-Kern-Anbindung erwartet wird, stellt dies jedoch keinen Mangel dar. An beiden Enden jeder Probe wurde jeweils auf der gleichen Seite die Deckschicht auf einer Länge von 25 mm freigelegt. Hierzu wurden mit einer Bandsäge vorsichtig Schnitte durchgeführt, ohne die Deckschichtfasern zu trennen und ohne ungewollte Risse in das Kernmaterial einzubringen.



(a) Maße der Probekörper



(b) Modell der Geometrie

Abbildung 3.10: Probengeometrie für Trommelschälversuche an Sandwichverbunden

3.4.6 Probengeometrie für DCB-Versuch am Verbund

Die zu den Untersuchungen des Rissfortschritts vorgesehenen Proben für den Double Cantilever Beam-Test (DCB) wurden angelehnt an ASTM D5528 [83] hergestellt. Hier ist eine Probenbreite von 20 bis 25 mm vorgesehen, sowie eine Probenlänge von mindestens 125 mm. Die hergestellten Proben hatten eine Breite von 25 mm sowie eine Länge von 150 mm (siehe Abbildung 3.11b), und wurden jeweils mit einer Kreissäge aus den hergestellten Sandwichplatten ausgesägt. Die Orientierung in Längs- und Querrichtung der Platten wurde variiert. Sie sollte jedoch ähnlich wie bei den Trommelschälversuchen keine Auswirkungen auf das Interface zwischen Deckschicht und Kern haben, und somit keine Auswirkungen auf den Rissverlauf zeigen.

Die Proben wurden mit einem Zweikomponenten-Epoxidharzklebstoff vom Typ UHU Endfest 300 entsprechend der ASTM an den Enden mit Zugankern aus Aluminium versehen. Der Klebstoff wurde jeweils für eine Stunde bei 70 °C ausgehärtet. Die Zuganker hatten mit 25 mm die gleiche Breite wie die Proben, und eine Länge von 35 mm. Der Zuganker auf der Deckschicht, an welcher der Anriss platziert wurde, war auf eine Weise angeschrägt, sodass nur eine Länge von 12,5 mm (vom Probenende aus) mit der Probe verbunden war, vgl. Abbildung 3.12. Zu Versuchsbeginn lag die Rissfront daher genau unter dem Ende der Klebfläche. Der Rissfortschritt konnte somit ohne ein initiales Verkippen des Zugankers in Mode I forciert werden. Die Zuganker wurden später über Passstifte in die Prüfmaschine montiert, wobei ausreichend Spiel in der Einspannung vorhanden war, um ein Auslösen des Risswachstums vor Versuchsbeginn zu verhindern. Nach dem Aufbringen der Zuganker wurde auf beide Seiten der Probe jeweils an die Deckschichtflanke des Anrisses eine Millimeterskala aufgebracht, siehe Abbildung 3.12. Hierzu wurde zunächst weiß grundiert, um dann ausgehend vom Probenende im Millimeterabstand manuell Messstriche aufzubringen. Entgegen der ASTM konnte der initiale Anriss nicht während der Produk-

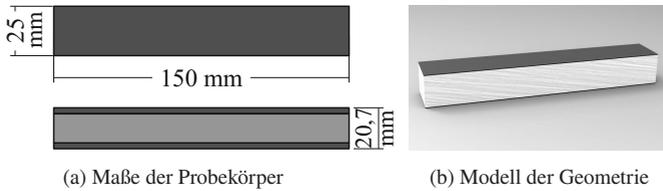


Abbildung 3.11: Probengeometrie für DCB-Versuche am Sandwichverbund

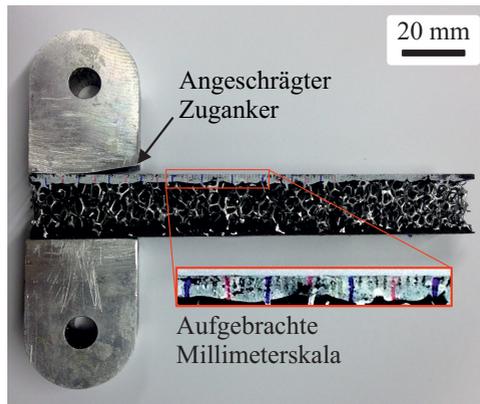


Abbildung 3.12: DCB-Probe mit aufgebrauchten Zugankern und Millimeterskala, noch ohne Anriss in der markierten Deckschicht

tion, z.B. durch Einbringen von Teflonfolie, in die Sandwichplatten eingebracht werden. Damit das Aufbringen der Zuganker keinen ungewollten Rissfortschritt bewirkte, wurde der Riss erst danach in die Probe eingebracht. Hierzu wurde ein Einschnitt von ca. 10 mm mit einer 1 mm starken Sägeklinge unmittelbar zwischen Deckschicht und Kern vorgenommen. Der Riss wurde dann mit einer Rasierklinge ca. 2 weitere Millimeter in die Probe hineingeschnitten, und endete somit genau in der Mitte der Zuganker, d.h. senkrecht unter der Einspannung in der Prüfmaschine.

3.4.7 Probengeometrie für Durchstoßversuch am Verbund

Für die in Anlehnung an DIN EN ISO 6603-2 [88] durchgeführten Durchstoßversuche wurden Probekörper gemäß DIN EN ISO 6603-1 [87] hergestellt. In der Norm werden zwei Prüfkörpergrößen vorgeschlagen, wobei aufgrund der Porenstruktur im Kern die größere der beiden ausgewählt wurden. Aus den hergestellten Sandwichplatten wurden demnach mit einer Kreissäge quadratische Probekörper mit einer Seitenlänge von 140 mm zugeschnitten, vgl. Abbildung 3.13. Zur optischen Dehnungsmessung an der Probenunterseite wurde ein Punktemuster für die DIC-Software aufgebracht.

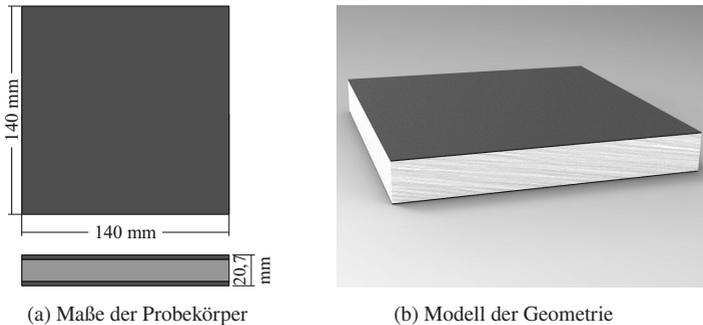
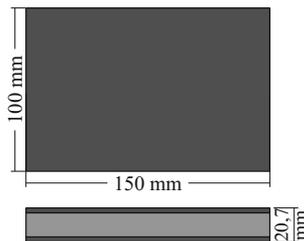


Abbildung 3.13: Geometrie der Probekörper für Durchstoßversuche am Sandwichverbund

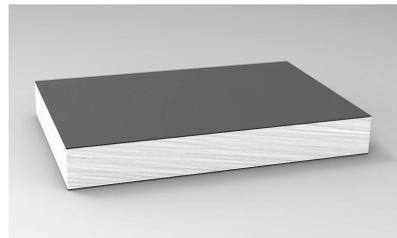
Für computertomographische Untersuchungen wurden zudem kreisförmige Sandwichproben mit einem Durchmesser von 92 mm mittels Lochsäge hergestellt.

3.4.8 Probengeometrie für Impact- und CAI-Versuch am Verbund

Für die durchgeführten Impactversuche existiert keine explizit geeignete Prüfnorm. Allerdings wurden die geprüften Proben einer Restfestigkeitsuntersuchung im CAI-Versuch (Compression After Impact) unterzogen. Das Vorgehen hierbei wurde an DIN 65561 angelehnt, eigentlich eine Prüfnorm für Laminat. Entsprechend wurde die Geometrie für die Impactproben ebenfalls an DIN 65561 ausgerichtet. Die mit einer Kreissäge aus den hergestellten Sandwichplatten herausgetrennten Impactproben hatten demnach eine rechteckige Grundfläche mit $100 \times 150 \text{ mm}^2$, vgl. Abbildung 3.14. Die Orientierung in Längs- und Querrichtung der Sandwichplatten wurde variiert, wobei jedoch kein Einfluss dieser Orientierung auf das Impactverhalten vermutet wurde. Die gewählte Probengeometrie ermöglichte die Verwendung der gleichen Einspannvorrichtung wie im Durchstoßversuch (vgl. Abschnitt 3.4.7), wodurch die Vergleichbarkeit der Schädigungsmechanismen gesteigert wurde.



(a) Maße der Probekörper



(b) Modell der Geometrie

Abbildung 3.14: Geometrie der Probekörper für Impact- und CAI-Versuche am Sandwichverbund

4 Experimentelle Vorgehensweise

4.1 Bildbasierte Untersuchungen

4.1.1 Materialographische Untersuchungen

Bestimmung der PUR-Eindringtiefe

Die Messung der PUR-Eindringtiefe als Charakteristikum der Verbindung von Deckschicht und Kern erfolgte optisch durch Auswertung von Sandwich-Seitenflächen. Ähnlich der Arbeit von Dietrich [41] wurden hierzu die Schnittflächen von Sandwichproben für die mechanische Charakterisierung betrachtet. Hierdurch konnten auch Bereiche im Inneren der gefertigten Sandwichplatten untersucht werden. Die Proben wurden hierzu gestapelt und senkrecht zu ihren Schnittflächen fotografiert. Hierbei kam eine digitale Spiegelreflexkamera mit 85 mm Festbrennweite zum Einsatz. Zusätzlich zu einer günstigen Blendeneinstellung wurden an den Aufnahmen Korrekturen durchgeführt, um Verzerrungsfehler des Objektivs zu entfernen. Diese Korrekturen wurden mit der Software PTLens [124] vorgenommen, in der die Daten des verwendeten Objektivs bereits hinterlegt sind. Die Verifizierung der Korrekturen erfolgte durch Aufnahmen von kariertem Papier in der Ebene der Sandwich-Seitenflächen, und der Überprüfung der Geradheit der Linien nach der Korrektur der Bilddaten. Darüber hinaus wurden sämtliche Bilddaten sowohl in der Breite als auch in der Länge kalibriert, indem Maßstäbe in der Bildebene der Sandwich-Seitenfläche platziert wurden.

Die Auswertung der Bilddaten zur Ermittlung der Eindringtiefe konnte nicht ähnlich der Arbeit von Dietrich [41] über Grauwert-Schwellenwerte automatisiert werden. Grund dafür ist die Grauwertverteilung in den verwendeten Kernstrukturen: Im Gegensatz zur Arbeit von Dietrich [41] sind in den verwendeten Aluminiumschaumkernen auch jene Grauwerte enthalten, über welche das PUR identifiziert werden könnte. Kern und PUR sind durch Grauwerte demnach nicht trennbar. Die Ermittlung der Eindringtiefe erfolgte daher manuell über Polygonzüge um das PUR, wie dargestellt in [148]. Hierzu wurde die Außenkante der Sandwich-Seitenfläche markiert, sowie der untere Rand des eingedrungenen PUR, wobei hier zur Sicherstellung der Messgenauigkeit der Punktabstand in der Größenordnung von 1 mm gehalten wurde, siehe Darstellung in Abbildung 4.1. Die PUR-Eindringtiefe wurde durch Bilden des Quotienten aus Polygonfläche und Probenbreite errechnet. Die Probenbreite diente darüber hinaus als Gewichtungsfaktor zum Bilden des Durchschnitts aus allen Proben einer Parametervariation.

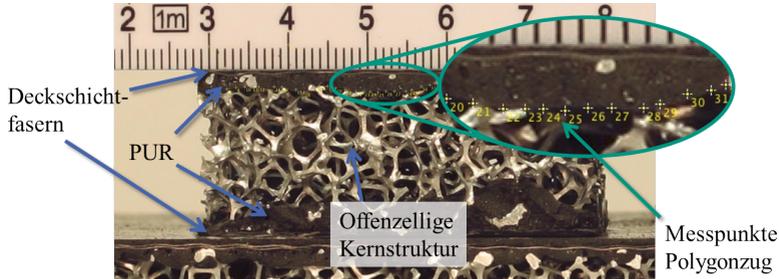


Abbildung 4.1: Beispielhafte Darstellung der Messung der PUR-Tiefe per Polygonzug an einer Sandwichprobe

Untersuchung der Deckschicht-Infiltration

Eine ausreichende Infiltration der Deckschichtfasern ist für die Lasteinleitung in die Fasern und somit für das Ausnutzen des Potentials der mechanischen Kennwerte unerlässlich. Herausfordernd ist hierbei die Porosität der

PUR-Matrix, die eine eindeutige Unterscheidung von Poren und matrixfreien Bereichen erschwert. Es wurden daher materialographische Verfahren zur Untersuchung der Deckschichtinfiltration angewandt.

Schliffbilder unter dem Auflichtmikroskop Angelehnt an das klassische Herstellen von Schliffbildern wurden würfelförmige Sandwichproben (Kantenlänge ca. 20 mm) in Einbettharz vom Typ Varidur 200 eingebettet. Das Schleifen erfolgte auf einer Teller-Nassschleifmaschine mit schrittweise immer feinerem Schleifpapier, wobei nach einem finalen Schleifen mit 4000er Körnung eine Politur mit wässriger 3 μm -Diamantlösung erfolgte. Eine eingebettete Probe ist in Abbildung 4.2 dargestellt. Die Aufnahmen wurden mit einem Zeiss Auflichtmikroskop vom Typ Aristomet erstellt, bei 50- bis 200-facher Vergrößerung.

Untersuchung mittels Rasterelektronenmikroskop Im Anschluss an das Erstellen der Schliffbilder wurde eine Charge der in Varidur 200 eingebetteten, geschliffenen und polierten Proben im Rasterelektronenmikroskop (REM) untersucht. Hierzu wurden die Proben zunächst unter annäherndem Vakuum mit einer dünnen Goldschicht besputtert, und daraufhin in einem Rasterelektronenmikroskop vom Typ Zeiss Leo 50 untersucht.

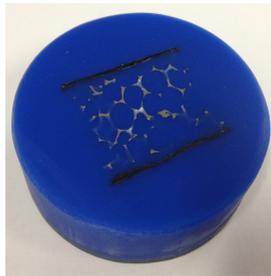


Abbildung 4.2: Eingebettete, geschliffene und polierte Probe für Schliffbilder

4.1.2 Computertomographische Untersuchungen

Für die aufgeführten Untersuchungen wurden sämtliche Aufnahmen in einem Computertomographen (CT) vom Typ Yxlon Y.CT Precision μ CT durchgeführt und rekonstruiert.

Untersuchung des Deckschicht-Faserpakets

Die Bestimmung der Dicke des Faserpakets in der Deckschicht bedurfte computertomographischer Messungen, da die Deckschicht nicht klassisch als Platte hergestellt und nachträglich mit dem Sandwichkern verklebt wird, sondern die Verbindung mit dem Kern in einem Schritt mit der Infiltrierung der Fasern erfolgt. Prozessbedingt entstehen durch das aufschäumende PUR-Harz an der Anbindung zum Kern Ondulationen in den Fasern, vgl. Abschnitt 3.3.1. Durch die Auswertung computertomographischer Aufnahmen der Deckschichten konnten auch lokale Aufweitungen oder Ondulationen der Deckschicht mitberücksichtigt werden. Hierzu wurden Deckschichtproben mit der Breite von 25 mm im CT gescannt und die Bilddaten rekonstruiert. Die Röhre wurde hierzu mit 110 kV bei 0,1 mA betrieben. Es wurden jeweils 2400 Projektionen bei je 1 s Integrationszeit ausgewertet. Das Faserpaket wurde in Schnittbildern dieser Scans identifiziert und mit Hilfe der Software ImageJ [125] mit einem Polygonzug markiert, wie in Abbildung 4.3 dargestellt und in [149] beschrieben.

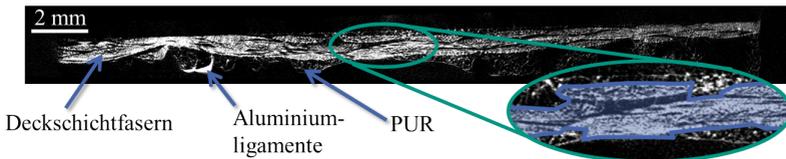


Abbildung 4.3: Beispielhafte Darstellung der Messung der Fläche des Deckschicht-Faserpakets per Polygonzug (in der Vergrößerung blau dargestellt) in CT-Scan

Eine automatisierte Identifikation des Faserpakets, beispielsweise über Grauwertkorrelation, war nicht möglich. Aufgrund des deutlichen Unterschieds im Absorptionsverhalten zwischen Aluminium und CFK entstanden an Kontaktstellen zwischen Aluminiumschaum und Deckschicht Artefakte durch Strahlaufhärtung, sodass die Randzone des Deckschicht-Faserpakets zwar optisch erkennbar, allerdings nicht per Grauwert identifizierbar war. Zudem erschwerte der geringe Unterschied der Grauwerte von Faserpaket und PUR-Schaum eine eindeutige Identifikation der Fasern, welche jedoch an ihrer Linien- bzw. Punktform (quer bzw. senkrecht zur Bildebene) optisch deutlich vom bläschenförmigen PUR-Schaum abgrenzbar waren. Das händische Auswerten mittels Polygonzug wurde demnach als aufwendige, aber zweckmäßige Methode ausgewählt. Durch Bilden des Quotienten aus Polygonfläche und Probenbreite wurde die durchschnittliche Dicke des Faserpakets t_{total} berechnet. Aufgrund des bekannten Faser-Flächengewichts w_a konnte von t_{total} auf den Faservolumenanteil v_f geschlossen werden. Hierzu wurde w_a in eine virtuelle Faserpaket-Dicke t_{Faser} umgerechnet, welche der Dicke eines Faserpakets mit dem (theoretischen) Faservolumengehalt 100 % entspricht. Gleichung 4.1 zeigt den beschriebenen Ausdruck für t_{Faser} (übrige Größen: m_{Faser} : Fasermasse, L, b : Länge und Breite der Deckschicht, ρ_{Fasern} : Dichte der Fasern). Der Quotient aus t_{Faser} und t_{total} entspricht v_f , siehe Gleichung 4.2. Mit der (experimentell ermittelten) Dichte der Polyurethanmatrix ρ_{PUR} kann darüber hinaus die Dichte des Deckschicht-Faserpakets ρ_f bestimmt werden, wie in Gleichung 4.3 dargestellt.

$$m_{Faser} = w_a \cdot L \cdot b = \rho_{Faser} \cdot L \cdot b \cdot t_{Faser}$$

$$\Leftrightarrow t_{Faser} = \frac{w_a}{\rho_{Faser}} \quad (4.1)$$

$$v_f = \frac{t_{Faser}}{t_{total}} = \frac{w_a}{\rho_{Faser} \cdot t_{total}} \quad (4.2)$$

$$\rho_f = v_f \cdot \rho_{Faser} + (1 - v_f) \cdot \rho_{PUR}$$

$$= \frac{W_a}{\rho_{Faser} \cdot t_{total}} (\rho_{Faser} - \rho_{PUR}) + \rho_{PUR} \quad (4.3)$$

Es sei zu erwähnen, dass das Faserpaket vor allem an der dem Kern zugewandten Seite von Polyurethanmatrix umgeben ist (vgl. Abbildung 4.3). Für diese umgebende Matrix wird jedoch angenommen, dass sie in Faserichtung keine relevante Last überträgt (vgl. Abschnitt 5.1), sondern hauptsächlich der Anbindung der Deckschicht an den Kern dient. Sie wird daher nicht dem Deckschicht-Faserpaket zugeordnet.

Untersuchung der Homogenität in der Kernstruktur

Zur Identifikation von lokalen Dichteschwankungen und lokalen Anhäufungen von massivem Aluminium in der Kernstruktur wurden sämtliche Sandwichplatten nach der Fertigung bzw. vor dem Probenzuschnitt im CT durchleuchtet. Hierzu wurde die Röhre des CT bei 100 kV und 0,08 mA betrieben. Es wurden zweidimensionale Durchstrahlungsbilder ausgewertet. Hierzu wurden die Aufnahmen in der Software Fiji [125] mit einem Medianfilter (Durchmesser 60 Pixel, entspricht ca. 10 mm) belegt, um Zellwände und -stege nicht als Dichteschwankungen mit einzubeziehen. Da dichtere Bereiche dunkler erscheinen, also einen geringeren Grauwert aufweisen als weniger dichte Bereiche, können Dichteschwankungen durch Schwankungen in den Grauwerten erkannt werden. Zur Vereinfachung der händischen Auswertung wurden Falschfarbentabellen eingesetzt. Abbildung 4.4 zeigt das beschriebene Vorgehen an zwei exemplarischen Beispielen: Oben (Abbildung 4.4a, 4.4b, und 4.4c) ein besonders inhomogener bc-Kern mit erkennbaren Materialanhäufungen (rot in Abbildung 4.4c) sowie Dichteabfall von links nach rechts. Unten ein relativ homogener oc-Kern, ohne erkennbare Dichteschwankungen. Der rosa gefärbte Rand in Abbildung 4.4f ist ein Artefakt des Medianfilters, und keine Materialinhomogenität.

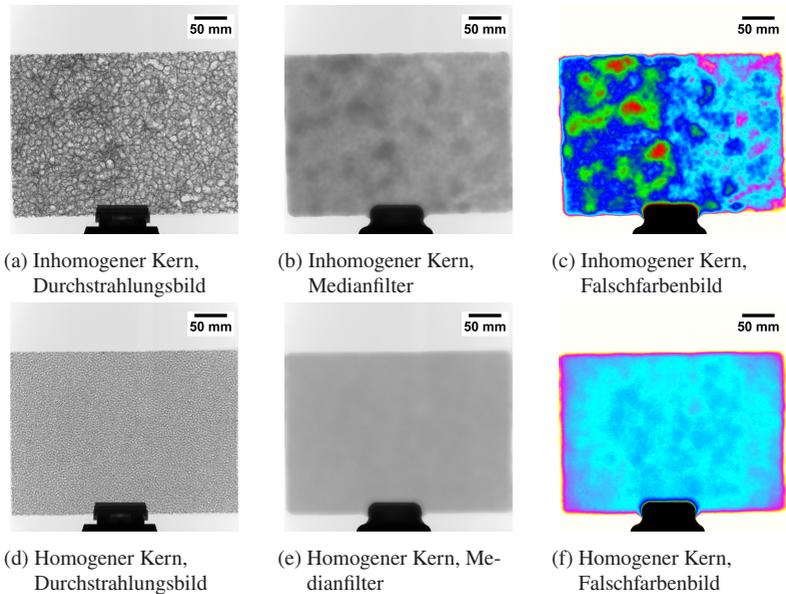


Abbildung 4.4: Verarbeitung von Durchstrahlungsbildern zur Analyse der Kernhomogenität. Oben (a-c): inhomogener bc-Kern. Unten (d-f): homogener oc-Kern

Untersuchung der Poren in der Kernstruktur

Zur Ermittlung der durchschnittlichen Abstände der Zellwände in den verwendeten Sandwichkernstrukturen wurden zunächst Proben mit den Maßen $150 \times 100 \text{ mm}^2$ im CT gescannt und die Bilddaten rekonstruiert. Die Röhre wurde mit 180 kV bei 0,4 mA betrieben, unter Verwendung eines Kupferfilters. Es wurden jeweils 2700 Projektionen zu je 500 ms Integrationszeit rekonstruiert.

Abhängig vom Schaumtyp wurden zwei verschiedene Verfahren zur Auswertung der Aufnahmen angewandt. Zunächst wurden die computertomographischen Bilddaten mittels Schwellenwert binarisiert. Hierbei wurde der Schwellenwert so eingestellt, dass die resultierende durchschnittliche volumetrische Dichte des binarisierten Bildstapels der durchschnittlichen relati-

ven Dichte der Kernstrukturen entsprach, welche durch Wiegen und Vermessen sämtlicher eingesetzter Aluminiumschaumkerne ermittelt wurde. Somit konnte sichergestellt werden, dass die Aluminiumligamente bzw. Zellwände weder durch einen zu hohen Schwellenwert dünner dargestellt wurden als tatsächlich vorliegend, noch durch einen zu niedrigen Schwellenwert Teile der Deckschicht fälschlicherweise mit berücksichtigt wurden.

Für die Bestimmung der Porengröße des offenzelligen Aluminiumschaumkerns wurde die Software MAVI [126] verwendet. Auf die binarisierten Bilddaten wurde das „Open Foam Feature“-Werkzeug unter Verwendung des Weaire-Phelan-Modells angewandt, welches unter Anderem die durchschnittliche Zellgröße bestimmt. Von zufällig geschnittenen sphärischen Zellen ausgehend, wurde diese Zahl mit der durchschnittliche Länge der Sekanten im Einheitskreis $\frac{\pi}{4}$ multipliziert, um den durchschnittlichen Abstand der Zellwände zu erhalten.

Die Zellgröße der geschlossenzelligen Aluminiumschaumkerne wurde mittels Linienschnittverfahren bestimmt. Hierzu wurde mit der Software Fiji [125], wie in Abbildung 4.5 dargestellt, auf jeweils vier Schnitte pro gescannter Probe ein Gitter gelegt. Sowohl in Längs- als auch in Querrichtung wurden die Zellwände gezählt, die durch die Gitterlinien geschnitten wurden. Der Quotient aus der Länge der Gitterlinien und der Zahl der geschnittenen Zellstege ergibt den durchschnittlichen Abstand der Zellwände.

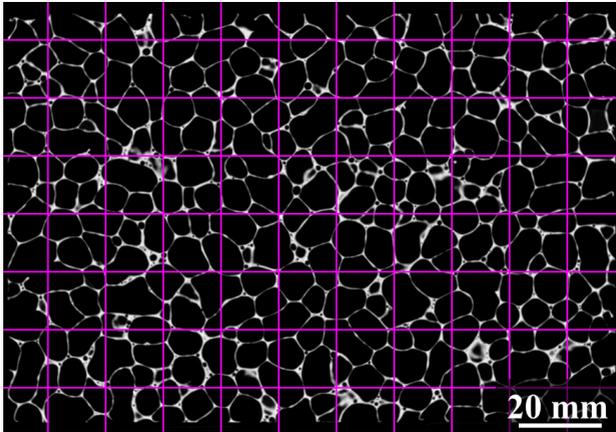


Abbildung 4.5: Beispielhafte Darstellung der Messung der Porengröße des geschlossenzelligen Aluminiumschaumkerns durch Linienschnittverfahren an CT-Scan. Liniengitter dargestellt in Magenta

Untersuchung korrodierter Proben

Im Rahmen der Untersuchung von Auswirkungen von Korrosion auf die mechanischen Eigenschaften des Sandwichverbunds (vgl. Abschnitt 4.2.3) wurden die untersuchten Proben in verschiedenen Stadien der Korrosion mittels computertomographischer Messungen untersucht. Hierbei sollten eventuelle Änderungen der relativen Dichte der Kernstruktur durch korrosive Prozesse (z.B. Abtrag von Aluminium, oder Anlagerung von Korrosionsprodukten) festgestellt werden. Das CT wurde für sämtliche Aufnahmen mit einer Spannung von 180 kV und einer Stromstärke von 0,4 mA bei 2700 Projektionen mit einer Integrationszeit von 500 ms betrieben. Es kam ein Kupferfilter mit 0,5 mm Dicke zum Einsatz. Die rekonstruierten Bilddaten wurden mit der Software Fiji [125] segmentiert, sodass einzig die Aluminiumstruktur des Kerns als Material identifiziert wurde. Hierfür wurde in einer Variante der dynamische Schwellenwert verwendet. In einer weiteren Variante wurde der Schwellenwert für jede Probe iterativ manuell angepasst, bis die resultieren-

de volumetrische Dichte des segmentierten Bilds der gravimetrischen relativen Dichte des entsprechenden Sandwich-Schaumkerns entsprach. Dieser iterativ ermittelte Schwellenwert wurde für jede Probe im unkorrodierten Zustand ermittelt und für die weiteren Untersuchungen der jeweiligen Probe im korrodierten Zustand beibehalten. In beiden Varianten wurde aus den segmentierten Bilddaten die volumetrische Materialdichte über die Funktion „VoxelCount“ bestimmt.

Untersuchung der Verformung nach Impact

Die Verformung der Sandwichproben nach dem Impactversuch wurde durch charakteristische Maße vergleichbar gemacht. Hierzu wurden sämtliche Impactproben jeweils vor und nach dem Impactversuch im CT gescannt und die Bilddaten rekonstruiert. Die Röhre wurde mit 180 kV bei 0,4 mA betrieben, unter Verwendung eines 0,5 mm Kupferfilters, mit 500 ms Integrationszeit bei 2400 Projektionen. Die Bilddaten wurden senkrecht zur Plattenebene längsseitig in der Probenmitte geschnitten, um das Zentrum der Impactverformung abbilden zu können, wie in Abbildung 4.6 dargestellt. Mit Hilfe der Software Fiji [125] wurden manuell folgende Maße ermittelt: die Indentationstiefe w_i auf der Impactseite relativ zur Probenoberfläche, die Tiefe der Ausbeulung auf der Rückseite w_b , sowie die Breite d_h der Impactverformung auf Höhe der halben Indentationstiefe, siehe Abbildung 4.6. Mit letzterem Maß wurde die Fläche der Impactschädigung charakterisiert. Da die Impactverformung meist ohne erkennbare Kante nach außen ausläuft, konnte der eigentliche Durchmesser der Impactverformung nicht ermittelt werden, und wurde entsprechend durch die beschriebene Größe d_h ersetzt.

Untersuchung der Verformung während Durchstoß-Indentation

Sämtliche Durchstoßproben wurden vor und nach dem Versuch computertomographisch aufgenommen und rekonstruiert. Die Röhre wurde hierbei

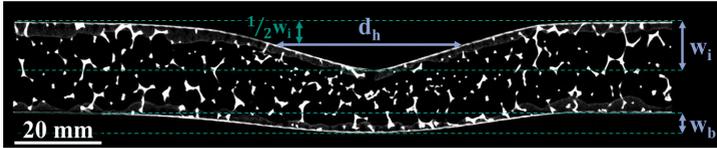


Abbildung 4.6: Beispielhafte Darstellung der Messgrößen zur Charakterisierung der Impactverformung an CT-Schnitt längsseitig aus Probenmitte

mit 180 kV bei 0,4 mA unter Verwendung eines Kupferfilters von 0,5 mm betrieben. Die Integrationszeit betrug 500 ms bei 2400 Projektionen.

Um zusätzlich das Verformungsverhalten der Sandwichproben auch während des Indentationsversuchs sichtbar zu machen, wurden runde Sandwichproben in einer PMMA-Kuppel mit einem PMMA-Indenter durchstoßen, und dabei schrittweise im computertomographisch aufgenommen. Die PMMA-Kuppel und der PMMA-Indenter sind hierbei für Röntgenstrahlen ausreichend durchlässig. Die Forderung einer möglichst hohen optischen Auflösung der Rekonstruktion erforderte jedoch geringere Probenabmaße (Durchmesser 92 mm) als in den verglichenen Durchstoßversuchen. Aus dem gleichen Grund musste die Probenfixierung ohne Klemmung realisiert werden, da die Kuppel seitlich möglichst eng an der Probe anliegen muss. Eine Klemmung würde seitlichen Bauraum beanspruchen, der für eine vollständige CT-Rekonstruktion komplett mit aufgenommen werden muss, wodurch sowohl die Detailtreue als auch die Auflösung der rekonstruierten Probenbilder sinken würde. Stattdessen wurden die Proben auf eine Halterung mit einem zentralen Loch von 70 mm Durchmesser gelegt und mit einem Stück Klebeband gegen ungewolltes Verrutschen gesichert. Die PMMA-Kuppel (siehe Abbildung 4.7) ist mit einer Arretiervorrichtung ausgestattet, mit dem der Indenter in der jeweils aktuellen Position fixiert werden kann.

Es wurden quasistatische Indentationsversuche durchgeführt (Parameter vgl. Abschnitt 4.2.2), bei denen jeweils an markanten Stellen im Kraft-Indentations-Schrieb der Prüfungsvorgang unterbrochen, und die Probe bei fi-

xiertem Indenter im Computertomographen gescannt wurde. Hierbei wurde die Röhre bei 180 kV sowie 0,40 mA betrieben, ein 0,5 mm Kupferfilter verwendet, sowie 500 ms Integrationszeit bei 2400 Projektionen eingestellt.

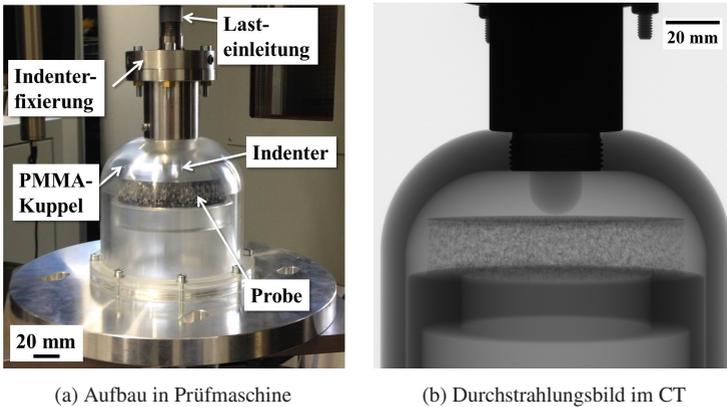


Abbildung 4.7: Aufbau der PMMA-Kuppel für Indentationsversuche [150]

4.2 Mechanische Prüfmethoden

4.2.1 Quasistatische Materialprüfung

Zugversuch zur Bestimmung der Deckschichteigenschaften

Zur Bestimmung der Deckschichteigenschaften wurden Zugversuche angelehnt an DIN EN ISO 527-5 [57] durchgeführt (Probengeometrie vgl. Abschnitt 3.4.1). Die Prüfgeschwindigkeit betrug 2 mm/min. Es wurde eine Universalprüfmaschine der Firma ZwickRoell vom Typ ZMART.PRO mit einer maximalen Last von 200 kN verwendet. Die Kraft wurde über eine Kraftmessdose mit einer maximalen Last von 20 kN aufgezeichnet. Die Messung der Längenänderung erfolgte mittels eines taktilen Extensometers vom Typ MultiXtens auf einer Messlänge von 100 mm (vgl. Abbildung 4.8b). Die Versuchsdaten wurden mit der Software testXpert II aufgezeichnet und

mit Microsoft Excel für die Ermittlung von E-Moduln und Festigkeiten weiterverarbeitet. Die Werte der Spannung wurden berechnet aus der im Versuch gemessenen Kraft und der im CT gemessenen Deckschichtdicke (vgl. Abschnitt 4.1.2). Der E-Modul wurde mittels Regressionsgerade bestimmt, wobei aufgrund des spröden Materialverhaltens ohne merklichen plastischen Anteil sämtliche Messpunkte bis zum Einsetzen des Versagens berücksichtigt werden konnten. Als Wert der Festigkeit wurde jeweils die maximal ertragene Spannung verwendet.



(a) Verwendete Zugproben, links ungeprüft, rechts geprüft mit Versagen in der Messstrecke



(b) Eingespannte Zugprobe mit anliegendem Extensometer

Abbildung 4.8: Zugversuch an Sandwich-Deckschichten

Druckversuch zur Bestimmung der Kerneigenschaften

Die Bestimmung der Kernfestigkeit und des Kern-E-Moduls wurde über Druckversuche senkrecht zur Deckschichtebene realisiert, in Anlehnung an DIN 53291 [66]. Die Versuche wurden auf einer Universalprüfmaschine der Firma ZwickRoell vom Typ ZMART.PRO mit einer maximalen Last von 100 kN durchgeführt. Die Proben (Geometrie vgl. Abschnitt 3.4.2) wurden zwischen zwei steifen Stahlplatten eingespannt, vgl. Abbildung 4.9.

Die Kraft wurde über eine Messdose mit maximaler Kapazität von 20 kN aufgezeichnet. Die Wegmessung erfolgte taktil über einen induktiven Stabdehnungsaufnehmer an der Probeneinspannung. Die Prüfgeschwindigkeit betrug 0,6 mm/min. In Bezug zur Sandwichhöhe $h = 20,7$ mm errechnet sich daraus eine Vorschubgeschwindigkeit von $0,03 \cdot h/\text{min}$, die innerhalb der vorgeschriebenen Grenzen der Prüfnorm liegt. Zur Bestimmung des E-Moduls wurde ein Entlastungszyklus verwendet, wobei bei Erreichen einer in Vorversuchen ermittelten Kraft, abhängig vom verwendeten Kerntyp, bis auf 6 N entlastet und darauf bis zum Prüfungsende wiederbelastet wurde. Als Prüfungsende wurde eine Stauchung von 70 % bzw. eine Maximalkraft von 18 kN definiert. Beide Kriterien wurden in jedem Fall erst bei der Kompaktierung des Kernmaterials erreicht, wodurch eine eindeutige Bestimmung der Festigkeit (d.h. maximale Spannung vor dem Spannungsabfall zum Verdichtungsplateau) gewährleistet war. Die Versuchsdaten wurden mit der Software testXpert II aufgezeichnet und mit Microsoft Excel weiterverarbeitet. Der E-Modul wurde über eine Regressionsgerade aus dem Wiederbelastungszyklus bestimmt. Zusätzlich wurden die Proben während des Druckversuchs senkrecht zu einer Seitenfläche durch eine digitale Spiegelreflexkamera mit einer Bildrate von 0,5 Hz fotografiert, um die Verformung des Sandwichkerns zu untersuchen. Die Synchronisierung erfolgte dabei manuell über die mit aufgezeichnete Prüfzeit.

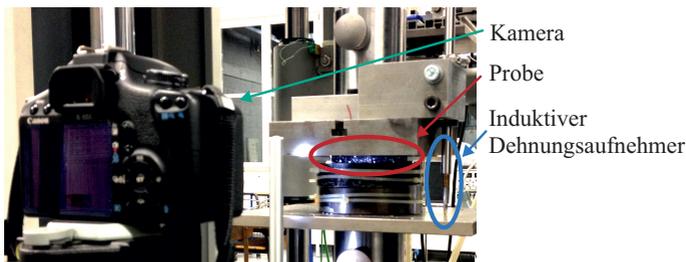


Abbildung 4.9: Aufbau der Druckversuche inklusive optischer Messung

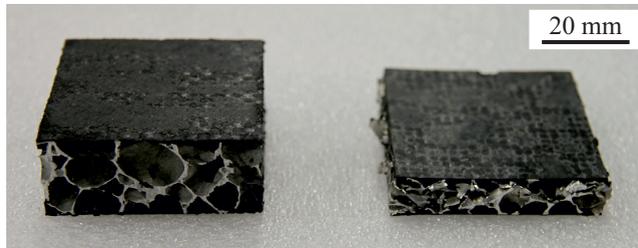


Abbildung 4.10: Probekörper für Druckversuche senkrecht zur Deckschichtebene, links vor der Prüfung, rechts nach Prüfungsende

Schubversuch zur Bestimmung der Kerneigenschaften

Zur Bestimmung des Schubmoduls sowie der Schubfestigkeit des Sandwichkerns wurden Versuche angelehnt an DIN 53294 [68] durchgeführt (Probengeometrie vgl. Abschnitt 3.4.3). Ein alternatives Prüfverfahren nach dem Edge-Shear-Prinzip (vgl. [127]) wurde ausgeschlossen, da die Deckschichten nicht ausreichend stabil sind, um die Lasteinleitung über ihre Kante zu ermöglichen. Abweichend zur Prüfnorm der Schubversuche nach DIN 53294 wurde die obere Lagerung der Stahlplatten zur Probenaufnahme nicht über eine Schneide realisiert, sondern zentral über eine Druckkante. Hierdurch konnten Einlaufeffekte durch Abweichungen bei der Verklebung der Stahlplatten, und somit nicht paralleler Ausrichtung der Auflagerschneiden vermieden werden. Abbildung 4.11a zeigt schematisch den beschriebenen Prüfungsaufbau: Die Krafteinleitung oben über eine Druckkante in grün, die taktile Dehnungsmessung in blau, die Stahlplatten zur Lastverteilung in grau, und die verklebte Sandwichprobe marmoriert dargestellt.

Die Prüfung erfolgte auf einer Universalprüfmaschine der Firma Zwick-Roell vom Typ ZMART.PRO mit einer maximalen Last von 100 kN. Die Kraft wurde eine Kraftmessdose mit einer maximalen Last von 20 kN aufgezeichnet. Die Wegmessung erfolgte taktill mittels eines induktiven Stabdehnungsaufnehmers an den Stahlplatten zur Probenaufnahme. Hierzu wurde an eine der Stahlplatten ein L-förmiger Block montiert, auf dessen Oberflä-

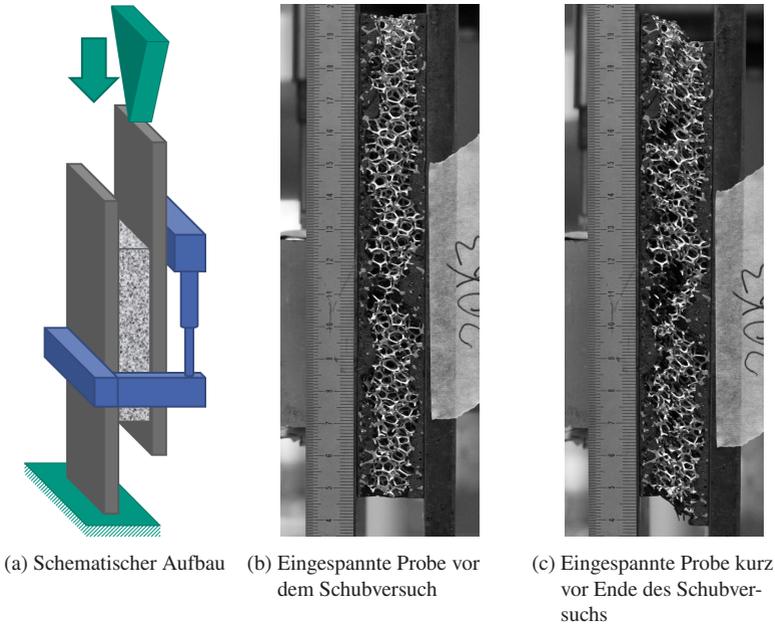


Abbildung 4.11: Schubversuch, rechte Einspannung bewegt sich nach unten

che die Spitze eines Stab-Dehnungsaufnehmers platziert wird, welcher wiederum an einem Block an der anderen Stahlplatte fixiert wird (vgl. Skizze in Abbildung 4.11a). Die Prüfungsgeschwindigkeit betrug 3 mm/min, wodurch ein Versagen der Probe spätestens nach 3 Minuten erreicht wurde. Zur Ermittlung des Schubmoduls wurde ein Entlastungszyklus eingerichtet, wobei bei Erreichen einer Kraft von 3000 N auf 50 N entlastet, und daraufhin bis zum Versagen der Probe wiederbelastet wurde. Die Kraft von 3000 N liegt hierbei deutlich im plastischen Bereich, wobei ein rein elastischer Bereich in der Kraft-Verlängerungskurve nicht erkennbar ist. Die Versuchsdaten wurden mit der Software testXpert II aufgezeichnet und mit Microsoft Excel weiterverarbeitet. Der Schubmodul wurde mittels Regressionsgerade aus dem Wiederbelastungszyklus ermittelt. Zudem wurde jeweils eine Sei-

tenfläche des Sandwichverbunds während der Versuche optisch durch eine digitale Spiegelreflexkamera mit einer Bildrate von 0,25 Hz aufgezeichnet. Die Synchronisierung des Bildmaterials zu den Kraft-Weg-Daten erfolgte manuell über die mit aufgezeichnete Prüfzeit.

Abbildung 4.11 zeigt Ausschnitte aus den aufgenommenen Bilddaten. Mittig (Abbildung 4.11b) ist eine Probe vor dem Versuch zu sehen, verklebt zwischen zwei Stahlplatten. Auf der linken Stahlplatte ist zur Kalibrierung der Bilddaten ein Lineal angebracht. Im Verlauf des Versuchs wird die rechte Platte relativ zur linken nach unten verschoben. Abbildung 4.11c (rechts) zeigt die gleiche Probe kurz vor Ende des Schubversuchs. Eine deutliche Scherverformung ist zu erkennen, wobei einige Ligamente des Aluminiumschaums offensichtlich gerissen sind.

4-Punkt-Biegeversuch zur Bestimmung der Verbundeigenschaften

Es wurden Vierpunkt-Biegeversuche in Anlehnung an DIN 53293 [75] am Sandwichverbund durchgeführt. Die Auflagerabstände wurden entsprechend der Probenlänge (Geometrie vgl. Abschnitt 3.4.4) für 350 mm lange Proben auf 300/150 mm bzw. für 300 mm lange Proben auf 250/125 mm (äußere / innere Auflager) eingestellt, um ausreichend Überstand der Probekörper zu gewährleisten. Die Formeln zur Berechnung der mechanischen Eigenschaften wurden auf die angepassten Auflagerabstände umgerechnet. Die äußeren Auflager, verbunden über einen steifen Stahlbalken, wurden zur Vermeidung von ungewollten Vorspannungen kardanisches mit drei Rotationsfreiheitsgraden gelagert. Abbildung 4.12 zeigt den beschriebenen Aufbau mit einer Probenlänge von 350 mm.

Die Prüfung erfolgte auf einer Universalprüfmaschine der Firma Zwick-Roell vom Typ ZMART.PRO mit einer maximalen Last von 100 kN. Die Kraft wurde durch eine Messdose mit maximaler Kapazität von 20 kN aufgezeichnet. Die Messung der Durchbiegung erfolgte über die Maschinentra-



Abbildung 4.12: Aufbau der Vierpunkt-Biegeversuche

verse sowie optisch durch seitliches Fotografieren der Probe mit einer Bildrate von 0,25 Hz durch eine digitale Spiegelreflexkamera. Hierdurch konnte die Durchbiegung an mehreren Stellen der Probe ermittelt, und somit der Biege-E-Modul und der Biege-Schubmodul aus demselben Versuchsdurchlauf errechnet werden. Die Synchronisierung des Bildmaterials erfolgte dabei manuell über die mit aufgezeichnete Prüfzeit. Die Prüfungsgeschwindigkeit betrug 3 mm/min. Für die Ermittlung der elastischen Eigenschaften wurde ein Entlastungszyklus eingerichtet, worauf komplett entlastet und daraufhin bis zum Prüfungsende wiederbelastet wurde. Abhängig vom Kerntyp wurde der Entlastungszyklus bei Erreichen einer Kraft von 500 N (oc- und cc-Kern) bzw. 300 N (bc-Kern) ausgelöst. Die Versuchsdaten der Prüfmaschine wurden mit der Software testXpert II aufgezeichnet und mit Microsoft Excel weiterverarbeitet. Der effektive Biege-E-Modul wurde per Regressionsgerade aus dem Wiederbelastungszyklus bestimmt. Für die Ermittlung der Biegeeigenschaften wurde gemäß DIN 53293 [75] die Verformung der Probe an den oberen Auflagern sowie in der Probenmitte herangezogen. Eine möglic-

che Verkipfung des unteren Auflagerbalkens über die kardanische Lagerung wurde jeweils berücksichtigt.

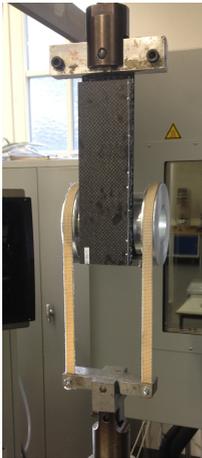
Trommelschäl- und DCB-Versuch zur Bestimmung der Grenzflächeneigenschaften

Trommelschälversuch Zur Untersuchung der Verbindung von Deckschichten und Kern wurden Trommelschälversuche angelehnt an DIN 53295 [81] und ASTM D1781 [82] durchgeführt, Probengeometrie vgl. Abschnitt 3.4.5. Hierbei wird eine der beiden Deckschichten der Sandwichprobe an zwei Enden der Probe freigelegt und jeweils in die Prüfvorrichtung eingespannt.

Die Trommelschälversuche wurden an einer Universalprüfmaschine der Firma ZwickRoell vom Typ ZMART.PRO mit einer maximalen Last von 500 kN durchgeführt. Die Kraftmessung erfolgte über eine Kraftmessdose mit einer maximalen Kapazität von 20 kN. Die Wegmessung wurde aufgrund der großen Schälwege über die Quertraverse realisiert. Die Prüfgeschwindigkeit der Einspannung am bewegten Querhaupt betrug 25 mm/min. Die Versuchsdaten wurden mit der Software testXpert II aufgezeichnet und mit Microsoft Excel weiterverarbeitet. Bei der Auswertung wurde normgerecht das Ein- und Auslaufverhalten berücksichtigt. Die Biegesteifigkeit der abgeschälten Deckschicht konnte durch die Fortsetzung der Prüfung beim Wiederabwickeln mit einbezogen werden.

Abbildung 4.13 zeigt den Aufbau des Versuchs. Das obere Ende der Probe ist mit zwei Rotationsfreiheitsgraden im Joch eingespannt (indirekt bewirkt die geringe Biegesteifigkeit der freigelegten Deckschicht den dritten Rotationsfreiheitsgrad). Am unteren Ende der Probe ist die Deckschicht an einer Trommel befestigt, die wiederum mit zwei Gurten ausgestattet ist, die an einem größeren Durchmesser fixiert sind. In Abbildung 4.13b ist die Fixierung der abgeschälten Deckschicht skizziert. Die Gurte sind wiederum über ein Querjoch mit der beweglichen Quertraverse der Prüfmaschine verbunden. Im Gegensatz zur Vorgabe in den Prüfnormen kamen hier Textilgurte zum Ein-

satz, vgl. Aufbau in Abbildung 4.13a. Die in der Prüfnorm vorgesehenen Metallbänder könnten aufgrund ihrer relativ hohen Biegesteifigkeit ein zusätzliches Schälmoment verursachen, welches das elastische Wiederabwickeln der Deckschicht nach dem Versuch verhindert, und somit kein Herausrechnen der Deckschicht-Biegesteifigkeit ermöglicht. Schlimmstenfalls könnte durch die Metallgurte sogar ein vorzeitiges Voranschreiten des Risses bewirkt werden, was die Messung der Schälkraft verfälschen würde. Die ggf. geringere Zugsteifigkeit im Vergleich zu den vorgesehenen Metallbändern wird mehr als kompensiert, da die Textilgurte die Kraftmessung nicht durch Rückstellkräfte verfälschen, die von den Metallbändern durch Aufrolleffekte aufgrund von relativ hoher Biegesteifigkeit verursacht werden würden. Darüber hinaus wurde die Trommel durch Zusatzgewichte austariert, um keine ungleichen Aufrollkräfte durch die Deckschichteinspannung zu erzeugen.



(a) Eingespannte Probe im Versuch (b) Schemaskizze des Trommelschälversuchs

Abbildung 4.13: Trommelschälversuch: Die untere Einspannung mit Joch bewegt sich nach unten, induziert ein Aufwärtsrollen der Trommel

Abweichend zur Prüfnorm DIN 53295 [81] wird bei der Auswertung nicht das spezifische Schälmoment, sondern die spezifische Abschälkraft verglichen. Diese spezifische Abschälkraft entspricht dem Quotienten aus dem (normgerechten) Schälmoment und dem inneren Abrollradius (Radius der Trommel), und lässt eine Vergleichbarkeit mit den Resultaten des DCB-Versuchs zu. Zudem wird, abweichend zur Prüfnorm, zum inneren Trommelradius die halbe Deckschichtdicke, sowie zum äußeren Trommelradius die halbe Gurtdicke addiert, um die Geometrie des Abschälvorgangs genauer zu beschreiben.

Double Cantilever Beam Test Mit dem Double Cantilever Beam Test (DCB), angelehnt an ASTM-D5528 [83], wurde ein Prüfverfahren angewandt, das zur Prüfung von Laminaten vorgesehen ist. Hierbei wird der Fortschritt eines bereits im Vorfeld in die Probe eingebrachten Risses in der Mode I beobachtet. Im vorliegenden Fall wurde der Riss zwischen einer Deckschicht und dem Kern eingebracht (Probengeometrie vgl. Abschnitt 3.4.6). Die Prüfkörper wurden auf der angerissenen Seite über aufgeklebte Anker in die Prüfmaschine eingespannt. Um die Überlagerung mit Mode II-Komponenten zu verringern, wurde die freie Seite der Probe in der Horizontalen abgestützt. Abbildung 4.14 zeigt eine Probe nach Versuchsende mit abgeknickter Deckschicht. Zum Einsatz kam eine Universalprüfmaschine der Firma ZwickRoell vom Typ ZMART.PRO mit einer maximalen Last von 500 kN. Die Kraftmessung erfolgte über eine Messdose mit einer Kapazität von 20 kN. Die Wegmessung erfolgte über die Quertraverse der Prüfmaschine. Die Versuchsdaten der Prüfmaschine wurden mit der Software testXpert II aufgezeichnet und mit Microsoft Excel gemäß ASTM D5528 weiterverarbeitet. Der Rissfortschritt wurde über eine im Vorfeld aufgebrachte Millimeterskala (vgl. Abbildung 3.12) manuell überwacht und zusammen mit der aktuellen Prüfzeit notiert.



Abbildung 4.14: Eingespannte Probe im DCB-Test nach Versuchsende

Zugversuch senkrecht zur Deckschichtebene zur Bestimmung von Grenzflächeneigenschaften

Kopfzugversuche an Sandwichproben, angelehnt an DIN 53292 [67], wurden durchgeführt, um die mechanischen Eigenschaften der Grenzschicht zwischen Kern und Deckschicht an korrodierten Proben zu ermitteln (Korrosionsversuche vgl. Abschnitt 4.2.3). Es wurde eine Universalprüfmaschine der Firma ZwickRoell vom Typ ZMART.PRO mit einer maximalen Last von 500 kN unter Verwendung einer Kraftmessdose mit 25 kN Kapazität eingesetzt. Die Verformung wurde über den Traversenweg der Maschine gemessen. Somit konnte durch einen Entlastungszyklus bei 1000 N per Regressionsgerade ein Vergleichswert für die Steifigkeit des Kerns bestimmt werden. Die Probengeometrie entspricht jener des Druckversuchs, vgl. Abschnitt 3.4.2. Abbildung 4.15 zeigt den Aufbau des Kopfzugversuchs. Während des Versuchs herrschte Normklima. Als Prüfungsende wurde der Kraftabfall auf 0 N bei vollständigem Trennen der Sandwichprobe in zwei Hälften definiert. Die Prüfgeschwindigkeit betrug 2 mm/min. Die Versuchsdaten wurden mit der Software testXpert II aufgezeichnet und mit Microsoft Excel weiterverarbeitet. Der für die Grenzflächenuntersuchungen relevante Ort des Versagens (z.B. Versagen im Kern, Versagen im PUR unterhalb der Deckschichtfasern), wurde für alle Proben dokumentiert.

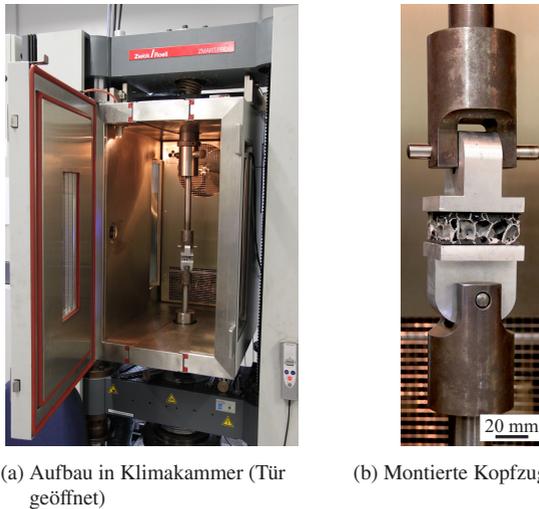


Abbildung 4.15: Aufbau des Kopfzugversuchs in der Universalprüfmaschine, links mit installierter Klimakammer

4.2.2 Dynamische Materialprüfung

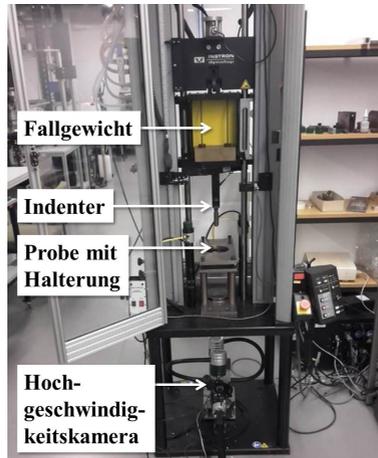
Durchstoßversuch

Zur Untersuchung des dynamischen Verhaltens der Sandwichverbunde wurden angelehnt an DIN EN ISO 6603-2 [88] Durchstoßversuche mit einem hemisphärischen Eindringkörper (Indenter) durchgeführt. Der Indenter bestand aus Stahl und hatte einen Durchmesser von 20 mm. Die Prüfmaschine, ein Fallturm der Firma Instron vom Typ Dynatup 9250 HV, war mit einem geführten Fallkäfig mit der Gesamtmasse 5,38 kg ausgestattet. In die Befestigung des Indenters am Fallkäfig wurde eine Kraftmessdose mit einer Kapazität von 22 kN integriert. Die Sandwichproben wurden zwischen zwei Stahlplatten geklemmt, die gemäß Prüfnorm jeweils mittig eine Bohrung mit 100 mm Durchmesser aufwiesen, und für die Klemmung jeweils an den Ecken miteinander verschraubt wurden. Es wurde beim Klemmen darauf geachtet, einerseits keine Vorschädigung durch ein zu hohes Anzugsmoment

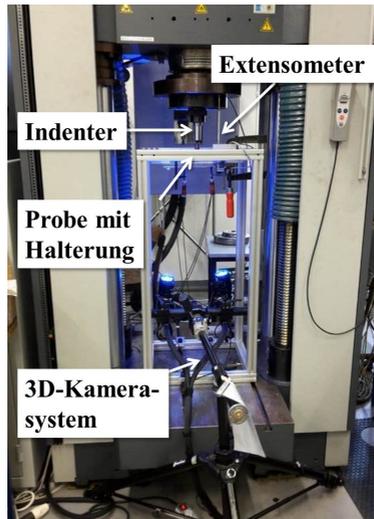
der Schrauben zu bewirken, und dabei andererseits ein seitliches Verrutschen der Probe zu verhindern. Unmittelbar über der Auftreffhöhe des Indenters auf der Probe wurde eine Lichtschranke fixiert, die zum einen die Geschwindigkeit des Fallkäfigs misst, und zum anderen die Messung der Kraftmessdose mit einer Abtastrate von 410 kHz auslöst. Mit der Kraftmessdose synchronisiert wurde eine Hochgeschwindigkeitskamera der Firma RedLake vom Typ MotionPro x4 plus. Die Kamera wurde von unten auf die Probe gerichtet, um den Durchstoß durch die untere Deckschicht optisch zu verfolgen. Dabei betrug die Auflösung 512x512 px bei einer Bildrate von 10 kHz. Abbildung 4.16a zeigt den beschriebenen Aufbau.

In Vorversuchen wurde die Fallhöhe ermittelt, die minimal nötig ist, um alle Sandwichproben komplett zu durchstoßen. Die hierbei festgestellte Minimalhöhe betrug 1,08 m, entsprechend einer potentiellen Energie von 57 J. Durch Reibung des Fallkäfigs in seiner Führung ist die gemessene Auftreffgeschwindigkeit jedoch geringer als 10,42 m/s, welche aus einer vollständigen Umwandlung der potentiellen in kinetische Energie resultieren würde.

Da im Durchstoßversuch kein expliziter Werkstoffkennwert ermittelt wird, ist ein Abgleich mit quasistatischen Eigenschaften nur durch zusätzliche Versuche bei entsprechend geringer Dehnrate möglich. Hierfür wurde der Aufbau des beschriebenen (dynamischen) Durchstoßversuchs in eine Universalprüfmaschine der Firma ZwickRoell vom Typ ZMART.PRO mit einer maximalen Last von 500 kN transferiert. Die Messung der Indenter-Eindringtiefe erfolgte taktil über einen induktiven Dehnungsaufnehmer zwischen der Aufnahme des Indenters und der Probeneinspannung. Die Messdaten wurden mit der Software testXpert II aufgezeichnet und mit Microsoft Excel weiterverarbeitet. Auch beim beschriebenen quasistatischen Durchstoßversuch wurde eine optische Verformungsmessung an der unteren Deckschicht realisiert. Hierzu wurde ein DIC-System der Firma GOM vom Typ ARAMIS 4M verwendet, das mittels Stereokamerasystem die dreidimensionale Verformung der Deckschicht sehr genau messen und auch dreidimensional wiedergeben kann. Für das Positionieren der Kamera unterhalb der Probe wurde



(a) LVI-Versuchsaufbau



(b) Quasistatischer Versuchsaufbau

Abbildung 4.16: Aufbau des Indentationsversuchs (entnommen aus [150])

die Probenhalterung auf einem steifen Aluminiumgestänge fixiert. Der Aufbau ist in Abbildung 4.16b dargestellt.

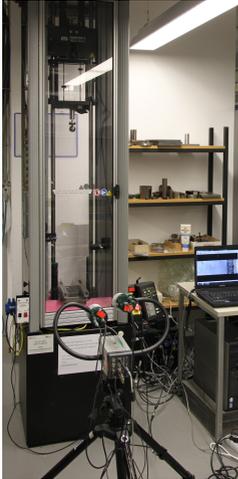
Der quasistatische Durchstoßversuch wurde zusätzlich schrittweise in einer PMMA-Glocke durchgeführt, um den Durchstoßvorgang an charakteristischen Stellen computertomographisch untersuchen zu können (vgl. Abschnitt 4.1.2). Hierfür wurde keine DIC-Messung vorgenommen, die Prüfung wurde zwecks CT-Aufnahme mehrfach unterbrochen, und die Probenmaße unterschieden sich im Durchmesser (vgl. Abschnitt 3.4.7). Der übrige Versuchsablauf blieb gleich.

Impactversuch

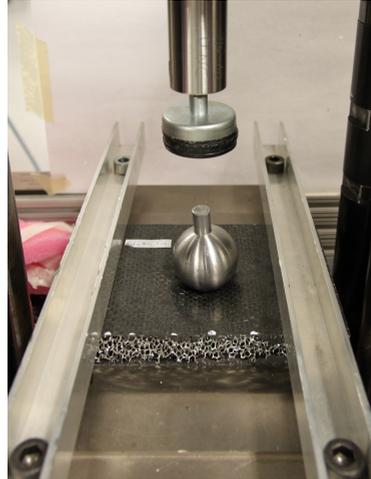
Zusätzlich zum Durchstoßversuch wurden die dynamischen Eigenschaften der Sandwichverbunde im Impactversuch ohne ein Durchstoßen der gesamten Sandwichstruktur geprüft. Hierzu wurde mit dem Einschlag eines kugelförmigen Prüfkörpers eine Belastung aufgebracht, die z.B. einem Stein Schlag oder dem Fallenlassen von Werkzeug aus geringer Höhe ähnelt. Es existiert keine entsprechende, etablierte Prüfnorm, vgl. Abschnitt 2.3.3. Die durchgeführten Impactversuche wurden daher entsprechend Dietrich et al. [91] aufgebaut, die sich an einer Leitlinie aus dem Schienenfahrzeugbau zur Simulation des Einschlags von Schottersteinen im Betrieb anlehnen [128]. Entsprechend wurde die Geometrie des Einschlagkörpers dimensioniert: Ein 250 g schwerer, kugelförmiger Prüfkörper aus Stahl wurde aus verschiedenen Höhen auf eingespannte Sandwichproben herabfallen gelassen.

Für die Versuche wurde ein Fallwerk der Firma Instron vom Typ Dynatup 9250 HV verwendet. An Stelle des üblichen Indenters wurde die beschriebene Stahlkugel über einen Magnethalter am Fallschlitten fixiert. Abbildung 4.17a zeigt den Versuchsaufbau mit auslösebarem Fallkäfig. Nach dem Auslösen wird der Fallkäfig ca. 100 mm über der Einschlaghöhe der Stahlkugel in die Probe mittels Elastomerblöcken gestoppt. Da die von der Magnethalterung auf die Kugel wirkende Kraft nur knapp die Erdanziehungskraft

übersteigt, löst diese sich nahezu ohne Geschwindigkeitsverlust und schlägt senkrecht auf die eingespannte Sandwichprobe auf. Abbildung 4.17b zeigt die aufgespannte Probe mit der beschriebenen Impactkugel.



(a) Aufbau des Impactprüfstands mit Hochgeschwindigkeitskamera



(b) Eingespannte Impactprobe nach Versuchsdurchführung, mit zur Veranschaulichung aufliegendem Impactkörper

Abbildung 4.17: Versuchsaufbau des Impactversuchs

Anders als im Durchstoßversuch konnte keine Kraftmessung über den Eindringkörper erfolgen. Ergebnisse von Dietrich et al. [91] zeigen zudem, dass eine Kraftmessung mittels Messdose im Versuchsaufbau stark von Aufbauschwingungen überlagert wird, welche das Kraftsignal unbrauchbar machen. Entsprechend dem Aufbau von Dietrich et al. [91] erfolgte die Kraftmessung daher rein optisch. Durch die Fallbewegung des Schlittens löste eine Lichtschranke den Beginn der Messung einer Hochgeschwindigkeitskamera aus, die den Aufprall sowie die Rückfederung der Stahlkugel horizontal seitlich aufzeichnete. Die Ausrichtung der Kamera ist in Abbildung 4.17a zu erkennen. Es wurde für die Messungen eine Kamera der Firma Red-Lake vom Typ MotionPro X4plus bei einer Auflösung von 512x100 px und

einer Bildrate von 30 kHz verwendet. Die Weiterverarbeitung der Bilddaten erfolgte mit der Software ImageJ [125]. Aus der Bildhöhe von 512 px ergibt sich eine Auflösung von ca. 0,28 mm/px. Die zeitliche Auflösung resultiert aus der Bildfrequenz von 30 kHz. Die aufgezeichneten Bilddaten zeigen die Flugbahn der Impactkugel ab ca. 60 mm vor dem Aufprall, gefolgt vom Eintauchen der Kugel in die Probe und dem Rückprall nach oben. Aus diesen Bilddaten wurde die Trajektorie der Kugel extrahiert, wie in Abbildung 4.18 dargestellt. Das aufgezeichnete Video besteht aus Einzelbildern (x - und y -Achse in der Bildebene), die auf der Zeitachse hintereinander liegen. Veranschaulicht ähnelt dies einem Daumenkino, bei dem ebenfalls Einzelbilder hintereinander geheftet sind. Die Trajektorie der Impactkugel entsteht, indem nahe der Kugelmitte das „Daumenkino“ senkrecht durchgeschnitten wird (rote Linie in Abbildung 4.18), und der Bildstapel an der Schnittkante um 90° um die Vertikale gedreht wird. In Bildebene liegt nun unverändert die y -Achse, und durch das Drehen in horizontaler Position die Zeitachse. Die Kugel ist als dunkler Streifen erkennbar, die von links oben auf das Sandwich schlägt und mit geringerer Steigung (d.h. geringerer Geschwindigkeit) nach rechts oben zurückprallt. Hierbei ist hervorzuheben, dass der abgebildete Streifen eine gleichbleibende Höhe in y -Richtung aufweisen muss. Dadurch wird sichergestellt, dass keine Bewegung der Kugel in x -Richtung erfolgte, was sich durch eine Veränderung der Streifenhöhe durch Hinein- oder Hinausbewegen der Kugel aus der y -t-Bildebene zeigen würde. Das Sandwich selber ist als Streifenmuster unten im Bild erkennbar. Die Streifen entstehen durch den Vertikalschnitt der Bilddaten: da sich die horizontale Position der Probe nicht ändert, ist immer die gleiche Pixelreihe der Probe abgebildet. Die Schwingungen der Probe in y -Richtung, die als Wellenlinien im unteren Bildrand erkennbar sind, entstehen aus dem Aufbau der Probenhalterung.

Die Auswertung der Kugeltrajektorien erfolgte auf zwei Arten. Zunächst wurde über die Steigung der Trajektorie vor und nach dem Aufprall die jeweilige Geschwindigkeit der Kugel ermittelt. Aus diesen Geschwindigkeiten

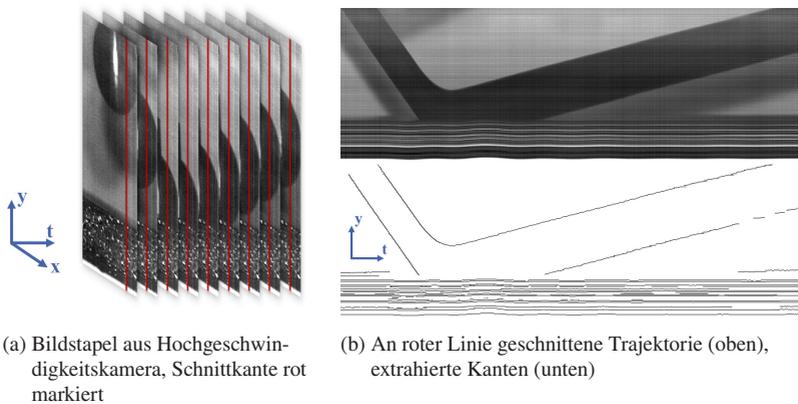
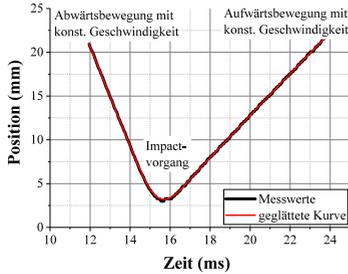


Abbildung 4.18: Extraktion der Kugeltrajektorie aus Hochgeschwindigkeits-Bilddaten im Impactversuch (entnommen aus [151])

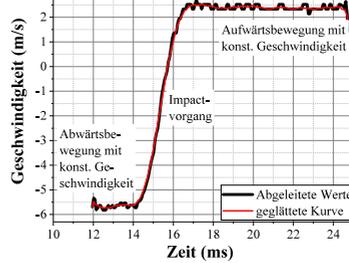
wurde jeweils die kinetische Energie errechnet, und aus deren Differenz die aufgenommene Impactenergie.

Darüber hinaus wurde das eigentliche Impact-Ereignis ausgewertet. Hierzu wurde die obere Kante der Kugeltrajektorie mittels eines Kantenfilters in ImageJ [125] extrahiert und als Weg-Zeit-Koordinaten gespeichert. Diese Weg-Zeit-Daten wurden in OriginPro ähnlich dem Vorgehen von Dietrich et al. [91] weiterverarbeitet. Zweimaliges Ableiten der Weg-Zeit-Funktion führt über einen Geschwindigkeits-Zeit-Verlauf zu einem Beschleunigungs-Zeit-Verlauf (vgl. Abbildung 4.19), wobei die Kurven aufgrund der geringen Auflösung in vertikaler Bildrichtung vor jedem Verarbeitungsschritt mittels gleitendem Durchschnitt (10 Schritte) geglättet werden mussten. Unter Berücksichtigung der Impactmasse wurde aus der Beschleunigung der Kraftverlauf über der Zeit errechnet. Die Kombination dieses Kraft-Zeit-Verlaufs mit dem ursprünglichen Weg-Zeit-Verlauf liefert eine Kraft-Weg-Funktion. Mittels Integration dieser Kraft-Weg-Schleife errechnet sich die von der Probe aufgenommene Impactenergie. Ein Vergleich der beiden Energiewerte aus Kurvenintegration und angelegter Gerade ermöglicht eine

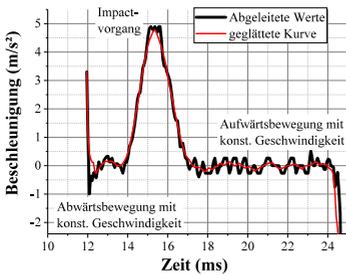
Fehlerabschätzung, welche aufgrund der mehrfachen Glättungs- und Ableitungsschritte der Kurvendaten angebracht ist.



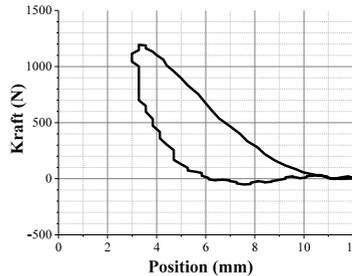
(a) Weg-Zeit-Kurve aus Trajektorienkante



(b) Abgeleitete Geschwindigkeit-Zeit-Kurve



(c) Abgeleitete Beschleunigung-Zeit-Kurve



(d) Kombinierte Kraft-Weg-Kurve

Abbildung 4.19: Beispielhafte Ermittlung der Kraft-Weg-Kurve im Impactversuch durch zweifaches Ableiten der Weg-Zeit-Daten, inklusive Glättungsschritten (jeweils rote Kurve) [151]

Es wurden drei Inkremente der Impactenergie eingestellt. Hierbei wurden im Fallwerk verbaute Stahlfedern genutzt, um durch zusätzliche Beschleunigung des Fallschlittens höhere Auftreffgeschwindigkeiten und -energien der Stahlkugel zu erreichen. Unter Berücksichtigung des Fallgewichts gibt das Fallwerk bei Verwendung der Stahlfedern eine virtuelle Fallhöhe aus, die jeweils der Fallhöhe ohne Stahlfedern entspricht. Die Aufprallenergie wurde in drei Stufen mit einer virtuellen Fallhöhe von 2, 6, und 10 m eingestellt, was jeweils Energiewerten von 5 J, 15 J und 25 J entspricht. Durch Reibung in

den Führungsschienen des Fallschlittens hatte die tatsächliche Auftreffenergie jeweils einen etwas geringeren Betrag. Daher wurde für jede Messung durch Auswertung der Bilddaten die Impactgeschwindigkeit unmittelbar vor dem Aufprall errechnet.

Compression after Impact-Versuch zur Bestimmung der Restfestigkeit

Zur Bestimmung der Restfestigkeit der Sandwichproben nach Impactbelastung wurden Compression-After-Impact-Versuche (CAI) angelehnt an DIN EN 6038 [129] durchgeführt. Die Norm ist vorgesehen für faserverstärkte Lamine, jedoch werden auch in der Literatur ähnlich aufgebaute CAI-Versuche an Sandwichproben durchgeführt [130, 131].

Jede Probe wurde an allen Seiten fest zwischen zwei Stahlschienen eingespannt, wie in Abbildung 4.20 skizziert. Der obere Teil des Aufbaus wurde am festen Querhaupt einer Universalprüfmaschine vom Typ ZwickRoell ZMART.PRO mit einer maximalen Last von 100 kN befestigt. Der untere Teil wurde an das bewegliche (untere) Querhaupt der Prüfmaschine montiert. Die Aufzeichnung der Kraft erfolgte durch eine zwischengeschaltete Kraftmessdose mit einer maximalen Kapazität von 20 kN. Die Messung der Verformung in Richtung des Maschinenverfahrwegs erfolgte durch die Querschnittstraverse. Zusätzlich wurde, abweichend von der Norm, die Ausbeulung der Probe senkrecht zur Plattenrichtung an der Rückseite der Impactstelle taktil durch einen induktiven Wegaufnehmer aufgezeichnet. Abbildung 4.21 zeigt den Aufbau des CAI-Prüfstands mit eingebauter Probe, links in der Vorderansicht, rechts in der Rückansicht.

Um ungewolltes Versagen am Probenrand zu vermeiden, hervorgerufen durch Auflagerreaktionen an der Einspannung, wurden die schmalen Seiten jeder Impactprobe vor dem CAI-Versuch auf ca. 10 mm Länge mit Polyurethanschaum verstärkt. Im Gegensatz zum Vorgehen von Dietrich [41], Sandwichproben mit Wabenkernen durch Epoxidharz in der Einspannung zu ver-

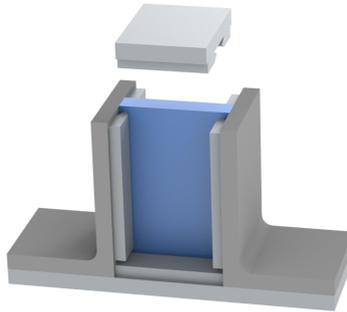
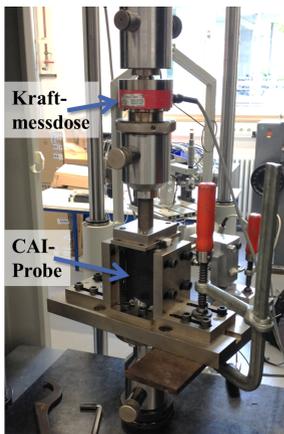


Abbildung 4.20: Schematischer Aufbau der CAI-Versuche, Probe dargestellt in blau

stärken, wird durch die geringere Kerbwirkung des PUR am probeninneren Ende der Aussteifung eine sanftere Krafteinleitung in die Probe erhofft.



(a) Vorderansicht mit Kraftmessdose



(b) Rückansicht mit taktile Verformungsmessung

Abbildung 4.21: Aufbau des CAI-Prüfstands in Universalprüfmaschine

4.2.3 Korrosionseinfluss auf mechanische Eigenschaften

Salzsprühnebeltests

Angelehnt an DIN EN ISO 9227 [132] wurden in einer Korrosionskammer (gezeigt in Abbildung 4.22) Sandwichproben für verschiedene Zeitinkremente einem Sprühnebel aus in Wasser gelöstem Kochsalz ausgesetzt. Die Salzkonzentration im Wasser betrug dabei 5 %. Der Sprühnebel wurde durch Druckluft mit 1 bar in einer Zerstäuberdüse erzeugt. Durch Heizelemente wurde eine konstante Temperatur von 35 °C erreicht. Jeweils nach 48, 96, sowie 240 Stunden kontinuierlicher Korrosionsdauer wurden Proben aus der Kammer entnommen. Die Proben wurden unter fließendem Wasser von groben Salzurückständen befreit. Eine Teilmenge der Proben wurde zur Untersuchung eines vermuteten Massenverlusts durch Reinigen in Salpetersäure von den festsitzenden Korrosionsprodukten befreit. Hierzu wurden die Proben bei Raumtemperatur für zwei Minuten in einem Ultraschallbad in Salpetersäure gelegt, darauf mit destilliertem Wasser und Ethanol abgespült, und anschließend mit einem Heißluftföhn getrocknet. Die Masse der Proben wurde zu drei verschiedenen Stadien bestimmt: vor der Korrosionsbehandlung, unmittelbar danach, sowie nach der Reinigungsprozedur mit Wasser und anschließender Trocknung.

Geprüft wurden Sandwichkonfigurationen mit oc-, cc-, sowie bc- Kern und ansonsten gleichen Parametern. Als Referenz wurde eine weitere Sandwichkonfiguration mit Nomex-Wabenkern verwendet. Von dieser Konfiguration wird aufgrund der Abwesenheit eines galvanischen Partners für die Kohlenstofffasern kein Auftreten von galvanischer Korrosion erwartet. Etwasige Rückgänge der Steifigkeit oder der Festigkeit wären bei Proben mit Nomex-Kern auf Wasseraufnahme der Deckschichten zurückzuführen. Aufgrund der gleichen Deckschichtkonfiguration träte diese auch bei den Konfigurationen mit Aluminiumkern auf, zusätzlich zur galvanischen Korrosion. Da die Nomex-Konfiguration lediglich als Referenz geprüft wird, um das

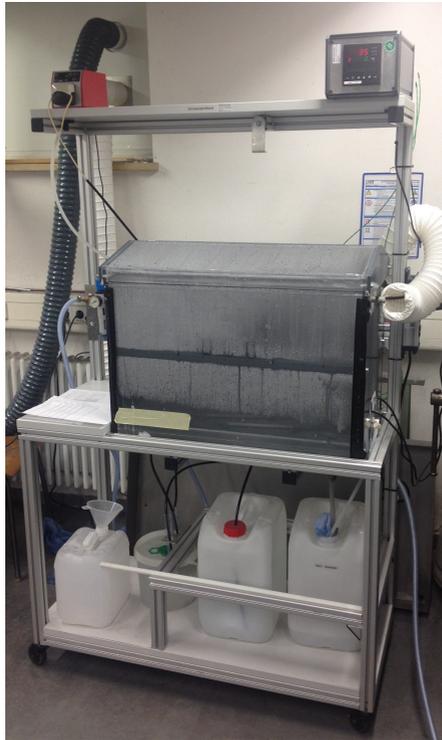


Abbildung 4.22: Aufbau der Salzsprühnebelkammer für den Korrosionsversuch

Vorhandensein anderer, nicht auf galvanischer Korrosion basierender Schädigungsmechanismen auszuschließen, wurde hier nur der Zustand ohne Korrosion und nach 240 h Exposition im Salznebel geprüft, und keine Zeitstufen dazwischen. Für die Bestimmung der Auswirkungen der beschriebenen korrosiven Behandlung wurden die Proben anschließend im Kopfzugversuch (vgl. Abschnitt 4.2.1) geprüft. Für diesen Zweck wiesen alle Korrosionsproben ebenfalls eine quadratische Form mit einer Seitenlänge von 50 mm auf.

4.2.4 Dichtebestimmung

Aufgrund des Leichtbaupotentials der untersuchten Sandwichstrukturen ist die effektive Dichte, d.h. der Quotient aus Masse und Außenabmessungen, eine elementare Vergleichsgröße. Es wurden daher sowohl auf Bauteilebene als auch auf Ebene der Komponenten Deckschicht und Kern Untersuchungen der effektiven Dichte durchgeführt. Darüber hinaus wurde die Dichtebestimmung für die Deckschicht anhand computertomographischer Daten bildbasiert durchgeführt, siehe Abschnitt 4.1.2.

Dichtebestimmung durch Abmessen und Wiegen

Bei Proben mit relativ großem Volumen wurde die Dichte ermittelt, indem die Proben gewogen und die äußeren Probenabmaße gemessen wurden. Die Dichte wird aus dem Quotienten der Masse und des aus den Probenmaßen resultierenden Effektivvolumen errechnet. Generell wurden die Proben per Messschieber ($\pm 0,05$ mm) vermessen und mit einer Waage mit einer Genauigkeit von $\pm 0,1$ g gewogen. Ausnahmen hiervon waren die Sandwichkerne vor der Produktion, sowie die Längsseite der Zug-, Biege-, Trommelschäl-, Impact- und Durchstoßproben, die aufgrund ihrer Länge mit einem Lineal vermessen werden mussten.

Dichtebestimmung durch Archimedes-Prinzip

Proben der Deckschicht wiesen eine geometrisch unbestimmte Oberfläche an der dem Kern zugewandten Seite auf. Zusätzlich zu der in Abschnitt 4.1.2 durchgeführten bildbasierten Dichtemessung des Faserpakets wurde die Dichte der Deckschicht inklusive des umgebenden Polyurethans durchgeführt. Hierzu wurden zunächst Deckschichtproben mittels 20%-iger Natronlauge vom Aluminium der Kernstruktur befreit, mit Wasser gereinigt und anschließend getrocknet. Zur Dichtebestimmung wurde das Archimedische Prinzip angewandt [133]. Es besagt, dass ein Körper, der vollständig

in Wasser getaucht wird (und demnach ein Wasservolumen verdrängt, welches seinem eigenen Volumen entspricht), eine Auftriebskraft entsprechend der Masse des von ihm verdrängten Wassers erfährt. Wiegt man die eingetauchte Probe unter Wasser, so entspricht folglich die Summe aus der ermittelten Masse unter Wasser (m_{tauch}) und der Masse des verdrängten Wassers (m_{Wasser}) der Masse der Probe (m_{Probe}), wenn sie außerhalb des Wassers gewogen wird (vgl. Gleichung 4.4).

$$m_{tauch} + m_{Wasser} = m_{Probe} \quad (4.4)$$

Hierbei entspricht das Volumen jedes Summanden dem des zu prüfenden Körpers, es ist also konstant. Über die Darstellung der Masse als Produkt aus Dichte und Volumen ($m = \rho \cdot V$) resultiert für das Verhältnis der Massen (m_{Probe}) und (m_{Wasser}) Gleichung 4.5:

$$\frac{m_{Probe}}{m_{Wasser}} = \frac{V \cdot \rho_{Probe}}{V \cdot \rho_{Wasser}} = \frac{\rho_{Probe}}{\rho_{Wasser}} \quad (4.5)$$

Die Masse des verdrängten Wassers ist versuchstechnisch schwierig messbar kann aber wiederum mit Gleichung 4.4 eliminiert werden. Resultierend zeigt Gleichung 4.6, dass zur Bestimmung der Dichte eines beliebigen, vollständig in Wasser eingetauchten Probekörpers lediglich die Größen (m_{Probe}), (m_{tauch}) sowie die Dichte des Wassers (ρ_{Wasser}) bekannt sein müssen.

$$\frac{\rho_{Probe}}{\rho_{Wasser}} = \frac{m_{Probe}}{m_{Probe} - m_{tauch}} \quad \Rightarrow \quad \rho_{Probe} = \frac{\rho_{Wasser} \cdot m_{Probe}}{m_{Probe} - m_{tauch}} \quad (4.6)$$

Da die Dichte der Deckschichtproben erwartungsgemäß deutlich kleiner als die von Wasser ist, mussten die Proben durch ein Stahlgewicht mit bekanntem Volumen beschwert werden. Das Archimedische Prinzip wurde hier also doppelt angewandt: auf die Deckschichtprobe und auf das Stahlgewicht. Hierbei wurde für die Dichte von Stahl ein Literaturwert von ρ_{Stahl}

= 7,86 g/cm³ angenommen, sodass als Unbekannte nur ρ_{Probe} bleibt. Da die Deckschichtprobe nur unter Wasser vom Stahlgewicht beschwert wurde, ist entsprechend die Masse des Stahlgewichts unter Wasser („Tauchgewicht“, $m_{Stahl,tauch}$) relevant, welche nach Gleichung 4.7 aus dem Trockengewicht $m_{Stahl,trocken}$ berechnet wurde. Für die Dichte von Wasser wurde hierbei ein Wert von $\rho_{Wasser} = 0,998207$ g/cm³ verwendet (Tabellenwert bei einer Raumtemperatur von 20 °C [134]).

$$m_{Stahl,tauch} = m_{Stahl,trocken} \frac{\rho_{Stahl} - \rho_{Wasser}}{\rho_{Stahl}} \quad (4.7)$$

Das gemessene Tauchgewicht der Deckschichtproben $m_{Probe,tauch,gemessen}$ wurde jeweils entsprechend Gleichung 4.8 mit dem Tauchgewicht des Stahlgewichts $m_{Stahl,tauch}$ verrechnet, um das eigentliche Tauchgewicht der Probe $m_{Probe,tauch}$ zu erhalten. Der Wert von $m_{Probe,tauch}$ ist hierbei negativ, da die Dichte der Deckschicht unter der von Wasser liegt.

$$m_{Probe,tauch} = m_{Probe,tauch,gemessen} - m_{Stahl,tauch} \quad (4.8)$$

Die Dichte der Deckschichtproben ρ_f wurde nach Gleichung 4.9 aus dem Trocken- und Tauchgewicht der Probe berechnet. Für die Dichte von Wasser wurde wieder ein Wert von $\rho_{Wasser} = 0,998207$ g/cm³ eingesetzt. Die Dichte von Luft wurde vernachlässigt ($\rho_{Luft} = 0$ g/cm³). Die resultierende Gleichung entspricht demnach der Standardgleichung des Archimedischen Prinzips (Gleichung 4.6), es wurde also durch das Beschweren mit dem Stahlgewicht kein Fehler eingebracht.

$$\begin{aligned} \rho_f &= m_{Probe,trocken} \frac{\rho_{Wasser} - \rho_{Luft}}{m_{Probe,trocken} - m_{Probe,tauch}} + \rho_{Luft} \\ &= m_{Probe,trocken} \frac{\rho_{Wasser}}{m_{Probe,trocken} - m_{Probe,tauch}} \end{aligned} \quad (4.9)$$

Zusätzlich zur Dichte der gesamten Deckschicht ist die Dichte der PUR-Matrix von Interesse. Die Deckschicht besteht – nach vorheriger Entfernung aller Reste der Kernstruktur – aus den Kohlenstoffasertextilen und der umgebenden PUR-Matrix. Da das Flächengewicht der jeweils enthaltenen Textilmatten bekannt ist, kann unter Berücksichtigung der Probenfläche und der Dichte der Kohlenstofffasern der Faseranteil aus dem Wert der Deckschichtdicke herausgerechnet werden, um somit auf die Dichte des PUR zu schließen. Zunächst wird aus der Masse und der Dichte der Probe das Probenvolumen errechnet (Gleichung 4.10). Aus dem Flächengewicht w_a der Textilmatten und der Probenlänge und -breite L , b kann die Masse der enthaltenen Kohlenstofffasern m_{Faser} berechnet werden (Gleichung 4.11). Über die Dichte der Kohlenstofffasern wird das Volumen der Fasern errechnet (Gleichung 4.12), welches wiederum vom Volumen der Probe abgezogen wird, um das PUR-Volumen zu erhalten (Gleichung 4.13). Die Masse des PUR wird äquivalent berechnet (Gleichung 4.14). Das Produkt aus Masse und Volumen des PUR entspricht der PUR-Dichte (Gleichung 4.15).

$$V_{Probe} = \frac{\rho_{Probe}}{m_{Probe, trocken}} \quad (4.10)$$

$$m_{Faser} = w_a \cdot L \cdot b \quad (4.11)$$

$$V_{Faser} = \frac{\rho_{Faser}}{m_{Faser}} \quad (4.12)$$

$$V_{PUR} = V_{Probe} - V_{Faser} \quad (4.13)$$

$$m_{PUR} = m_{Probe, trocken} - m_{Faser} \quad (4.14)$$

$$\rho_{PUR} = m_{PUR} \cdot V_{PUR} \quad (4.15)$$

Für die Messung der Probenmasse wurde sowohl trocken als auch nass eine Feinwaage mit einer Genauigkeit von $\pm 10^{-5}$ g eingesetzt. Untersucht wurden Proben aller drei PUR-Inkrementen (75, 133 sowie 266 g/m), mit an-

sonsten gleicher 320 g/m²-Gewebe-Deckschicht und oc-Kernstruktur. Von jeder der drei Konfigurationen wurden mindestens 10 Proben untersucht.

Das Stahlgewicht zum Beschweren der Proben wies eine Masse von 7,34 g auf. Um aus den ermittelten Werten der Deckschicht-Dichte über das jeweils bekannte Faser-Flächengewicht und der Probenfläche auf die Dichte des Polyurethan schließen zu können, wurde für die Dichte der Kohlenstofffasern ein Wert von $\rho_{Faser}=1,8 \text{ g/cm}^3$ angenommen.

5 Modellierungsmethoden

5.1 Homogenisierung der Deckschicht

Zug-E-Modul in 0°-Richtung Das Verfahren zur Homogenisierung des Deckschicht-E-Moduls ist Bestandteil einer eigenen Veröffentlichung [149]. In den untersuchten Sandwich-Deckschichten kamen ausschließlich biaxiale Kohlenstoffasertextile mit Faserorientierung 0 / 90° als Verstärkung zum Einsatz. Die Lastrichtung entspricht hierbei der 0°-Richtung. Die Steifigkeit der Matrix aus geschäumtem PUR wurde für die Homogenisierung vernachlässigt, da sie schon bei monolithischem PUR um Größenordnungen unter den Werten der Kohlenstofffasern liegen. Mit der Probenbreite b und der Deckschichtdicke t gilt für den E-Modul der Deckschicht:

$$E_f = \frac{\sigma}{\varepsilon} = \frac{F}{A} \frac{1}{\varepsilon} = \frac{F}{b \cdot t} \frac{1}{\varepsilon} \quad (5.1)$$

Für den E-Modul unidirektional faserverstärkter Kunststoffe legt sowohl das Voigt-Modell (E-Modul in Faserrichtung, vgl. Abschnitt 2.4.1, Gleichung 2.5) als auch das Reuss-Modell (E-Modul senkrecht zur Faserrichtung, Gleichung 2.6) nahe, dass ein sehr geringer Matrix-E-Modul speziell bei einem hohen Faservolumengehalt kaum Auswirkungen auf die Steifigkeit hat. Die Matrix der betrachteten Deckschichten liegt geschäumt vor, woraus ein relativ geringer Matrix-E-Modul (verglichen mit dem monolithischen PUR, und vor allem verglichen mit den Kohlenstofffasern) hervorgeht. Anders ausgedrückt sind in diesem Fall (unter Berücksichtigung des Faservolumengehalts) hauptsächlich die Fasern für die Steifigkeit relevant. Die Menge an Kohlenstofffasern ist über das Flächengewicht der enthaltenen Textilmatten

bekannt. Dies führt zu folgender Proportionalität aus Kraft F , Dehnung ε und Fasermatten-Flächengewicht w_a :

$$\frac{F}{\varepsilon} \sim w_a \quad (5.2)$$

Eliminiert man mit Gleichung 5.2 den Quotienten $\frac{F}{\varepsilon}$ in Gleichung 5.1 unter Annahme konstanter Probenbreite b , erhält man folgende Abhängigkeit:

$$E_f \sim \frac{w_a}{t} \quad (5.3)$$

Ausgehend von einem experimentell ermittelten durchschnittlichen Deckschicht-E-Modul $E_{f, 160}$ für das Faser-Flächengewicht $w_{a, 160} = 160 \text{ g/m}^2$ und die entsprechende Deckschichtdicke t_{160} lässt Gleichung 5.3 folgende Extrapolation des E-Moduls zu:

$$\frac{E_f}{E_{f, 160}} = \frac{w_a}{t} \frac{t_{160}}{w_{a, 160}} \quad (5.4)$$

Da die verwendeten Fasergewichte durch Stapeln einzelner Textilmatten in Stufen mit Abstand 160 g/m^2 vorlagen, lässt sich Gleichung (5.4) durch Einführung von n als Zahl der verwendeten Textillagen vereinfachen. In Gleichung 5.5 dargestellt ist die Extrapolation des Deckschicht-E-Moduls.

$$E_f = E_{f, 160} \frac{n \cdot t_{160}}{t} \quad (5.5)$$

Die Abhängigkeit von der Zahl der Textillagen kann durch die Annahme eliminiert werden, dass die Dichte der Deckschicht ρ_f unabhängig von der Zahl der Textillagen ist. Diese Annahme trifft dann zu, wenn das Volumen der Deckschicht proportional zu den enthaltenen Faserlagen steigt. Die Dichte ρ_f berechnet sich in diesem Fall aus dem Faservolumenanteil v_f und den Dichten von Fasern und PUR:

$$\rho_f = v_f \cdot \rho_{Faser} + (1 - v_f) \rho_{PUR} \quad (5.6)$$

Der Faservolumenanteil v_f kann durch ein Verhältnis der virtuellen Faserdicke t_{Faser} (Fasern bei virtuell 100 % Packungsdichte) und der Deckschichtdicke t dargestellt werden, unter der Annahme konstanter Probenlänge und -breite. Die virtuelle Faserdicke t_{Faser} entspricht hierbei dem Quotienten aus Faser-Flächengewicht w_a und der Faserdicke ρ_{Faser} .

$$v_f = \frac{V_{Faser}}{V_{gesamt}} = \frac{t_{Faser}}{t} = \frac{w_a}{\rho_{Faser} \cdot t} \quad (5.7)$$

Durch Eliminieren des Faservolumenanteils v_f in Gleichung 5.6 durch Gleichung 5.7 erhält man für die Dichte der Deckschicht ρ_f folgende Gleichung:

$$\rho_f = \frac{w_a}{\rho_{Faser} \cdot t} (\rho_{Faser} - \rho_{PUR}) + \rho_{PUR} \quad (5.8)$$

Die Deckschichtdicke t , aus Gleichung 5.8 isoliert, kann somit aus Gleichung 5.5 eliminiert werden. Der Deckschicht-E-Modul lässt sich demnach, ausgehend vom experimentell ermittelten Durchschnitt, allein aus den Dichten der Komponenten extrapolieren. Der Quotient aus n und w_a in Gleichung 5.9 ist nur scheinbar eine Abhängigkeit vom Faser-Flächengewicht, da per Definition von n immer ein konstantes Verhältnis von $\frac{n}{w_a} = \frac{1}{160} \text{m}^2/\text{g}$ herrscht.

$$E_f = E_{f, 160} \cdot t_{160} \cdot \frac{\rho_{Faser} \cdot (\rho_f - \rho_{PUR})}{\rho_{Faser} - \rho_{PUR}} \cdot \frac{n}{w_a} \quad (5.9)$$

Zugfestigkeit in 0°-Richtung Äquivalent zum E-Modul kann auch die Zugfestigkeit extrapoliert werden. Hierbei wird, ausgehend von einem faserdominierten Verhalten (vgl. Abschnitt 2.4.1, Gleichung 2.8), zunächst die Matrixfestigkeit σ_m^* vernachlässigt. Dies entspricht der bezüglich des E-Moduls beschriebenen Annahme, dass hauptsächlich die Fasern für die

Übertragung der Zugkraft verantwortlich sind, und wird durch den großen Unterschied zwischen Faserfestigkeit und Festigkeit der geschäumten Matrix rechtfertigt. Resultierend gilt näherungsweise für die Festigkeit:

$$R_{m,f} = R_{m, Faser} \nu_f \quad (5.10)$$

Ähnlich dem Vorgehen in Gleichung 5.4 wird die Deckschichtfestigkeit auf den durchschnittlichen Messwert normiert, und unter Verwendung von Gleichung 5.7 der Faservolumenanteil ν_f eliminiert. Auf diese Weise wird ebenfalls der Wert der Faserfestigkeit eliminiert, weswegen auch diese Modellierung eine Extrapolation vorhandener Messwerte darstellt. Für die normierte Deckschichtfestigkeit gilt demnach:

$$\frac{R_{m,f}}{R_{m,f,160}} = \frac{w_a}{t} \frac{t_{160}}{w_{a,160}} = \frac{n \cdot t_{160}}{t} \quad (5.11)$$

Durch Einsetzen von Gleichung 5.8 erhält man eine Funktion der Deckschichtfestigkeit in Abhängigkeit der Dichte:

$$R_{m,f} = R_{m,f,160} \cdot t_{160} \cdot \frac{\rho_{Faser} \cdot (\rho_f - \rho_{PUR})}{\rho_{Faser} - \rho_{PUR}} \frac{n}{w_a} \quad (5.12)$$

5.2 Homogenisierung der Kernschicht

Die offenzellige Kernstruktur wurde durch das kubische Ligament-Modell von Ashby homogenisiert (vgl. [45] bzw. Abschnitt 2.4.2). Ausgehend von einem E-Modul $E_{Alu} = 70$ GPa, sowie einer Dichte $\rho_{Alu} = 2,7$ g/cm³ für monolithisches Aluminium wurde der effektive E-Modul E_c des Schaums in Abhängigkeit seiner effektiven Dichte ρ_c extrapoliert:

$$E_c = E_{Alu} \cdot \left(\frac{\rho_c}{\rho_{Alu}} \right)^2 \quad (5.13)$$

Die geschlossenzellige Aluminiumschaumstruktur wurde ebenfalls durch ein Modell von Ashby [45] dargestellt, welches zusätzlich über den Faktor ϕ den Volumenanteil der Zellstege bzw. über den Faktor $(1 - \phi)$ den Volumenanteil der Zellwände am Materialvolumen des Schaums berücksichtigt (vgl. Abschnitt 2.4.2, Gleichung 2.10). Die Messdaten der cc-Schaumstruktur wurden zunächst verglichen mit der Vereinfachung für tetrakaidekaederförmige Zellen (vgl. Gleichung 2.11). Unter Verwendung der Annahmen aus Gleichung 2.11 für die Konstanten C_1 und C'_1 wurde darüber hinaus errechnet, welcher Wert für ϕ dem Durchschnitt der Messwerte am nächsten ist. Auch hier wurde für das monolithische Aluminium ein E-Modul von 70 GPa, sowie eine Dichte von $2,7 \text{ g/cm}^3$ angenommen.

5.3 Werkstoffauswahl für Deckschicht und Kern

Für die Auswahl der Werkstoffe für Deckschicht und Kern wird das Werkstoffauswahlverfahren nach Ashby [4] angewandt. Hierbei ist das Ziel sowohl für die Deckschicht als auch den Kern eine möglichst geringe Masse bei Einhaltung einer Mindeststeifigkeit (vgl. Abschnitt 2.1.4). Die Beschreibung des Verfahrens ist Bestandteil einer eigenen Veröffentlichung [152].

5.3.1 Deckschichtwerkstoff

Die Zielgleichung (Gleichung 5.14) für den Deckschichtwerkstoff drückt die Masse der Deckschicht m_f als Produkt der Außenabmessungen L , b und t und der Dichte ρ_f aus. Die Dicke der Deckschicht t gilt hierbei als freie Variable, die zum Erfüllen der Steifigkeitsrandbedingung variiert werden kann, und somit aus der Zielgleichung eliminiert werden muss.

$$m_f = L \cdot b \cdot t \cdot \rho_f \quad (5.14)$$

Die Steifigkeit C der Deckschicht im Zug-Lastfall (vgl. Abschnitt 2.1.4) muss größer sein als eine Mindeststeifigkeit C_0 , wobei deren Betrag für den reinen Vergleich nicht relevant ist. Sie setzt sich entsprechend Gleichung 5.15 zusammen. Diese Ungleichung wird nach der freien Variablen t aufgelöst (siehe Gleichung 5.16), wobei t durch Einsetzen in die Zielgleichung 5.14 eliminiert wird. Die resultierende Ungleichung 5.17 enthält als Ausdruck für die zu optimierende Deckschichtmasse m_f nur die bekannten bzw. festgelegten Größen L , C_0 und die für den Werkstoffvergleich relevanten Werkstoffkenngrößen ρ und E_f . Das Verhältnis von ρ und E_f (eckige Klammern) ist hierbei der Werkstoffindex M_f .

$$C = \frac{F}{\Delta l} = \frac{\sigma \cdot b \cdot t}{\varepsilon \cdot L} = \frac{b \cdot t \cdot E_f}{L} \geq C_0 \quad (5.15)$$

$$t \geq \frac{L \cdot C_0}{E_f \cdot b} \quad (5.16)$$

$$m_f \geq L \cdot b \cdot \rho_f \cdot \frac{L \cdot C_0}{E_f \cdot b} = L^2 \cdot C_0 \cdot \left[\frac{\rho_f}{E_f} \right] \quad (5.17)$$

Trägt man in einem Diagramm den Logarithmus des E-Moduls über dem Logarithmus der Dichte auf, lässt sich der Werkstoffindex M_f als Gerade mit der Steigung 1 darstellen, wie in Gleichung 5.18 gezeigt. Der Werkstoffindex M_f als zu minimierende Größe gibt hierbei die Verschiebungsrichtung der Auswahlgeraden an: Wird M_f minimiert, verschiebt sich die Gerade zu entsprechend besser geeigneten Werkstoffen nach oben.

$$\log M_f = \log \rho_f - \log E_f \quad \Rightarrow \quad \log E_f = \log \rho_f - \log M_f \quad (5.18)$$

5.3.2 Kernwerkstoff

Die Zielgleichung für die Auswahl des Kernwerkstoffs (Gleichung 5.19) unterscheidet sich von jener des Deckschichtwerkstoffs durch die geometrische Größe der Dicke (c statt t), die jedoch ebenso als freie Variable aus der

Zielgleichung eliminiert wird. Die Steifigkeit S , hier im Biegelastfall (vgl. Abschnitt 2.1.4), muss entsprechend der Ungleichung 5.20 größer sein als eine Mindeststeifigkeit S_0 . Aufgrund des Lastfalls ist das axiale Flächenträgheitsmoment I relevant. Zur Berücksichtigung der Lagerung enthält die Gleichung den Faktor k , der ebenso wie der Betrag von S_0 für den reinen Vergleich der Werkstoffe nicht relevant ist.

$$m_c = L \cdot b \cdot c \cdot \rho_c \quad (5.19)$$

$$S = \frac{k \cdot E_c \cdot I}{L^3} = \frac{k \cdot E_c \cdot b \cdot c^3}{12L^3} \geq S_0 \quad (5.20)$$

$$c \geq \sqrt[3]{\frac{12 \cdot S_0 \cdot L^3}{k \cdot E_c \cdot b}} \quad (5.21)$$

Durch Einsetzen von Gleichung 5.21 in die Zielgleichung 5.19 resultiert die Ungleichung 5.22 mit dem Werkstoffindex M_c , welcher ebenfalls minimiert wird. Aufgrund des unterschiedlichen Verhältnisses von ρ_c zu E_c ergibt sich im doppelt logarithmischen Diagramm eine Gerade mit Steigung 3 (vgl. Gleichung 5.23). Die Optimierungsrichtung ist die gleiche, aufgrund der unterschiedlichen Steigung wird jedoch eine geringere Dichte stärker gewichtet als ein höherer E-Modul, wodurch ggf. andere Werkstoffe optimal sind.

$$m_c \geq L \cdot b \cdot \rho_c \cdot \sqrt[3]{\frac{12 \cdot S_0 \cdot L^3}{k \cdot E_c \cdot b}} = \sqrt[3]{\frac{12 \cdot S_0 \cdot L^6 \cdot b^2}{k}} \cdot \left[\frac{\rho_c}{\sqrt[3]{E_c}} \right] \quad (5.22)$$

$$\log M_c = \log \rho_c - \frac{1}{3} \log E_c \quad \Rightarrow \quad \log E_c = 3 \log \rho_c - 3 \log M_c \quad (5.23)$$

5.4 Modellierung des quasistatischen Biegeverhaltens

5.4.1 Optimieren der massespezifischen Biegesteifigkeit

Die Optimierung der Sandwichgeometrie in Bezug auf das Verhältnis der Biegesteifigkeit zur Bauteilmasse ist Bestandteil einer eigenen Veröffentlichung [152]. Für die Biegesteifigkeit des Sandwichverbunds $D_{Sandwich}$ wurden die Biegesteifigkeit der Deckschichten D_f und des Kerns D_c , sowie der Steiner-Anteil der Deckschichten $D_{Steiner}$ betrachtet. In Gleichung 5.24 (vgl. Gleichung 2.1 in Abschnitt 2.1.4) dargestellt ist der daraus resultierende Ausdruck für den effektiven Biege-E-Modul des Sandwichverbunds E_{Biege} . Hierbei ist t die Deckschichtdicke, h die Sandwichhöhe, $d = h - t$ der Abstand der Deckschichten, $c = h - 2t$ die Kerndicke, sowie b die Probenbreite. Der effektive Schubmodul wird, anders als beim Vorgehen von Ashby et al. [135], für diese Modellierung nach Zenkert [1] nicht berücksichtigt.

$$\begin{aligned}
 D_{Sandwich} &= D_f && + D_c && + D_{Steiner} \\
 &= 2E_f \frac{bt^3}{12} && + E_c \frac{bc^3}{12} && + 2E_f bt \left(\frac{d}{2}\right)^2 \\
 &= E_{Biege} \frac{bh^3}{12}
 \end{aligned} \tag{5.24}$$

Gleichung 5.24, nach E_{Biege} aufgelöst, zeigt eine Abhängigkeit von den E-Moduln E_f und E_c , sowie dem Volumen- bzw. Höhenanteil der Deckschichten am gesamten Sandwich $\frac{2t}{h}$ (Gleichung 5.25).

$$\begin{aligned}
E_{\text{Biege}} &= E_f \cdot \left(\frac{2t^3}{h^3} + \frac{6td^2}{h^3} \right) + E_c \frac{c^3}{h^3} \\
&= E_f \frac{2t^3 + 6t(h-t)^2}{h^3} + E_c \frac{(h-2t)^3}{h^3} \\
&= \dots = E_f \cdot \left[1 - \left(1 - \frac{2t}{h} \right)^3 \right] + E_c \cdot \left(1 - \frac{2t}{h} \right)^3
\end{aligned} \tag{5.25}$$

Der Quotient $\frac{2t}{h}$ kann durch die entsprechenden Dichten von Deckschicht und Kern (Gleichung 5.26) substituiert werden, wie Gleichung 5.27 zeigt.

$$\rho_{\text{eff}} = \rho_f \frac{2t}{h} + \rho_c \cdot \left(1 - \frac{2t}{h} \right) \tag{5.26}$$

$$E_{\text{Biege}} = \left(\frac{\rho_f - \rho_{\text{eff}}}{\rho_f - \rho_c} \right)^3 (E_c - E_f) + E_f \tag{5.27}$$

Die Funktion des effektiven Biege-E-Moduls abhängig von der effektiven Dichte des Sandwiches aus Gleichung 5.27 ist dargestellt in Abbildung 5.1. Sie kann als Resultat einer stufenlosen Variation des Deckschicht-Kern-Verhältnisses von 0 (reiner Kern) bis 100 % (reine Deckschicht) interpretiert werden. Das massespezifische Optimum kann mit Hilfe der Methode nach Ashby [4, 135] (vgl. Abschnitt 2.1.4) gefunden werden. Hierzu wird der Werkstoffindex M für den relevanten Lastfall gebildet:

$$M = \frac{E_{\text{eff}}}{\rho_{\text{eff}}^3} \tag{5.28}$$

Ein maximierter Werkstoffindex M ist gleichbedeutend mit der optimalen Eignung als möglichst leichte, biegesteife Platte. M stellt im Diagramm in Abbildung 5.1 eine Werkstoffauswahlgerade mit der Steigung 3 dar, wobei eine Verschiebung der Geraden nach oben dem Maximieren des Werk-

stoffindex entspricht. Das Optimum des Sandwichverbunds liegt demnach im Berührungspunkt der Werkstoffauswahlgeraden und der Funktion von E_{Biege} .

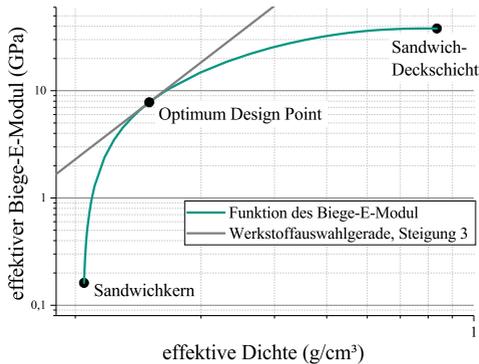


Abbildung 5.1: Beispielhafte Darstellung der Funktion des effektiven Biegemoduls (Gleichung 5.27) und der Optimierung der massespezifischen Biegesteifigkeit per Werkstoffauswahlgerade (Gleichung 5.28)

5.4.2 Berechnung von Biegelinie und Biegespannung

Die Biegelinie wurde mit der Timoshenko-Näherung unter Berücksichtigung der Schubverformung errechnet, vgl. Abschnitt 2.4.3. Die Biegelinie setzt sich demnach aus einem Biegeanteil w_σ und einem Schubanteil w_τ zusammen. Abbildung 5.2 zeigt schematisch die beiden Anteile sowie deren Superposition zur Gesamt-Biegelinie. Der Ursprung des Koordinatensystems liegt in der Balkenmitte. Die x-Achse des Koordinatensystems zeigt dabei in Balkenrichtung, die z-Achse senkrecht zur Balkenrichtung.

Der Biegeanteil der Spannung entspricht für die Deckschicht Gleichung 5.30 sowie für den Kern 5.29 [3].

$$\sigma_{xx,c}(x, z) = \frac{M_y(x) z E_c}{D_{Sandwich}}, \quad z \in \left[0, \pm \frac{c}{2}\right] \quad (5.29)$$

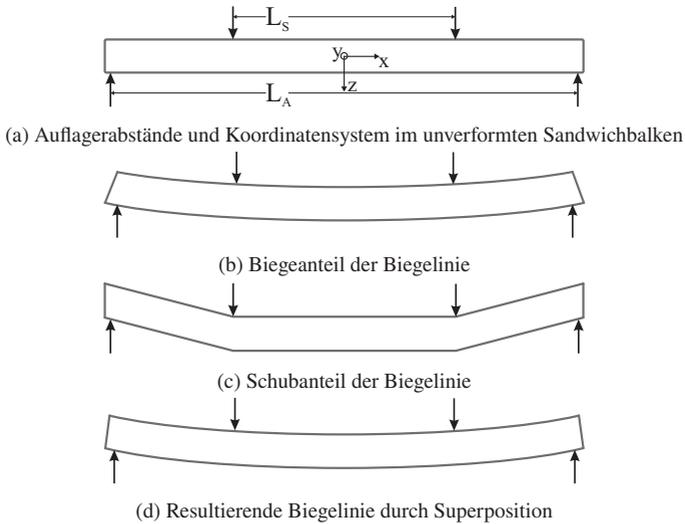


Abbildung 5.2: Biegelinie im Vierpunktbiegeversuch: Koordinatensystem, Biege- und Schubanteil, sowie Superposition

$$\sigma_{xx,f}(x, z) = \frac{M_y(x) z E_f}{D_{Sandwich}}, \quad z \in \left[\pm \frac{c}{2}, \pm \frac{h}{2} \right] \quad (5.30)$$

Die Maximalwerte werden jeweils am Rand des zulässigen Intervalls von z erreicht, d.h. an der Oberfläche des Schaumkerns (Gleichung 5.29) bzw. an der Außenfläche der Deckschicht (Gleichung 5.30). Mit der Näherung aus Gleichung 2.4 vereinfacht sich der Spannungsverlauf in der Deckschicht entsprechend Gleichung 5.31 zu einer konstanten Spannung [3]. Der Kern wird aufgrund des vernachlässigten E_c spannungsfrei.

$$\sigma_{xx,f,simpl}(x) = \frac{M_y(x) c E_f}{E_f b t d^2} \approx \frac{M_y(x)}{b t c}, \quad h \approx c \quad (5.31)$$

Der Schubanteil der Spannung entspricht für den Kern Gleichung 5.32 sowie Gleichung 5.33 für die Deckschicht [3].

$$\tau_{xz,c}(x, z) = \frac{Q(x)}{2D_{Sandwich}} \left(E_f \cdot td + E_c \cdot \left(\frac{c^2}{4} - z^2 \right) \right), z \in \left[0, \pm \frac{c}{2} \right] \quad (5.32)$$

$$\tau_{xz,f}(x, z) = \frac{Q(x)}{2D_{Sandwich}} \cdot E_f \cdot \left(\frac{c^2}{4} + t^2 + ct - z^2 \right), z \in \left[\pm \frac{c}{2}, \pm \frac{h}{2} \right] \quad (5.33)$$

In separaten Stufen der Näherung kann zunächst die Schubspannung in der Kernschicht als konstant angenommen werden ($E_c = 0$ in Gleichung 5.32 ergibt Gleichung 5.34), und die Schubspannung in der Deckschicht linearisiert werden (Gleichung 2.4 sowie die Näherung dünner Deckschichten einsetzen in Gleichung 5.33 ergibt Gleichung 5.35) [3].

$$\tau_{xz,c}(x, z) = \frac{Q(x)}{2D_{Sandwich}} E_f td = \frac{Q(x)}{2E_f \frac{tbd^2}{2}} E_f td = \frac{Q(x)}{bd} \quad (5.34)$$

$$\tau_{xz,f}(x, z) = \frac{Q(x)}{btd^2} \left(\frac{h^2}{4} - z^2 \right) \approx \frac{Q(x)}{btd} \left(\frac{h}{2} - z \right) \quad (5.35)$$

Die Validierung des Modells erfolgt experimentell durch einen Biegeversuch. Für den Fall des Vierpunkt-Biegeversuchs ist der Querkraftverlauf $Q(x)$ gemäß Gleichung 5.36 und der Momentenverlauf $M(x)$ entsprechend Gleichung 5.37. Hierbei ist der Abstand der äußeren Auflager L_A und der Abstand der inneren Auflager L_S . F ist die gesamte anliegende Kraft, d.h. jeweils die Summe der Kräfte an beiden Auflagern. Das Ergebnis unterscheidet sich leicht von der Beschreibung des Dreipunktversuchs nach Allen [3].

$$Q(x) = \begin{cases} \frac{F}{2} & : x \leq -\frac{L_S}{2} \\ 0 & : -\frac{L_S}{2} < x < \frac{L_S}{2} \\ -\frac{F}{2} & : x \geq \frac{L_S}{2} \end{cases} \quad (5.36)$$

$$M(x) = \begin{cases} \frac{F}{2} \left(\frac{L_A}{2} + x \right) & : x \leq -\frac{L_S}{2} \\ \frac{F}{2} \frac{L_A - L_S}{2} & : -\frac{L_S}{2} < x < \frac{L_S}{2} \\ \frac{F}{2} \left(\frac{L_A}{2} - x \right) & : x \geq \frac{L_S}{2} \end{cases} \quad (5.37)$$

Für den Biegeanteil der Biegelinie w_σ gilt die Annahme in Gleichung 5.38. Zudem werden folgende Annahmen getroffen:

- w_σ hat keinen Knick und keinen Sprung.
- w_σ hat an den äußeren Auflagern den Wert Null.

$$\frac{\partial^2 w_\sigma(x)}{\partial x^2} = -\frac{M_y(x)}{D_{Sandwich}} \quad (5.38)$$

Die Bedingung der Knick- und Sprungfreiheit impliziert, dass die Werte der Biegelinie sowie deren erste Ableitung an den Übergängen der Teilfunktionen gleich sind, sowie die Steigung in der Probenmitte ($x = 0$) Null ist. Die Bedingung des Nulldurchgangs an den äußeren Auflagern definiert die Lage des Koordinatensystems und bewirkt somit die Bestimmtheit des Gleichungssystems. Entsprechend ist w_σ im mittleren Probenbereich (d.h. zwischen den inneren Auflagern) in Gleichung 5.39 dargestellt. Daraus resultiert der Biegeanteil der Auslenkung in Probenmitte $f_{m,\sigma}$ ($x = 0$, Gleichung 5.40) sowie an den mittigen Auflagern $f_{s,\sigma}$ ($x = L_S$, Gleichung 5.41).

$$w_\sigma(x) = -\frac{F}{2D_{Sandwich}} \left(-\frac{L_A^3}{24} + \frac{L_S^2 L_A}{16} - \frac{L_S^3}{48} + \frac{L_A - L_S}{2} \frac{x^2}{2} \right) \quad (5.39)$$

$$f_{m,\sigma} = \frac{F}{96D_{Sandwich}} (2L_A^3 - 3L_A L_S^2 + L_S^3) \quad (5.40)$$

$$f_{s,\sigma} = \frac{F}{48D_{Sandwich}} (L_A^3 - 3L_A L_S^2 + 2L_S^3) \quad (5.41)$$

Für den Schubanteil der Biegelinie w_τ gelten die Annahmen aus Gleichung 5.42. Diese implizieren, dass durch reine Schubverformung der Scher-

winkel γ näherungsweise der Steigung des Schubanteils der Biegelinie entspricht. Es wird die Abkürzung $A = bd^2/c$ entsprechend [3] verwendet, wodurch GA als Schubsteifigkeit (entsprechend der Biegesteifigkeit $D = EI$) bezeichnet werden kann. Resultierend ist der Schubanteil der Biegelinie entsprechend Gleichung 5.43.

$$\gamma \cdot c = -\frac{\partial w_\tau(x)}{\partial x} \cdot d, \quad \gamma = \frac{\tau_{xz}}{G} \quad (5.42)$$

$$\frac{\partial w_\tau(x)}{\partial x} = \frac{Q(x)}{GA} \quad (5.43)$$

Als Randbedingung gelte lediglich die Stetigkeit der Biegelinie, eine Knickfreiheit kann hier nicht vorausgesetzt werden. Es wird das gleiche Koordinatensystem gewählt wie für den Biegeanteil der Biegelinie. Entsprechend resultiert für den Bereich zwischen den inneren Auflagern der Schubanteil der Biegelinie gemäß Gleichung 5.44.

$$w_\tau(x) = \frac{F}{2GA} \frac{L_A - L_S}{2} = const. \quad (5.44)$$

Da die Funktion des Schubanteils der Biegelinie zwischen den inneren Auflagern konstant ist, ergeben sich die Schubanteile der Probenauslenkung in Probenmitte $f_{m,\tau}$ ($x = 0$, Gleichung 5.45) sowie an den mittigen Auflagern $f_{s,\tau}$ ($x = L_S$, Gleichung 5.46) trivial aus Gleichung 5.44.

$$f_{m,\tau} = \frac{F}{2GA} \frac{L_A - L_S}{2} \quad (5.45)$$

$$f_{s,\tau} = \frac{F}{2GA} \frac{L_A - L_S}{2} \quad (5.46)$$

In Superposition ergibt sich die Gesamtauslenkung der Probe im Vierpunktversuch für die Probenmitte f_m ($x = 0$, Gleichung 5.47) sowie an den mittigen Auflagern f_s ($x = L_S$, Gleichung 5.48)

$$f_m = \frac{F}{96D_{Sandwich}} (2L_A^3 - 3L_A L_S^2 + L_S^3) + \frac{F}{4GA} (L_A - L_S) \quad (5.47)$$

$$f_s = \frac{F}{48D_{Sandwich}} (L_A^3 - 3L_A L_S^2 + 2L_S^3) + \frac{F}{4GA} (L_A - L_S) \quad (5.48)$$

Aus diesen beiden Gleichungen lassen sich die Biegesteifigkeit $D_{Sandwich}$ (Gleichung 5.49) sowie der Schubmodul G (Gleichung 5.50) isolieren.

$$D_{Sandwich} = \frac{F (L_S^3 - L_A L_S^2)}{32 (f_s - f_m)} \quad (5.49)$$

$$G = \frac{F (L_A - L_S)}{4A \left(f_s - \frac{2L_A^3 - 6L_A L_S^2 + 4L_S^3}{2L_A^3 - 3L_A L_S^2 + L_S^3} f_m \right)} \left(1 - \frac{2L_A^3 - 6L_A L_S^2 + 4L_S^3}{2L_A^3 - 3L_A L_S^2 + L_S^3} \right) \quad (5.50)$$

5.4.3 Failure Modes und Failure Mode Maps

Die Ermittlung vorherrschender Versagensmechanismen (Failure Modes) sowie das Erstellen daraus resultierender Karten (Failure Mode Maps) ist Bestandteil einer eigenen Veröffentlichung [153]. Für jeden beobachteten Versagensmechanismus wurde die kritische Kraft berechnet. Diese Kraft entspricht der Auflagerkraft im Biegeversuch, die jeweils für den Versuchsaufbau niedrigste kritische Kraft bestimmt den Versagensmodus. Durch Gleichsetzen dieser Kräfte entstehen Grenzen zwischen zwei Versagensmechanismen. In einer Failure Mode Map sind diese Grenzen als Linien dargestellt, die jeweils Gebiete eines vorherrschenden Versagensmechanismus eingrenzen. Folgende Versagensmechanismen wurden in den Biegeversuchen beobachtet (vgl. Abschnitt 6.2.4) und werden daher in den Failure Mode Maps berücksichtigt:

- Deckschichtversagen
- lokales Deckschichtbeulen (Dimpling)
- Kernschubversagen
- lokale Indentation durch ein Auflager

Deckschichtversagen

Die kritische Kraft für Deckschichtversagen $F_{DS-Vers.}$ wird errechnet aus der Deckschicht-Normalspannung, die aus dem maximalen Biegemoment resultiert, siehe Gleichung 5.51. Diese Vorgehensweise ist ebenfalls in der Literatur zu finden [45, 76, 136].

$$F_{DS-Vers., Literatur} = \frac{4b \cdot t \cdot d \cdot R_{m,f}}{L_{\delta}} \quad (5.51)$$

Für die Festigkeit der Deckschichten wird jeweils der experimentell ermittelte Wert verwendet (vgl. Abschnitt 6.2.1). Abweichend zur Literatur wurde jedoch zur Berücksichtigung des ausschließlich auftretenden Versagens

auf der Druckseite die experimentell ermittelte Deckschicht-Zugfestigkeit mit einem Faktor k angepasst. Der Wert von k wurde durch Mitteln der im Biegeversuch bei Deckschichtversagen auftretenden Maximalkräfte im Verhältnis zur Zugfestigkeit errechnet. Zudem wurde die in Gleichung 5.51 implizit durch die Geometrieparameter enthaltene Näherung der Sandwich-Biegesteifigkeit $D_{Naeherung} = E_f \frac{bt d^2}{2}$ (vgl. Gleichung 2.4 in Abschnitt 2.1.4) durch die Messwerte $D_{Sandwich}$ und E_f ersetzt. Gleichung 5.52 zeigt die kritische Kraft für Deckschichtversagen.

$$F_{DS-Vers.} = \frac{8D_{Sandwich} \cdot k \cdot R_{m,f}}{(c+t) \cdot E_f \cdot L_\delta} \quad (5.52)$$

Lokales Deckschichtbeulen (Dimpling)

Die kritische Kraft für lokales Deckschichtbeulen (Dimpling) wird von Hussein et al. [113] beschrieben wie in Gleichung 5.53 dargestellt, wobei die Querkontraktionszahl ν_q hier ebenfalls vernachlässigt wird.

$$\sigma_{Dimpling, Literatur} = 2,25 \frac{E_f}{1 - \nu_q^2} \left(\frac{t}{S} \right)^2 \quad (5.53)$$

Gleichung 5.54 zeigt eine aus Gleichung 5.52 abgeleitete Darstellung des Zusammenhangs zwischen Auflagerkraft und Deckschichtspannung. Wird die Spannung $\sigma_{Dimpling, Literatur}$ aus Gleichung 5.53 unter Vernachlässigung der Querkontraktionszahl in Gleichung 5.54 eingesetzt, gilt für die kritische Kraft für Dimpling wie in Gleichung 5.55 dargestellt.

$$F_{Auflager} = \frac{8D_{Sandwich} \cdot \sigma_f}{h \cdot E_f \cdot L_\delta} \quad (5.54)$$

$$F_{Dimpling} = \frac{18D_{Sandwich}}{h \cdot L_\delta} \left(\frac{t}{S} \right)^2 \quad (5.55)$$

Kernschubversagen

Kernschubversagen kann in verschiedenen Moden auftreten, wodurch jeweils verschiedene Gleichungen für die kritischen Kräfte gelten [18, 45, 76, 136]. Im Folgenden wird die hier ausschließlich auftretende Mode B (vgl. Abschnitt 2.4.3, Abbildung 2.10) betrachtet, die Gleichung 5.56 für die kritische Kraft impliziert (vgl. [76]). Diese setzt sich aus dem Knicken der Deckschichten (linker Term) und dem eigentlichen Scheren des Kerns (rechter Term) zusammen.

$$F_{Kernschub\ B, Literatur} = \frac{4bt^2}{L_\delta} R_{m,f} + 2bc\tau_c \quad (5.56)$$

Die implizit enthaltene Näherung der Kernschubspannung $\tau = \frac{F}{2bd}$ in Abhängigkeit der Auflagerkraft F wird im Folgenden ersetzt durch eine Näherung, die sowohl die Steifigkeiten der Deckschichten als auch des Kerns berücksichtigt (siehe Gleichung 5.57). Daraus resultierend zeigt Gleichung 5.58 die kritische Kraft für Kernschubversagen.

$$\tau_c = \frac{F}{4D_{Sandwich}} \left(E_f \cdot t \cdot d + E_c \cdot \frac{c^2}{4} \right) \quad (5.57)$$

$$F_{Kernschub} = \frac{4bt^2}{L_\delta} R_{m,f} + \tau_c \frac{4D_{Sandwich}}{E_f \cdot t \cdot d + E_c \frac{c^2}{4}} \quad (5.58)$$

Lokale Indentation durch ein Auflager

Die kritische Kraft für lokale Indentation durch ein zylindrisches Auflager im Vierpunktversuch wurde übernommen von Chen et al. [137], und ist dargestellt in Gleichung 5.59.

$$F_{Indentation} = 4bt \sqrt{R_{m,f} \cdot R_{m,c}} \quad (5.59)$$

Failure Mode Maps

Üblicherweise stellen Failure Mode Maps die auf den Auflagerabstand normierte Kernhöhe $\frac{c}{L}$ über der relativen Dichte ρ^* oder der ebenfalls auf den Auflagerabstand normierten Deckschichtdicke $\frac{t}{L}$ dar [76, 77, 112, 114, 138–141]. In dieser Arbeit bietet es sich an, die Failure Mode Maps als Funktionen der Deckschichtdicke t über dem Auflagerabstand L_δ darzustellen, da sämtliche geprüften Sandwiches die selbe Kernschichthöhe c aufweisen und die relative Dichte ρ^* nur im Rahmen ihrer Streuung variiert wurde. Die Dichteabhängigkeit in den FMM, die in der Literatur verwendet werden, ist hingegen üblicherweise das Resultat aus einer Variation der Deckschicht- und Kernanteile im Sandwichverbund. Durch Gleichsetzen der kritischen Kräfte und Isolieren der Deckschichtdicke t entstehen somit Funktionen von t über L_δ , wie beispielhaft dargestellt in Abbildung 5.3. Durch Begrenzen der jeweiligen Funktionen auf deren gültige Bereiche entsteht eine Karte der Versagensmechanismen, wie beispielhaft dargestellt in Abbildung 5.4.

Bei konstantem Auflagerabstand und Variation verschiedener Sandwich-Materialparameter bietet es sich an, die Failure Mode Map als eindimensionales Diagramm darzustellen. Hierzu werden die Versagensmechanismen beim entsprechenden Auflagerabstand als Bereich auf der Achse der Deckschichtdicke aufgetragen. Gruppirt angeordnet sind die Auswirkungen der Materialparameter auf die Versagensmechanismen übersichtlich ablesbar.

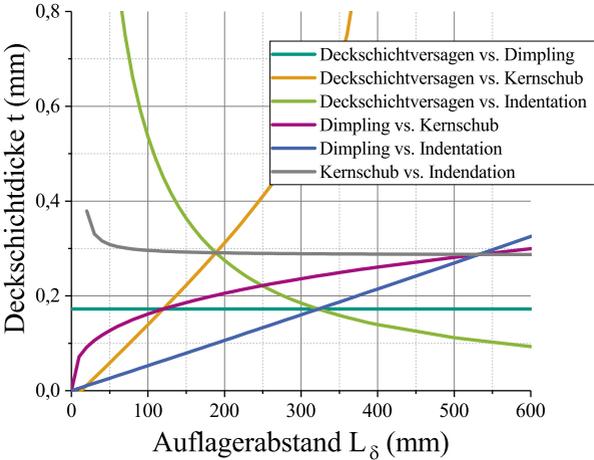


Abbildung 5.3: Beispielhafte Darstellung der Funktionen aus den Gleichungen der kritischen Kräfte

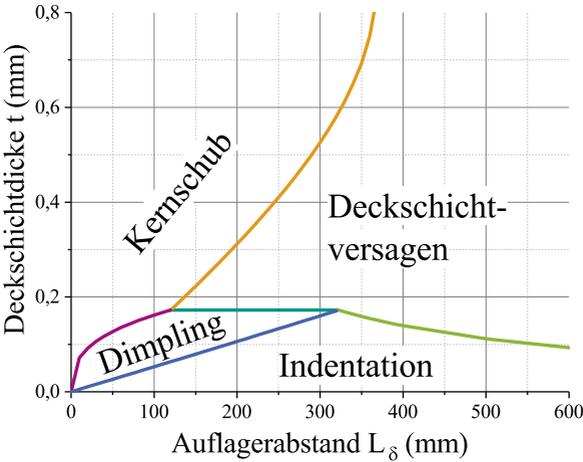


Abbildung 5.4: Beispielhafte Darstellung einer Failure Mode Map

5.5 Modellierung des dynamischen Eindringverhaltens

5.5.1 Impact kleiner Massen

Die analytische Modellierung des Impacts kleiner Massen ist Bestandteil einer eigenen Veröffentlichung [151]. Es wurde ein Energie-Gleichgewichtsmodell (*energy balance model*) angewendet. Ursprünglich von Shivakumar et al. [119] für allgemeine Anwendung an plattenförmigen Proben entworfen, wurde das Modell von Crupi et al. [19] für die Anwendung an Durchstoßversuchen von Sandwichproben angepasst und vereinfacht. Hier wird es für die Extrapolation der Maximalkräfte in Abhängigkeit der Aufprallgeschwindigkeit beim Impact kleiner Massen eingesetzt.

Eingangsgößen sind außer der Masse des Impactkörpers die Aufprallgeschwindigkeit (bzw. die kinetische Impactenergie), die maximale Kraft im Impactversuch, sowie die resultierende Durchbiegung an der Probenunterseite w_b , die comutertomographisch ermittelt wurde (vgl Abschnitt 4.1.2).

Die Ausgangsgleichung (Gleichung 5.60) impliziert, dass die kinetische Aufprallenergie W_{kin} vollständig umgewandelt wird und somit als Summe aus drei Energien darstellbar ist: eine Kontaktenergie W_c , eine Energie W_{bs} , welche Biege- und Schubverformungen beinhaltet, sowie eine Energie W_m , die Membranverformungen darstellt. Aufgrund der relativ großen Dicke der Sandwichplatten wird W_m hier entsprechend dem Vorgehen von Crupi et al. [19] vernachlässigt. Die Terme für W_c und W_{bs} (Gleichung 5.61) entsprechen dem Modell von Shivakumar [119]. Eingesetzt in Gleichung 5.60 folgt Gleichung 5.62.

$$W_{kin} = \frac{1}{2}mv^2 = W_{bs} + W_c + W_m \quad (5.60)$$

$$W_{bs} = \frac{F_{max}^2}{2K_{bs}}; \quad W_c = \frac{F_{max}^{1+\frac{1}{n}}}{(n+1)K_i^{\frac{1}{n}}}; \quad W_m = 0 \quad (5.61)$$

$$W_{kin} = \frac{1}{2}mv^2 = W_{bs} + W_c = \frac{F_{max}^2}{2K_{bs}} + \frac{F_{max}^{1+\frac{1}{n}}}{(n+1)K_i^{\frac{1}{n}}} \quad (5.62)$$

Um mit den ermittelten Eingangsgrößen die Maximalkräfte über der Impactgeschwindigkeit extrapolieren zu können, wurden entsprechend von Crupi et al. [19] nacheinander die Größen K_{bs} , W_c , sowie K_i und n bestimmt:

Zum Ermitteln von K_{bs} wird ausgenutzt, dass es sich um eine lineare Steifigkeit handelt, und somit als Quotient aus der Maximalkraft und der entsprechenden maximalen Durchbiegung darstellbar ist. Um nur den Biege- und Scheranteil der Verformung zu berücksichtigen, und alle übrigen Verformungsanteile (z.B. Kontakteffekte oder Druckanteile der Indentation) auszuschließen, wird die Durchbiegung an der Probenunterseite w_b gemessen. Für eine möglichst genaue Bestimmung von K_{bs} wurden alle geprüften Energiestufen berücksichtigt. Grafisch anschaulich wurde für jede geprüfte Sandwichkonfiguration eine Gerade in einem Diagramm von F_{max} über w_b (Schema siehe Abbildung 5.5a) mit least-square-Näherung durch die experimentell ermittelten Messwerte gelegt. Die Steigung entspricht jeweils K_{bs} . Somit ist über Gleichung 5.61 auch W_{bs} bekannt.

W_c lässt sich über Gleichung 5.60 als Differenz der (experimentell über Indentermasse und gemessener Aufprallgeschwindigkeit bekannten) kinetischen Energie W_{kin} und der zuvor ermittelten Scher- und Biegeenergie W_{bs} berechnen:

$$W_c = W_{kin} - W_{bs} = \frac{1}{2}mv^2 - \frac{F_{max}^2}{2K_{bs}} \quad (5.63)$$

Die Unbekannten K_i und n im Term von W_c (vgl. Gleichung 5.61) lassen sich ebenfalls grafisch ermitteln. Hierzu wird W_c als doppelt logarithmische Funktion der (bekannten) Maximalkraft F_{max} dargestellt, siehe Gleichung 5.64. In einem entsprechendem Diagramm (vgl. Schema in Abbildung 5.5b) werden für jede Sandwichkonfiguration die zuvor errechneten Werte von W_c zu den zugehörigen Maximalkräften eingetragen, und eine Gerade mit least-

square-Näherung durch die Punkte gelegt. Der Parameter n lässt sich nun über die Steigung m^* dieser Geraden berechnen (Gleichung 5.66). Mit n und dem Wert der Geraden für $F_{max} = 1$ (d.h. $\log F_{max} = 0$) wird C^* bestimmt (Gleichung 5.65), und daraus wiederum K_i (Gleichung 5.66).

$$\log(W_c) = \left(1 + \frac{1}{n}\right) \log(F_{max}) - \log(n+1) - \frac{1}{n} \log(K_i) \quad (5.64)$$

$$= m^* \log(F_{max}) + C^*$$

$$\Rightarrow m^* = \left(1 + \frac{1}{n}\right), \quad C^* = -\log(n+1) - \frac{1}{n} \log(K_i) \quad (5.65)$$

$$\Rightarrow n = \frac{1}{m^* - 1}, \quad K_i = 10^{-n(C^* + \log(n+1))} \quad (5.66)$$

Mit den bekannten Parametern K_{bs} , K_i und n kann nun aus Gleichung 5.62 eine implizite Funktion von F_{max} über v gebildet werden, die die Maximalkraft F_{max} für jede Aufprallgeschwindigkeit v modelliert.

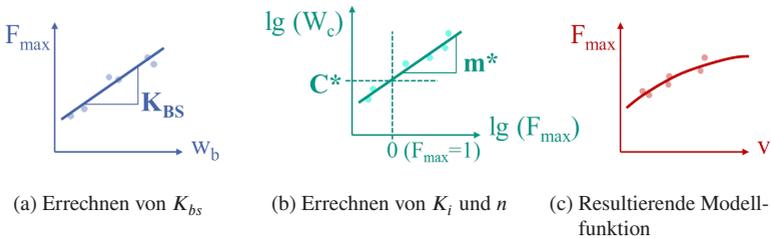


Abbildung 5.5: Schematische Darstellung der Ermittlung von Konstanten für das Energy-Balance-Modell

6 Ergebnisse

6.1 Ergebnisse der Untersuchungen zur prozessinduzierten Mikrostruktur

In den folgenden Abschnitten werden die Ergebnisse der Untersuchungen zur Mikrostruktur von Deckschicht, PUR und Kernstruktur aufgeführt. Weitere materialographische Untersuchungen zum Einfluss von Korrosion auf die Mikrostruktur, sowie der Verformung bei Impact- und Durchstoßbelastung, hängen stark mit den mechanischen Eigenschaften zusammen und werden daher in den entsprechenden Abschnitten der mechanischen Messergebnisse zusammengefasst.

6.1.1 Messung der PUR-Eindringtiefe

Die Ergebnisse der optischen Untersuchung der PUR-Eindringtiefe sind in Abbildung 6.1 zusammengefasst. Aufgrund der Vielzahl der unterschiedlichen Sandwichkonfigurationen ist jeweils in jedem der vier Diagramme nur ein Parameter variiert, während die übrigen Parameter ausgehend von der Standardkonfiguration 320gew113oc (320 g/m² Gewebe, 113 g/m PUR, oc-Kern) konstant gehalten wurden.

Abbildung 6.1a zeigt vergleichbare Eindringtiefen für alle Deckschichten außer den 320 g/m²-Gelegen, die eine signifikant geringere Eindringtiefe aufweisen. Dies legt die Vermutung nahe, dass das Gelegetextil einen größeren Widerstand gegen eindringendes PUR bietet als das Gewebe, welches durch die gewebte Leinwandstruktur offenbar ausreichend durchlässig für das PUR-Harz ist.

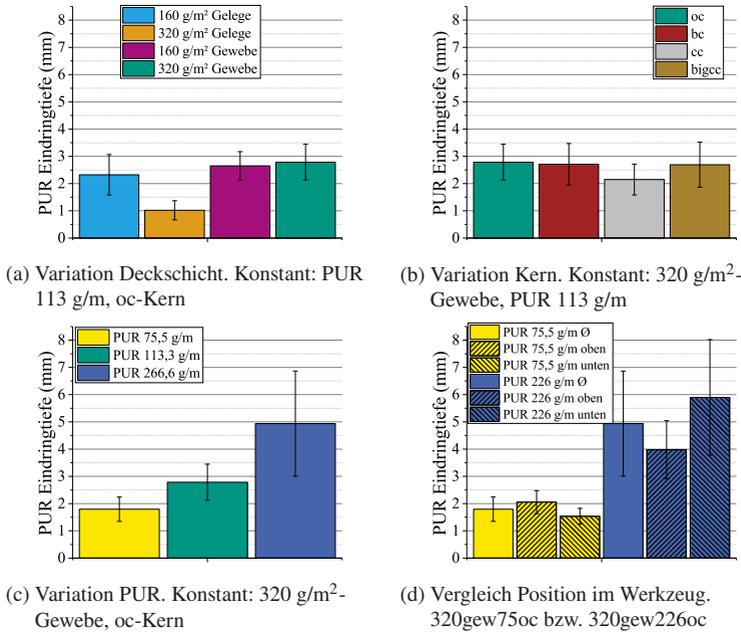


Abbildung 6.1: Eindringtiefe des PUR in das Sandwich, Vergleich für variierte Sandwichkomponenten

Aus Abbildung 6.1b lässt sich folgern, dass die Kernstruktur vernachlässigbaren Einfluss auf die mittlere PUR-Eindringtiefe hat. Einzig der geschlossenzellige Schaumtyp (cc) weist leicht geringere Eindringtiefen auf, jedoch im Rahmen der sich überdeckenden Streuung.

Die bei der Herstellung aufgetragene Menge PUR weist erwartungsgemäß einen ausgeprägten Zusammenhang zur Eindringtiefe auf, siehe Abbildung 6.1c. Das Verhältnis der PUR Eindringtiefen entspricht dabei näherungsweise dem der aufgetragenen PUR-Menge.

Hervorgerufen durch Schwerkrafteffekte oder minimale Unterschiede in der Verweilzeit des PUR-Harzes in der noch geöffneten Werkzeugform könnten Unterschiede zwischen der Sandwichober- und -unterseite auftreten. Abbildung 6.1d zeigt für die geringste und die höchste PUR-Auftragsmenge

jeweils die PUR-Eindringtiefe für die Ober- und Unterseite. Für beide Fälle sind leichte Unterschiede zwischen der Ober- und Unterseite zu erkennen, jedoch in gegensätzlicher Richtung für die beiden PUR-Auftragsmengen und jeweils überlagert von den Streubalken.

Es sei anzumerken, dass die relativ großen Streubereiche nicht zwingend vom Messverfahren hervorgerufen werden. Die Auflösung der Bilder, die für die Auswertung der PUR-Eindringtiefe verwendet wurden, betrug ca. 12 Pixel pro Millimeter. Der daraus resultierende Fehler aus Falschzuordnung um einen Pixel ist somit deutlich kleiner als der Streubereich im Diagramm. Vielmehr schwankt die Eindringtiefe lokal in jeder Probe. Ein Beispiel hierfür zeigt die Probe in Abbildung 6.2a, die mit ihrer Gelege-Deckschicht eine besonders stark ausgeprägte Schwankung der PUR-Tiefe im Vergleich zur Standardkonfiguration (vgl. Abbildung 6.2b) aufweist.

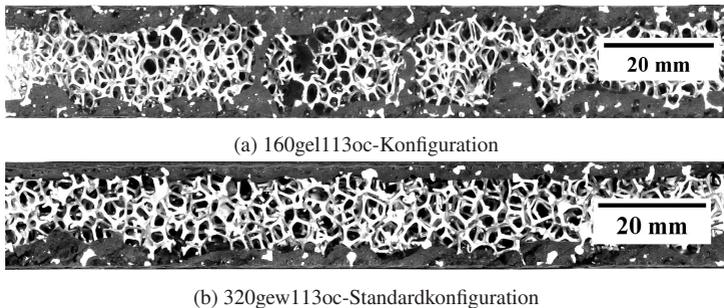


Abbildung 6.2: Lokal schwankende PUR-Tiefe (Kontrast nachträglich erhöht)

6.1.2 Untersuchung der Deckschicht-Infiltration

Die in Abschnitt 4.1.1 beschriebenen Untersuchungen an eingebetteten Deckschichtproben mit klassischer Auflichtmikroskopie führten zu keiner Aussage bezüglich der Deckschicht-Infiltration. Grund hierfür ist die mangelnde Unterscheidbarkeit des Einbettmittels von der Porenstruktur, weswegen eine nachträgliche Infiltration während des Einbettvorgangs nicht auszuschlie-

ßen bzw. nicht erkennbar ist. Mit beiden Verfahren konnte jedoch auch kein eindeutig nicht infiltrierter Bereich der Deckschichten beobachtet werden.

Eine Charge der eingebetteten Proben wurde im Rasterelektronenmikroskop untersucht. Abbildung 6.3 zeigt beispielhaft eine solche Aufnahme. Einbettmittel, PUR-Poren und Faserrovings sind gut erkennbar und zu unterscheiden. Es sind Faserpakete in Bildebene erkennbar, bei denen sich die Faserstruktur innerhalb von länglichen Poren deutlich abzeichnet. Die Aufnahme lässt jedoch den Schluss nicht zu, dass es sich hier um nicht infiltrierte, unbenetzte Fasern handelt. Das Faserpaket wirkt auch an den Porenrändern kompakt und infiltriert. Gleiches gilt für Fasern senkrecht zur Bildebene. Es sind Poren erkennbar, die jedoch von kompakten (und demnach vmtl. infiltrierten) Faserbereichen umgeben sind. In keiner der im REM untersuchten Proben sind trockene Fasern über größere Bereiche identifizierbar.

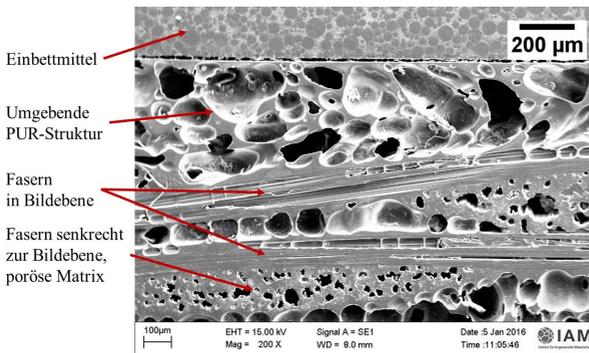


Abbildung 6.3: Ausschnitt aus eingebetteter Deckschicht-Schliffprobe, REM

Abbildung 6.4 zeigt die zugehörige zusammengesetzte REM-Aufnahme der Deckschicht aus Abbildung 6.3. Auch hier ist die Porenstruktur der PUR-Matrix speziell in den faserfreien Bereichen erkennbar. Die Faserpakete sind als kompakte Linienstruktur (in Bildebene) bzw. als poröser Bereich mit relativ kleinen Poren (senkrecht zur Bildebene) erkennbar. Durch die Ober-

flächenstruktur ist auf die Fasern zu schließen, wobei auch der Unterschied zwischen Fasern und Matrix ersichtlich ist.

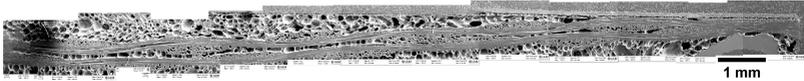


Abbildung 6.4: Zusammengesetzte Aufnahme einer Deckschichtprobe aus dem REM

6.1.3 Untersuchung der Deckschichtdicke mittels μ CT

Zunächst wurde der Einfluss der Deckschichtposition während der Herstellung auf die Dicke des Faserpakets untersucht. Hierfür sind in Abbildung 6.5 die errechneten Werte von Deckschichten mit oc-Kern dargestellt, unterschieden nach Faser-Flächengewicht, Faserarchitektur und der Position der Deckschicht (oben bzw. unten)¹. Die geringen Unterschiede der errechneten Werte für Ober- und Unterseite liegen im Rahmen des Streubereichs und deuten auf einen vernachlässigbar geringen Produktions- bzw. Schwerkrafteinfluss auf die Dicke des Faserpakets hin. Im Folgenden wird daher nicht nach der Deckschichtposition unterschieden. Außerdem deutlich erkennbar ist im Fall der Gewebestrukturen die Proportionalität der Deckschichtdicke zum enthaltenen Faser-Flächengewicht. Jede 160 g/m^2 -Lage Fasern bewirkt eine Deckschichtdicke von $0,2 \text{ mm}$. Die Dicke der Gelege-Deckschichten ist jeweils etwas erhöht.

Abbildung 6.6 zeigt die per CT ermittelten Deckschichtdicken t_{total} , sowie die daraus resultierenden Faservolumenanteile v_f und Deckschichtdichten ρ_f (vgl. Gleichungen 4.1, 4.2 und 4.3) für alle untersuchten Deckschicht-Parameterkombinationen. Die Kernstruktur ist jeweils ein oc-Schaum.

Der Wert der PUR-Dichte wurde mit $\rho_{PUR} = 0,1857 \text{ g/cm}^3$ ermittelt. Hierzu wurden PUR-Proben ausgewertet, die bei Umgebungsdruck auf-

¹ Von der Parameterkombination Gelege mit 480 g/m^2 Faser-Flächengewicht wurden, wie in Abschnitt 3.3.2 beschrieben, aufgrund von Infiltrationsproblemen keine Proben hergestellt.

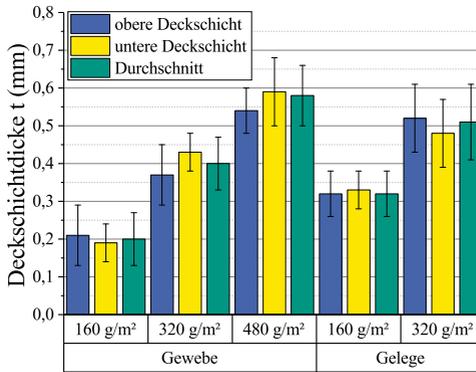


Abbildung 6.5: Aus CT-Messungen errechnete Dicke des Deckschicht-Faserpakets, für Proben mit oc-Kern, mit Unterscheidung der Deckschichtposition, des Faserflächengewichts und der Faserarchitektur

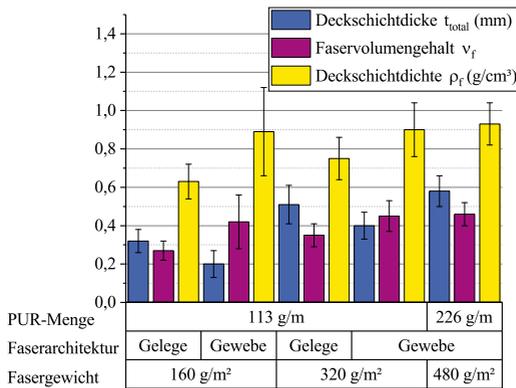
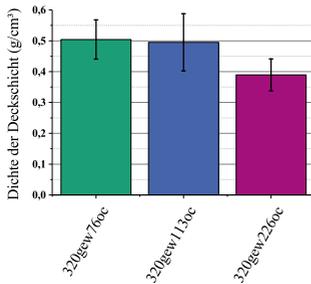


Abbildung 6.6: Werte für die Deckschichtdicke, den Faservolumengehalt sowie die Deckschichtdichte für Proben mit oc-Kern, basierend auf CT-Aufnahmen der Deckschicht. Unterteilung nach PUR-Auftragsmenge, Faserarchitektur und Faserflächengewicht

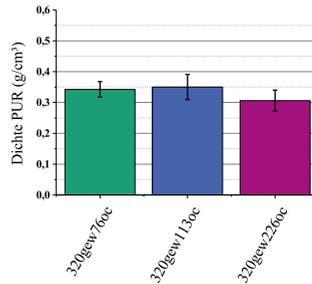
schäumten und aushärteten. Die Dichtebestimmung erfolgte per Messschieber und Waage, vgl. Abschnitt 4.2.4.

6.1.4 Dichtebestimmung der Deckschicht

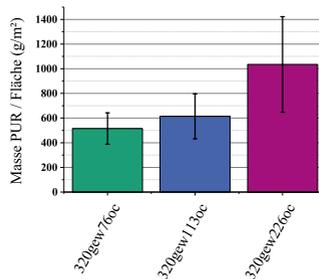
Zusätzlich zur Dichtebestimmung über CT-Messungen (vgl. Abschnitt 6.1.3) wurde die Dichte der gesamten Deckschicht inklusive umgebender Polyurethanmatrix per Archimedes-Verfahren bestimmt. Hierbei wurden Deckschichtproben aus Sandwichkonfigurationen mit oc-Kern und 320 g/m^2 -Gewebe in den drei verschiedenen Polyurethan-Austragsmengen untersucht.



(a) Deckschicht-Dichte inklusive PUR



(b) PUR-Dichte (nach Gleichung 4.15)



(c) PUR-Flächengewicht

Abbildung 6.7: Ergebnisse der Dichte-Untersuchung der Deckschicht nach Archimedes-Prinzip an drei Konfigurationen mit 320 g/m^2 -Gewebe und oc-Kern, und jeweils unterschiedlicher PUR-Austragsmenge

Abbildung 6.7a zeigt die resultierende Dichte der Deckschichten inklusive PUR, Abbildung 6.7b die daraus resultierende Dichte des PUR. Die Werte

liegen für jede der drei Konfigurationen deutlich oberhalb jener Werte, die aus dem frei expandierten PUR ermittelt wurden.

Interessant ist auch die durchschnittliche Masse an PUR, die auf die Probenfläche normiert je nach Konfiguration deutlich unterschiedlich ist (siehe Abbildung 6.7c). Das PUR-Flächengewicht spiegelt grob das Verhältnis der Auftragsmengen zueinander wieder, wobei der Unterschied zwischen der kleinsten (links) und der mittleren Auftragsmenge verhältnismäßig geringer ausfällt als der zwischen der mittleren und der größten (rechts) Auftragsmenge.

6.1.5 Untersuchung der Kernstrukturen mittels μ CT

Aus den per Schwellenwert an die gravimetrische Dichte angepassten CT-Aufnahmen der Kernstrukturen wurden per Linienschnittverfahren (cc, bc) bzw. MAVI-Software (oc) die durchschnittlichen Zellwand-Abstände bestimmt. Das Linienschnittverfahren liefert ohne weitere Umrechnung aus dem Quotienten der Linienlänge und der durch die Linien geschnittenen Zellwände den durchschnittlichen Zellwand-Abstand. Die von der MAVI-Software ausgegebene durchschnittliche Zellgröße musste hierfür, wie in Abschnitt 4.1.2 beschrieben, mit dem Faktor $\frac{\pi}{4}$ multipliziert werden. Die ermittelten Zahlenwerte sind in Tabelle 6.1 dargestellt. Es wurden jeweils pro Aluminiumschaumtyp mindestens 15 Proben ausgewertet. Die verfügbare Menge der Proben mit bigcc-Kern war nicht ausreichend, um einen repräsentativen Durchschnitt bilden zu können. Tabelle 6.1 zeigt daher den Zellwandabstand, der aus der Herstellerangabe der Porengröße resultiert. Dieser Wert ist zudem relevant für die Modellierung der Failure Mode Maps (vgl. Abschnitt 5.4.3).

Tabelle 6.1: Durchschnittliche Zellwand-Abstände der untersuchten Kernstrukturen

Kerntyp	Zellwandabstand in mm
oc	4,98 ±0,33
cc	6,83 ±0,94
bc	9,86 ±2,34
bigcc	9,97 - 19,95 ²

6.2 Mechanische, quasistatische Charakterisierung

6.2.1 Mechanische Charakterisierung der Deckschicht

Abbildung 6.8a zeigt jeweils eine repräsentative Kraft-Verlängerung-Kurve aus dem Zugversuch der Deckschichten für jede der drei untersuchten Inkremente des Deckschicht-Fasergewichts. Aus den resultierenden Spannung-Dehnung-Kurven (Abbildung 6.8b) wurde jeweils entsprechend Abschnitt 4.2.1 der E-Modul bestimmt. Die zu Beginn anliegende Kraft bzw. Spannung resultiert aus der verwendeten Vorkraft.

Abbildung 6.9 zeigt den Deckschicht-E-Modul über der Deckschichtdicke. In rot dargestellt sind dabei die Proben mit 160 g/m² Fasergewicht, in blau jene mit 320 g/m² Fasergewicht, und in grün mit 480 g/m². Durch Umrechnen der Deckschichtdicke in die Deckschicht-Dichte entsprechend Gleichung 5.8 (Abschnitt 5.1) entsteht die Darstellung in Abbildung 6.10.

Abbildung 6.11 zeigt die Werte der Festigkeit der geprüften Deckschichtproben über der Dichte. Für alle Sandwichkonfigurationen sind anstatt einzelner Messwerte die Durchschnittswerte eingezeichnet. Dies hat den Grund,

² Herstellerangabe

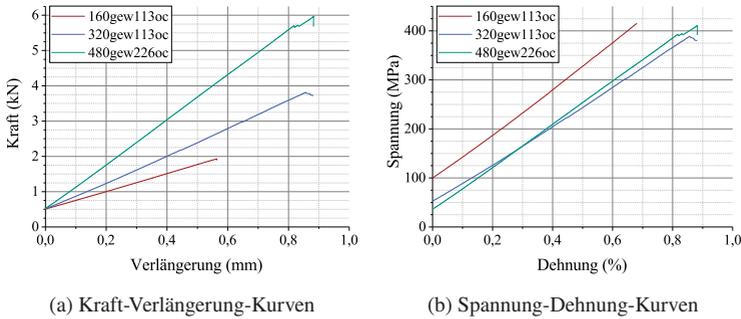


Abbildung 6.8: Ergebnisse des Zugversuchs der Deckschichten, drei repräsentative Sandwichkonfigurationen mit verschiedenen Deckschichtdicken

dass die Deckschichtdicke durch computertomographische Messungen ermittelt wurde, und ebenfalls als Durchschnittswert verwendet wurde. Somit sind auch die einzelnen Messwerte der Dichte und des E-Moduls jeweils fehlerbehaftet, da in beiden Fällen (über das Volumen für die Dichte bzw. über die Querschnittfläche für die Spannung) der Fehler der Deckschichtdicke mit verrechnet wird. Die gewählte Darstellung der Durchschnittswerte erscheint daher übersichtlicher und nicht minder aussagekräftig.

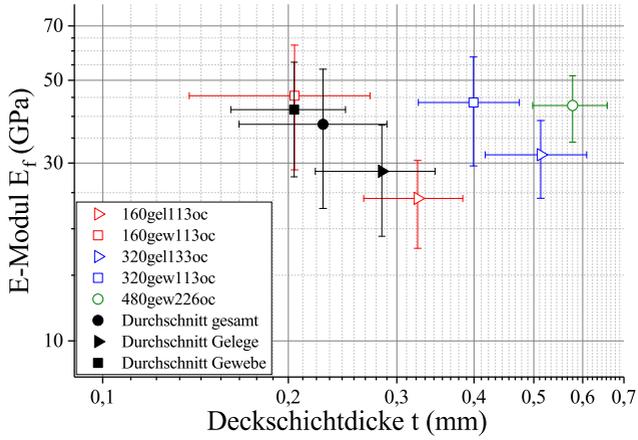


Abbildung 6.9: Effektiver Zug-E-Modul der Deckschicht über Deckschichtdicke

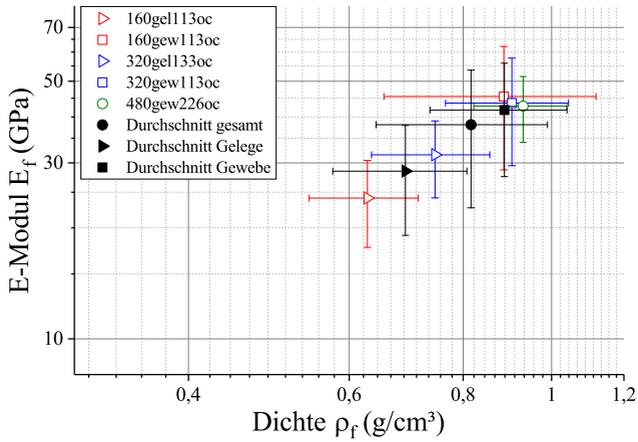


Abbildung 6.10: Effektiver Zug-E-Modul über Dichte der Deckschicht

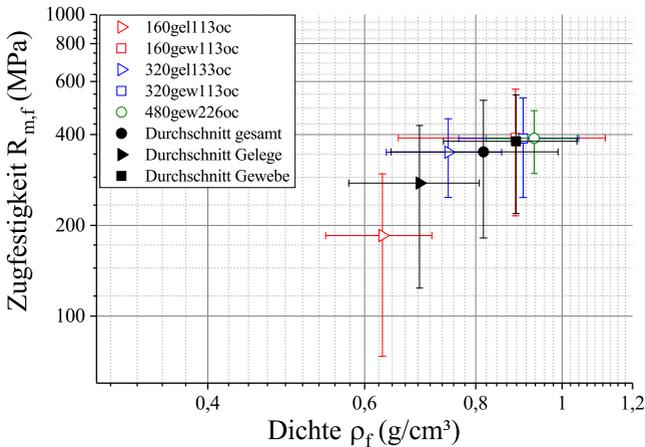


Abbildung 6.11: Zugfestigkeit über Dichte der Deckschicht

6.2.2 Mechanische Charakterisierung des Kerns

Druckversuch senkrecht zur Plattenebene

Abbildung 6.12 zeigt repräsentative Messkurven aus dem Druckversuch. Links im Vergleich ist jeweils eine repräsentative Kurve für jede geprüfte Kernstruktur. Gut erkennbar ist jeweils der charakteristische Kurvenverlauf mit elastischem Bereich zu Beginn, Kraftpeak vor Versagensbeginn, Plateau während des Crushings, sowie einem Kraftanstieg bei zunehmender Verdichtung der Kernstruktur. Das rechte Schaubild ist eine Vergrößerung des linken, mit fett hervorgehobenen Abschnitten aus den Wiederbelastungszyklen, die entsprechend Abschnitt 4.2.1 zur Ermittlung des E-Moduls herangezogen wurden.

Abbildung 6.13 zeigt den effektiven E-Modul bei Druckbelastung der Kernstrukturen über der effektiven Dichte. Die einzelnen Messwerte (Abbildung 6.13a) enthalten dabei die Werte aus dem Druckversuch. Wie in Abschnitt 4.2.1 beschrieben, wurden Sandwichproben für die Bestimmung der mechanischen Eigenschaften des Kerns verwendet, um die

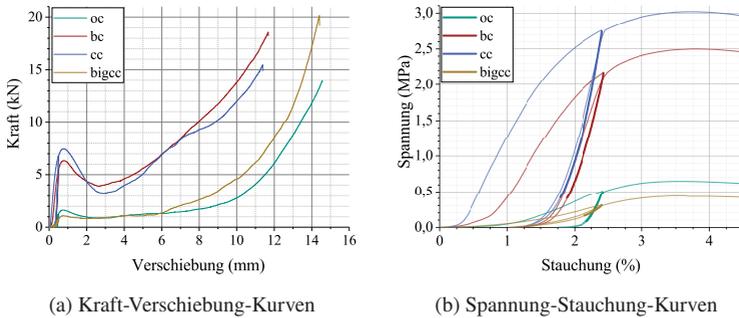


Abbildung 6.12: Ergebnisse des Druckversuchs senkrecht zur Plattenebene, jeweils eine repräsentative Kurve für jede untersuchte Kernstruktur

Verformung der Kernligamente an der Probenoberfläche realistisch abzubilden. Der Einfluss der Deckschichten und des PUR auf den E-Modul wird hierbei als vernachlässigbar gering eingeschätzt, weswegen die Messwerte lediglich nach der Kernstruktur gruppiert werden. Die effektive Dichte der Sandwichverbunde wird jedoch im Vergleich zur reinen Kernstruktur durch die Deckschichten und das PUR erhöht. Im Schaubild der Durchschnittswerte (Abbildung 6.13b) wurde daher die durchschnittliche effektive Dichte der reinen Kernstrukturen verwendet.

Entsprechend äquivalent wird für die Ermittlung der Festigkeit vorgegangen, siehe Abbildung 6.14. Der verwendete Kraftwert entspricht dem lokalen Peak nach dem elastischen Kraftanstieg (vgl. Abbildung 6.12). Es ist (noch deutlicher als in Abbildung 6.13 für den E-Modul) eine ausgeprägte Dichteabhängigkeit der Druckfestigkeit erkennbar, welche den relativ großen Streubereich der einzelnen Konfigurationen relativiert.

Für die Messwerte der bigcc-Struktur sei anzumerken, dass sie einen sehr großen Streubereich beim E-Modul aufweist. Dies ist vor allem durch die große Porengröße zu erklären, die mit 13,25-26,5 mm (1-2 Poren pro Inch, Herstellerangabe) im Bereich der Sandwichhöhe liegt. Die statistische Verteilung der Poren über die Probenhöhe, aber auch über den Probenquerschnitt

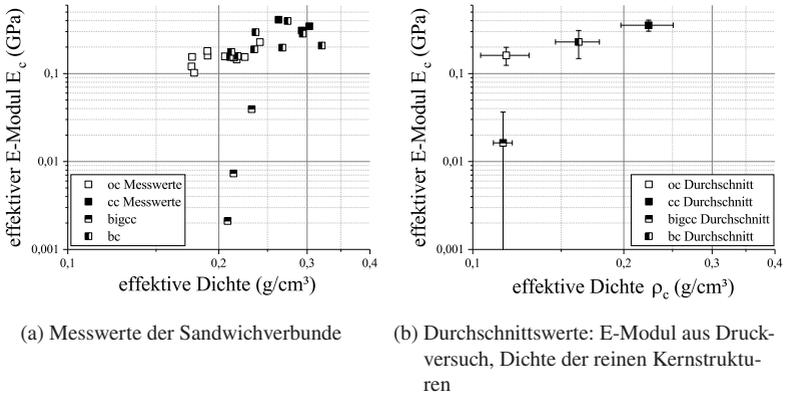


Abbildung 6.13: E-Modul der Kernstrukturen über der effektiven Dichte

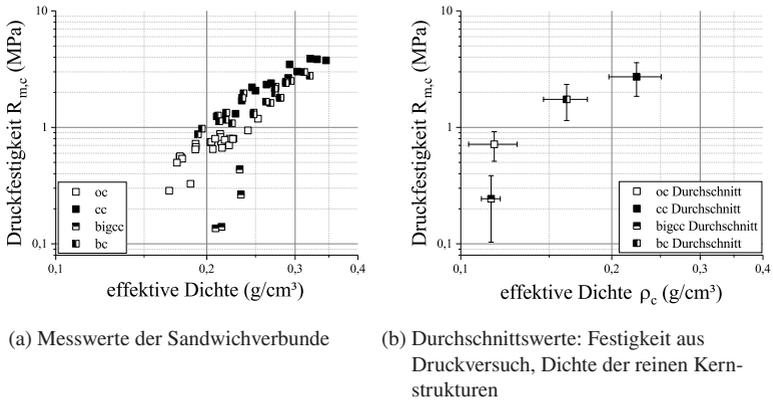


Abbildung 6.14: Druckfestigkeit der Kernstrukturen über der effektiven Dichte

(50x50 mm) ist somit nicht gegeben, sodass die Position der Zellwände in der Probe den E-Modul stark beeinflusst. Die Ermittlung des E-Moduls wird zusätzlich beeinträchtigt, da aufgrund des nur schwach ausgeprägten Kraftpeaks (vgl. Abbildung 6.12a) eine mit 300 N sehr geringe Schwelle des

Entlastungszyklus gewählt werden musste. Dies resultiert in der überproportionalen Berücksichtigung von Einlaufeffekten, welche den ermittelten E-Modul deutlich verfälschen.

Wie in Abschnitt 4.2.1 beschrieben, wurde der Druckversuch parallel optisch aufgenommen. Abbildung 6.15 zeigt exemplarisch Auszüge aus diesen Aufnahmen für eine Probe mit oc-Kernstruktur in verschiedenen Stadien. Rechts neben der Probe ist jeweils das lokale vertikale Verschiebungsfeld aufgeführt, welches mit der Matlab-Erweiterung `ncorr` [142] erstellt wurde. Deutlich erkennbar ist, dass das Versagen des Kerns in einer Ebene beginnt, indem einzelne Ligamente ausknicken. Im weiteren Verlauf werden die beiden so entstehenden Probenhälften aufeinander geschoben, während an keiner weiteren Stelle als der beschriebenen Ebene nennenswerte Verformung auftritt. Dies ist gut am lokalen Verschiebungsfeld erkennbar, welches in jedem Stadium eine feststehende Hälfte (rot eingefärbt) und eine verschobene Hälfte (blau eingefärbt) zeigt, während die Verschiebungsbeträge dazwischen nicht homogen über die Probe verteilt sind, sondern lediglich in der beschriebenen Ebene vorliegen. Zudem ist erkennbar, dass die Bereiche des Kerns, die mit PUR eingeschäumt sind, selbst bei einer globalen Verschiebung von ca. 8,5 mm (vierte Stufe, entspricht über 40 % der ursprünglichen Probenhöhe) keine nennenswerte Verformung zeigen.

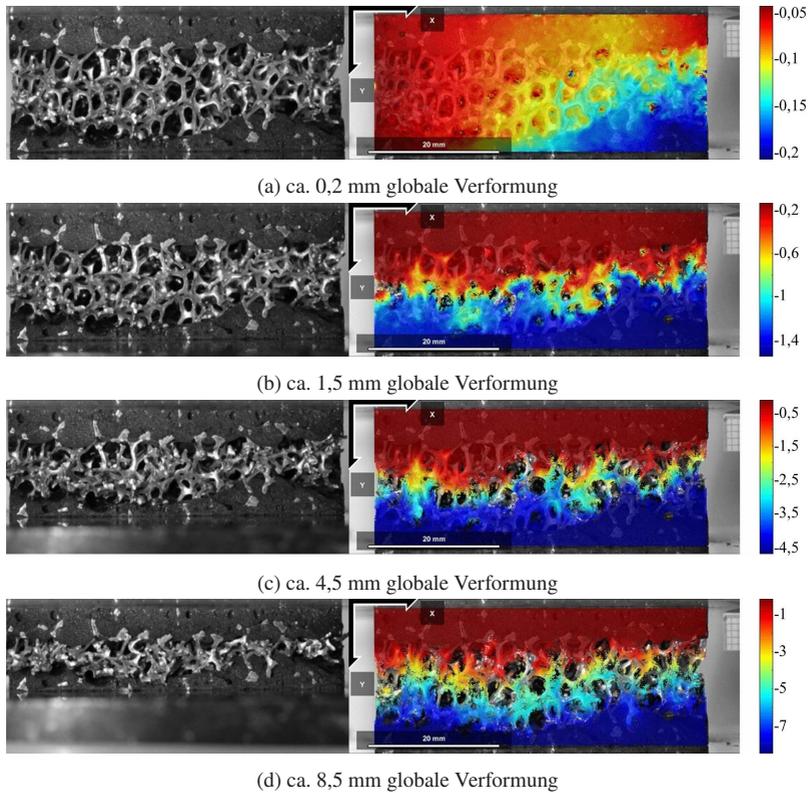


Abbildung 6.15: Sandwichprobe im Druckversuch in verschiedenen Stadien, inklusive lokalem vertikalem Verschiebungsfeld (Skala in mm)

Schubversuch

Äquivalent zum Druckversuch wurden zwecks realistischer Abbildung der Lasteinleitung auch beim Schubversuch Sandwichproben zur Bestimmung der Kerneigenschaften verwendet. Abbildung 6.16 zeigt links jeweils für jede geprüfte Kernstruktur eine repräsentative Messkurve aus dem Schubversuch. Rechts dargestellt ist ein Ausschnitt aus dem linken Diagramm, in dem die Kurvenbereiche zur Bestimmung des Schubmoduls fett hervorgehoben sind. In beiden Fällen wird nur nach der Kernstruktur unterschieden, da diese den größten Einfluss auf den qualitativen Kurvenverlauf hat.

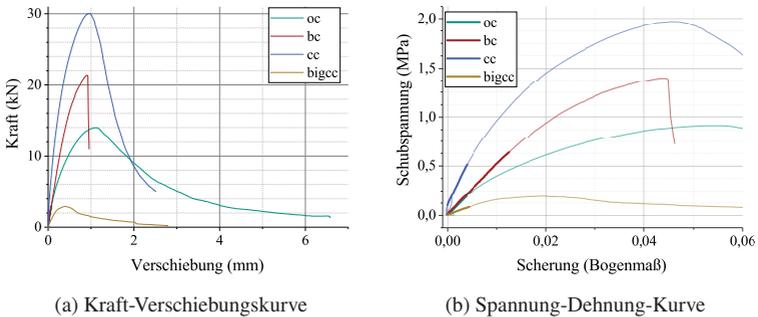


Abbildung 6.16: Ergebnisse des Schubversuchs in Plattenebene, jeweils eine repräsentative Kurve für jede untersuchte Kernstruktur

Abbildung 6.17 zeigt den Schubmodul aus den Messwerten des Schubversuchs, über der effektiven Dichte der jeweiligen Probe. Abbildung 6.18 zeigt entsprechend die Schubfestigkeit über der effektiven Dichte. Geprüft wurden alle verwendeten Kernstrukturen, im Falle der oc- und bc-Konfigurationen auch mit Variation der PUR-Austragsmenge. Die übrigen Sandwichparameter wurden konstant gehalten (Standardkonfiguration mit 320 g/m^2 Gewebe, sowie 113 g/m PUR-Austragsrate für die cc- sowie bigecc-Kernstrukturen).

Die Konfigurationen mit oc- und bc-Kern, bei denen alle drei Inkremente der PUR-Menge im Schubversuch geprüft wurden, lassen Untersuchungen einer eventuellen Stützwirkung des PUR zu. Eine Gruppierbarkeit bezüglich

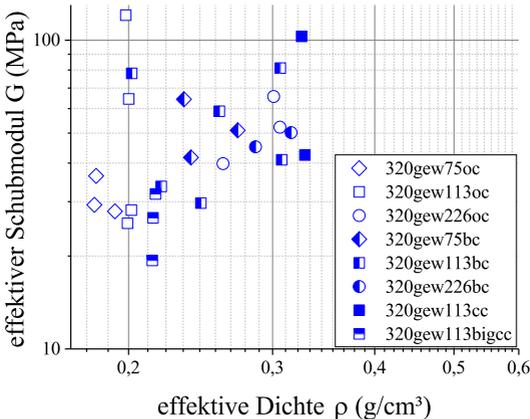


Abbildung 6.17: effektiver Schubmodul über effektiver Dichte, Messwerte aus Schubversuch

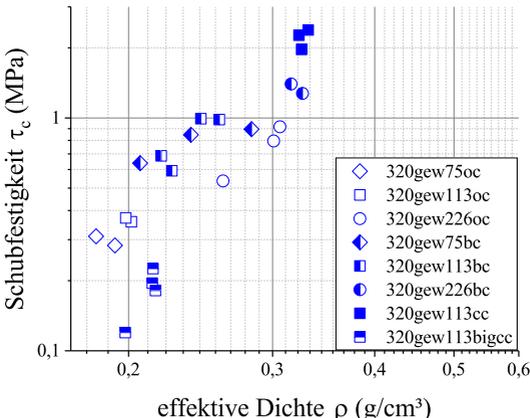


Abbildung 6.18: Schubfestigkeit über effektiver Dichte, Messwerte aus Schubversuch

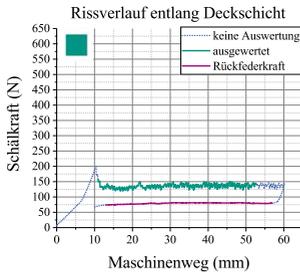
der Dichte ist hier erkennbar: Proben mit höherer PUR-Auftragsrate (runde Symbole) weisen bei ansonsten gleicher Konfiguration tendenziell eine größere Dichte auf als Proben mit geringerer PUR-Auftragsrate (Quadrate bzw. Rauten). Eine Auswirkung auf die mechanischen Eigenschaften lässt sich allenfalls bei der Schubfestigkeit erkennen: Proben mit größerer PUR-Auftragsrate weisen bei ansonsten gleichen Konfigurationsparametern tendenziell eine höhere Schubfestigkeit auf (Diskussion der PUR Stützwirkung vgl. Abschnitt 7.4.3). Im Falle des Schubmoduls kann eine solche Aussage nicht eindeutig getroffen werden, eventuelle Tendenzen werden von der Streuung überlagert.

6.2.3 Charakterisierung der Deckschicht-Kern-Anbindung

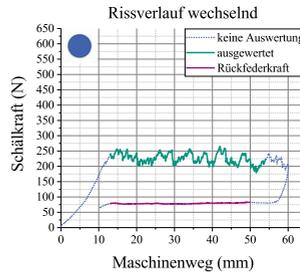
Trommelschälversuch

Anders als in den quasistatischen Versuchen zur mechanischen Charakterisierung der Deckschichten und des Kerns ist beim Trommelschälversuch nicht primär die Sandwichkonfiguration, sondern das Versagensverhalten bzw. der Rissverlauf das maßgebliche Unterscheidungsmerkmal. Im Versuch wurden vier unterschiedliche Rissverläufe beobachtet, die den Verlauf der Schälkraft beeinflussen. Abbildung 6.19 zeigt jeweils beispielhafte Verläufe der gemessenen Kraft-Weg-Kurven. Farblich grün gekennzeichnet ist jeweils der für die mittlere Schälkraft ausgewertete Bereich, und rot der für die Rückfederkraft der abgeschälten Deckschicht ausgewertete Bereich. Der blau gestrichelte Bereich der aufgezeichneten Messdaten wird entsprechend der Prüfnorm nicht verwertet.

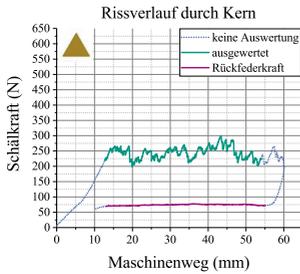
In Abbildung 6.20 sind vier Trommelschäl-Proben nach der Prüfung gegenübergestellt. Jede dieser Proben zeigt ein charakteristisches Versagensbild, das durch den Rissverlauf beschrieben werden kann und jeweils einer Kurve aus Abbildung 6.19 entspricht. Bei der linken Probe (grünes Quadrat) läuft der Riss flächig zwischen Faserpaket und Kern durch den PUR-Schaum,



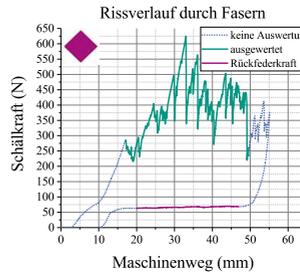
(a) Rissverlauf entlang der Deckschicht. Probentyp 320gew113oc



(b) Rissverlauf wechselnd, durch PUR. Probentyp 320gew113oc



(c) Rissverlauf stellenweise durch den Kern. Probentyp 320gew75oc



(d) Rissverlauf stellenweise durch das Gelege-Faserpaket. Probentyp 160gel113oc

Abbildung 6.19: Beispielhafte Verläufe der aufgezeichneten Messwerte im Trommelschälversuch, unterteilt in ausgewertete und nicht ausgewertete Bereiche, unterschieden nach Rissverlaufsort

ohne Fasern oder Teile des Kerns zu durchtrennen. Der Schälkraftverlauf entspricht Abbildung 6.19a. Die Probe links von der Mitte (blauer Kreis) zeigt einen Rissverlauf, der nicht rein an der Faser-Kern-Grenzfläche entlangwandert, sondern stellenweise in das PUR-Volumen im Sandwichinneren läuft, dabei jedoch nicht durch die Kernstruktur wandert. Es sind entsprechend an der abgeschälten Deckschicht an einigen Stellen PUR-Fragmente sichtbar, die sich vor dem Versuch zwischen Aluminiumligamenten im Kern befanden. Der Verlauf der Schälkraft entspricht Abbildung 6.19b. Die Probe rechts der Mitte (braunes Dreieck) zeigt ein ähnliches Schadensbild, jedoch

sind hier abgetrennte Kernligamente an der abgeschälten Deckschicht zu erkennen. Der Riss muss hier demnach auch durch die Kernstruktur gewandert sein. Der Schälkraftverlauf entspricht Abbildung 6.19c. Die rechte Probe (rote Raute) weist abgerissene Faserreste am Kern auf. Dieses Phänomen trat nur bei Proben mit Fasern in Gelegeform auf, bei Geweben nicht. Hier muss der Riss durch die dem Kern zugewandte Faserschicht gewandert sein. Der entsprechende Verlauf der Schälkraft ist in Abbildung 6.19d gezeigt.

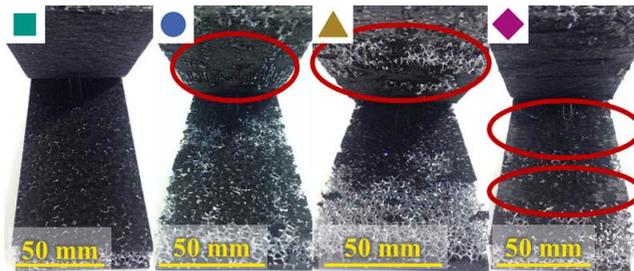


Abbildung 6.20: Proben nach dem Trommelschälversuch mit charakteristischem Schadensbild. Symbolzuordnung entsprechend Abbildung 6.21

In Abbildung 6.21 ist die spezifische Abschälkraft über der optisch bestimmten Eindringtiefe des PUR aufgetragen. Die PUR-Eindringtiefe wurde für jede Probe an einer der Längsseiten wie in Abschnitt 4.1.1 bestimmt. Die Messpunkte sind nach Schadensbild unterteilt (Zuordnung vgl. Abbildung 6.20). Eine Abhängigkeit der Abschälkraft, des Rissverlaufs oder der PUR-Eindringtiefe von den Sandwich-Materialparametern (Kerntyp, Deckschichttyp, PUR-Auftragsmenge) ist nicht zu beobachten – abgesehen vom Schadensbild mit Rissverlauf durch das Faserpaket. Dieses konnte nur bei Deckschicht-Gelegen auftreten, da keine Fasern durchtrennt wurden, sondern das Faserpaket lediglich zwischen der 0- bzw. 90°-Lage aufgespalten wurde.

Es ist eine Abhängigkeit der Abschälkraft vom Rissverlauf zu erkennen, und eine indirekte Abhängigkeit von der PUR-Eindringtiefe. Risse mit Ver-

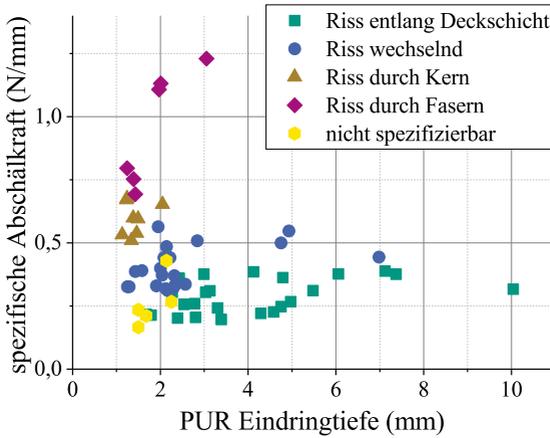


Abbildung 6.21: Spezifische Abschälkraft im Trommelschälversuch über optisch bestimmter PUR-Eindringtiefe, segmentiert nach Schadensbild

lauf durch die PUR-Struktur, durch den Kern und durch das Faserpaket zeigen jeweils ansteigend höhere Schälkräfte. Dabei weist sogar ein rein durch das PUR laufender Riss höhere Schälkräfte auf, wenn er nicht glatt entlang der Deckschicht verläuft (grüne Quadrate), sondern stellenweise in das kerninnere PUR wechselt (blaue Kreise). Auch der Verlauf der aufgezeichneten Schälkraft über dem Maschinenweg unterscheidet sich charakteristisch (vgl. Abbildung 6.19): Ein Rissverlauf entlang der Deckschicht (Abbildung 6.19a) zeigt einen relativ gleichmäßigen Verlauf der Schälkraft mit niedrigem Betrag. Bei innerhalb des PUR alternierendem Rissverlauf (Abbildung 6.19b) sind einige kleinere Kraftspitzen zu erkennen, und die Täler der Kurve haben einen Kraftbetrag, der nicht kleiner ist als der durchschnittliche Kraftwert der Proben mit Rissverlauf entlang der Deckschicht. Bei den Proben mit Rissverlauf durch den Kern (Abbildung 6.19c) – sowie entsprechend stärker ausgeprägt bei den Proben mit Rissverlauf durch das Faserpaket (Abbildung 6.19d) – sind die Kraftspitzen größer und der durchschnittliche Betrag der Schälkraft höher. Die Abhängigkeit vom PUR ist insofern erkennbar, dass Proben mit größerer PUR-Eindringtiefe eher einen Rissverlauf entlang des

Faserpakets bzw. durch die PUR-Struktur hervorrufen, und die Rissverläufe durch Kern und Deckschichtfasern nur (jedoch nicht exklusiv) bei geringeren PUR-Eindringtiefen auftreten. In den Abschnitten 7.2.3 sowie 7.4.3 wird dies genauer diskutiert.

Double-Cantilever-Beam Test (DCB)

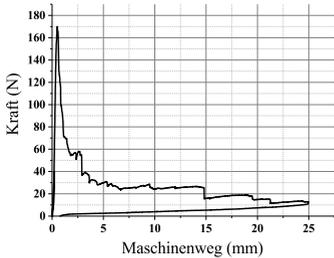
Aufgrund des Herstellprozesses der Sandwichverbunde war es nicht möglich, den Anriss in den DCB-Proben z.B. durch Einbringen einer Folie direkt bei der Probenherstellung einzubringen. Der Riss wurde daher nachträglich mit einer Klinge eingebracht (vgl. Abschnitt 3.4.6). Die Verbindung zwischen Deckschicht und Kern ist nicht glattflächig, sondern durch Eindrücken von Kernligamenten in die Deckschicht sowie Eindrücken von Deckschicht-Teilen in Kernporen leicht wellig. Dies hatte zur Folge, dass beim Einbringen des Risses Teile der Kernstruktur mit angeschnitten werden konnten. Abbildung 6.22a zeigt exemplarisch eine Probe nach dem Versuch, bei der direkt ab dem Ende des Initialrisses Kernligamente mit herausgerissen wurden – vermutlich hervorgerufen durch eine Initialrisssspitze im Sandwichkern. Dieses Phänomen trat in unterschiedlicher Ausprägung häufig auf. Für die genaue Ortung der Risssspitze wurde die in der Prüfvorschrift empfohlene Millimeterskala am Probenrand verwendet. Die Porengröße der Kernstrukturen im Bereich von ca. 5 mm erschwerte jedoch eine millimetergenaue Verfolgung der Risssspitze am Probenrand, sobald der Riss im Kern verlief. Auch bei Proben mit Rissverlauf direkt unter den Deckschichtfasern (vgl. Abbildung 6.22b) konnte nicht sicher davon ausgegangen werden, dass die Rissfront senkrecht zur Probe verlief (entsprechende Beobachtungen vgl. [86]). Dies ist jedoch ein spezifisches Problem der verwendeten Sandwichproben, und stellt die Auswertbarkeit nach ASTM-D5528 [83] nicht in Frage.

Abbildung 6.23a zeigt exemplarisch die gemessenen Kraft-Weg-Daten einer Probe mit Rissverlauf entlang des Deckschicht-Faserpakets. Der Rissfortschritt wurde an neun Messpunkten beidseitig dokumentiert, und zeigte

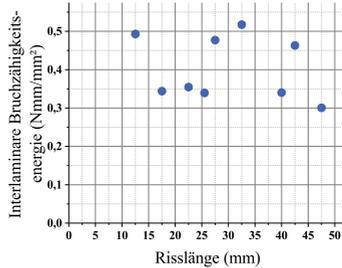


(a) Rissstart und -verlauf partiell im Kern (b) Rissverlauf unter Deckschichtfasern

Abbildung 6.22: DCB-Proben nach Prüfung



(a) Exemplarische Messkurve aus DCB-Versuch



(b) Resultierende interlaminare Bruchzähigkeitsenergie (MBT)

Abbildung 6.23: Exemplarische DCB-Auswertung, Konfiguration 320gew226bc

kaum Abweichung zwischen den Probenseiten. Die Auswertung der interlaminaren Bruchzähigkeitsenergien wurde nach der Prüfnorm mit der empfohlenen „modified beam theory“ (MBT) vorgenommen. Die resultierenden Werte sind in Abbildung 6.23b dargestellt. Charakteristisch für alle geprüften DCB-Proben ist die große Streuung über die Risslänge. Eine Mittlung der interlaminaren Bruchzähigkeitsenergie über die Risslänge erscheint daher nicht sinnvoll.

6.2.4 Charakterisierung des Verbunds

Die Charakterisierung der quasistatischen Eigenschaften des Verbunds erfolgt anhand des für den maßgeblichen Lastfall „Biegung“ relevanten Biegeversuchs. Hierfür werden die Biegesteifigkeit sowie die Schadensbilder im Versagensfall untersucht. Abbildung 6.24 zeigt den effektiven Biege-E-Modul der geprüften Sandwichkonfigurationen über der effektiven Dichte der jeweiligen Probe. Erwartungsgemäß ist eine ausgeprägte Gruppierung der Kerntypen in den Werten der Dichte erkennbar. Innerhalb dieser Gruppierungen weisen Proben mit Gewebe-Deckschicht eine größere Dichte auf als Proben mit Gelege-Deckschicht. Auch die PUR-Menge beeinflusst die Dichte, wie der Vergleich der Konfigurationen 160gew75bc (rote, halbgefüllte Rauten) und 160gew226bc (rote, halbgefüllte Kreise) zeigt. Das Faser-Flächengewicht hat nur einen vernachlässigbaren Einfluss auf die Dichte.

Eine Gruppierbarkeit in den Werten des Biege-E-Moduls ist am stärksten nach dem Faser-Flächengewicht ausgeprägt: Proben mit höherem Faser-Flächengewicht weisen eine höhere Biegesteifigkeit auf als Proben mit kleinerem Faser-Flächengewicht in den Deckschichten. Ebenfalls erkennbar sind Tendenzen einer höheren Biegesteifigkeit für Proben mit Deckschicht-Gewebe (im Vergleich zum Gelege). Auch eine höhere Dichte geht einher mit einer höheren Biegesteifigkeit: Sowohl innerhalb eines jeden Kerntyps, als auch im Vergleich zwischen den Kerntypen – jedoch nicht, wenn die größere Dichte durch eine höhere PUR-Menge verursacht wird, wie der Vergleich der Konfigurationen 160gew75bc (rote, halbgefüllte Rauten) und 160gew226bc (rote, halbgefüllte Kreise) verdeutlicht.

Der Vierpunkt-Biegeversuch ermöglicht die Auswertung des Schubmoduls. Abbildung 6.25 zeigt den effektiven Schubmodul der Biegeproben über der jeweiligen Dichte. Die Gruppierbarkeit der Proben bezüglich der Dichte entspricht daher jener aus Abbildung 6.24 für den E-Modul. Die Gruppierbarkeit bezüglich des Schubmoduls ist jedoch nicht so ausgeprägt wie bezüglich des E-Moduls. Allenfalls die Tendenz eines je nach Kernstruktur

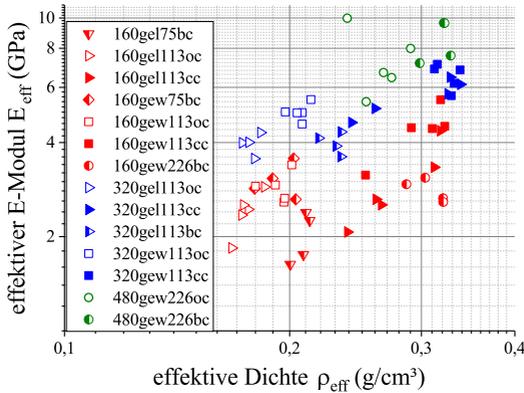


Abbildung 6.24: Effektiver Biege-E-Modul über effektiver Dichte

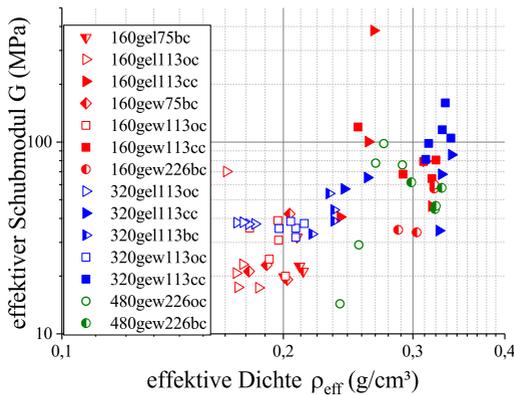


Abbildung 6.25: Effektiver (Biege-)Schubmodul über effektiver Dichte

unterschiedlichen Schubmoduls ist erkennbar, jedoch nicht Zusammenhänge mit der Dichte innerhalb einer Gruppe von Kernstrukturen.

Für den qualitativen Kraftverlauf ist ähnlich wie beim Trommelschälversuch nicht primär die Sandwichkonfiguration, sondern der Versagensmechanismus charakteristisch. Abbildung 6.26 zeigt eine repräsentative Kraft-Verschiebungskurve jedes beobachteten Versagensmodus aus dem Biegever-

such, wobei die Verschiebung der inneren Auflager im Verhältnis zu den äußeren dargestellt ist. Erkennbar ist jeweils der Entlastungszyklus zur Bestimmung des effektiven Biege-E-Moduls,³ der bei 0,5 kN ausgelöst wird. Es wurden vier maßgebliche Versagensmechanismen beobachtet: Deckschichtversagen auf der Druckseite, lokales Deckschichtversagen auf der Druckseite („Dimpling“), Kernschubversagen zwischen den inneren und äußeren Auflagern, sowie die lokale Indentation durch ein Auflager.

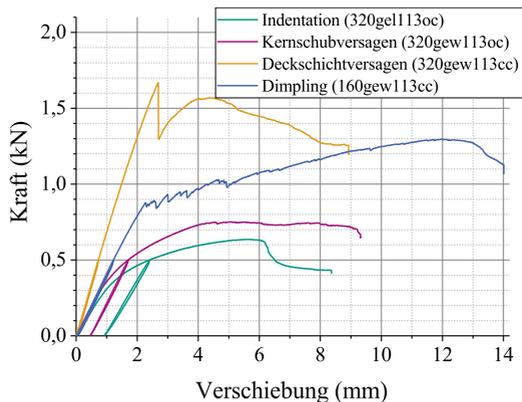


Abbildung 6.26: Kraft-Verlängerungskurven aus dem Biegeversuch, jeweils eine repräsentative Kurve für jeden beobachteten Versagensfall

Charakteristisch für die Indentation (grüne Kurve) ist ein gebogener Kurvenverlauf ohne plötzlichen, senkrechten Lastabfall, jedoch mit deutlich erkennbarem Rückgang der Kraft im plastischen Bereich. Dieser Rückgang wird erzeugt durch das Indentieren eines der Auflager in die Sandwichstruktur. Die Kurve für ein Kernschubversagen (rote Kurve) ist ähnlich, zeigt jedoch keinen so deutlichen Kraftrückgang wie die Kurve für Indentation. Vielmehr erfolgt weiterhin eine Lastübertragung, da die Ligamente des Schaums vor dem Reißen jeweils eine große plastische Verformung ertragen.

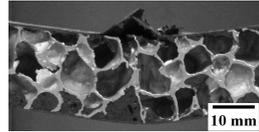
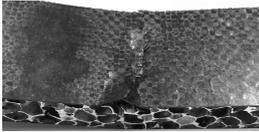
³ Der effektive Biege-E-Modul wurde aufgrund des Sandwichaufbaus entsprechend der Prüfnorm DIN 53293 [75] aus den Kraft-Weg-Daten bestimmt, und nicht etwa aus Spannung-Dehnung-Kurven.

Das Reißen der einzelnen Ligamente wiederum erfolgt zudem kontinuierlich, während der dafür nötige große Betrag der Verformung nur noch grenzwertig dem Biegelastfall zuzuordnen ist. Deckschichtversagen (braune Kurve) äußert sich durch einen plötzlichen Kraftabfall, der fast unmittelbar und ohne erkennbare plastische Verformung auf den elastischen Bereich folgt. An der Probe ist dabei stets ein Versagen der oberen, auf Druck belasteten Deckschicht zu beobachten, welches bei weiterer Belastung der Probe durch ein Übereinanderschieben der beiden Deckschicht-Enden an der Bruchlinie immer deutlicher zu erkennen ist. Hierbei ist erwähnenswert, auch nach dem Versagen der Deckschicht ein weiterer Anstieg der Kraftwerte folgt. Dieser ist der Lastverteilung durch die Kernstruktur zur unteren (d.h. auf Zug belasteten) Deckschicht zuzuordnen, die weiterhin intakt bleibt. Erst bei Verformungen weit über das eigentliche Deckschichtversagen hinaus (im gezeigten Beispiel bei ca. 5 mm Auflagerverschiebung) tritt ein der Indentation ähnelnder finaler Abfall der Kraft auf, bei welchem die Kernstruktur an der Stelle des Deckschichtversagens kollabiert. Dimpling (blaue Kurve) äußert sich ohne nennenswerten Kraftabfall, und zeigt einen gezackten Kurvenverlauf. Jeder dieser Zacken lässt sich während dem Versuch einem lokalen Beulen der druckseitigen Deckschicht in eine Pore des Kerns zuordnen, sodass nach und nach eine Abzeichnung der Porenstruktur des Kerns auf der Probenoberseite zu sehen ist. Alle beobachteten Versagensmechanismen eint ein kontinuierlicher Kraftverlauf ohne plötzlichen, katastrophalen Lastabfall, in Verbindung mit einer deutlich sichtbaren und somit leicht detektierbaren Verformung der Probe.

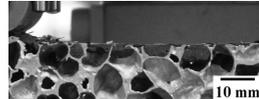
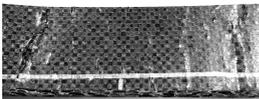
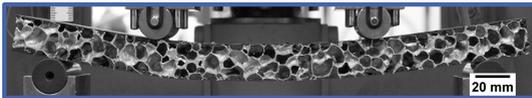
Abbildung 6.27 zeigt pro Schadensbild ein repräsentatives Beispiel, jeweils oben die gesamte Biegeprobe, und darunter zwei Detailausschnitte des Schadensbilds. Charakteristisch ist für das Deckschichtversagen (Abbildung 6.27a) eine ausgeprägte V-Form der Biegeprobe, wobei die Probe am Ort des Deckschichtversagens knickt. Auf der Probenoberfläche (linkes Detail) ist die Deckschicht nach dem Versuch übereinander geschoben, jedoch nicht zwingend eingedrückt (vgl. lokaler Eindruck, Abbildung 6.27d). Beim

Dimpling bildet die Probe entsprechend eine Art U-Form (siehe Abbildung 6.27b), wobei die „Dimples“ auf der gesamten gebogenen Oberseite sichtbar sind (linker Detailausschnitt). Kernversagen formt einen Doppelknick (siehe Abbildung 6.27c), und kann auch auf beiden Seiten der Probe auftreten. In der Kernstruktur sind verglichen mit dem Ausgangszustand gescherte Ligamente zu erkennen (siehe Detailausschnitte). Ein lokaler Deckschichteindruck kann auf den ersten Blick mit Deckschichtversagen verwechselt werden, da sich ebenfalls eine V-Form ausbilden kann, und die Deckschicht ebenfalls versagt. Im Gegensatz zum Deckschichtversagen ist jedoch von der Probenseite immer ein eingedrücktes Auflager zu erkennen, und zudem tritt dieses Schadensbild immer direkt an einer Auflagerstelle auf (siehe Abbildung 6.27d). Darüber hinaus trat vereinzelt ein Ablösen der Deckschicht auf der Druckseite auf, was aber in jedem Fall auf eine lokal fehlerhafte Anbindung zwischen Deckschicht und Kern zurückzuführen war (z.B. übermäßig große Poren bzw. größere Flächen ohne bis an die Kern-Oberfläche ragende Kernligamente) und daher nicht weiter berücksichtigt wird.

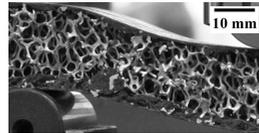
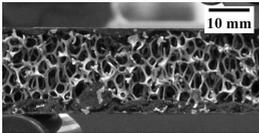
Der Zusammenhang von Sandwich-Parameterkombination und Versagensmechanismus kann nur unter Berücksichtigung der jeweiligen Eigenschaften der Komponenten hergestellt werden, und wird daher mit der Modellierung der Failure Mode Maps in Abschnitt 7.2.4 zusammengefasst.



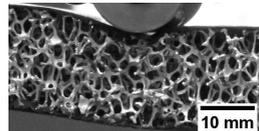
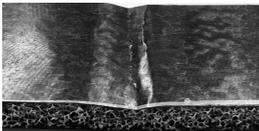
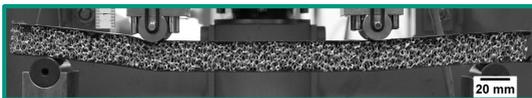
(a) Deckschichtversagen auf Druckseite (320gew113cc)



(b) Dimpling auf Druckseite (160gew113cc)



(c) Kernversagen (320gew113oc); Detail vor (links) und nach Versuch (rechts)



(d) lokaler Eindruck (linkes oberes Auflager, 320ge1113oc)

Abbildung 6.27: Beobachtete Schadensbilder im Biegeversuch, vgl. Abbildung 6.26

6.3 Mechanische, dynamische Charakterisierung

Teile der Ergebnisse der dynamischen Charakterisierung sind Inhalt eigener Veröffentlichungen [150, 151].

6.3.1 Durchstoßverhalten

Low-Velocity-Impact

Zur besseren Übersicht wurden die Ergebnisse der LVI-Versuche in mehreren Diagrammen gruppiert. Abbildung 6.28 zeigt vier Diagramme, in denen jeweils ein Sandwich-Parameter ausgehend von der Standardkonfiguration 320gew113oc (jeweils als schwarze Kurve dargestellt) variiert wird.

In Abbildung 6.28a ist das Faser-Flächengewicht variiert. Es sei anzumerken, dass aufgrund von Infiltrationsproblemen die Konfiguration mit 480 g/m^2 Flächengewicht (braune Kurve) abweichend von der Standardkonfiguration eine erhöhte PUR-Menge (226 g/m) aufweist. Die Konfigurationen mit 160 (hellblaue Kurve) und 320 g/m^2 (schwarze Kurve) Flächengewicht zeigen gute Übereinstimmung, mit einem leichten Kraft-Peak nach relativ linearem Anstieg, einem Plateau, sowie einem recht ausgeprägten finalen Kraftpeak mit anschließendem Kraftabfall auf nahezu 0. Die anschließende abklingende Oszillation des Kraftsignals ist auf die Trägheit des Indenteraufbaus zurückzuführen. Die Konfiguration mit erhöhtem Faser-Flächengewicht (braune Kurve) zeigt qualitativ einen ähnlichen Verlauf, jedoch mit größerer Anfangssteigung, sowie höherem ersten Peak und Plateau. Der finale Kraftpeak ist ähnlich ausgeprägt wie bei der Standardkonfiguration (schwarz).

Abbildung 6.28b zeigt einen Vergleich zwischen Deckschicht-Gewebe (schwarze Kurve) und -Gelege (rote Kurve). Der Kurvenverlauf ist sehr ähnlich, lediglich die Höhe des finalen Kraftpeaks ist bei der Gelege-Konfiguration weniger stark ausgeprägt.

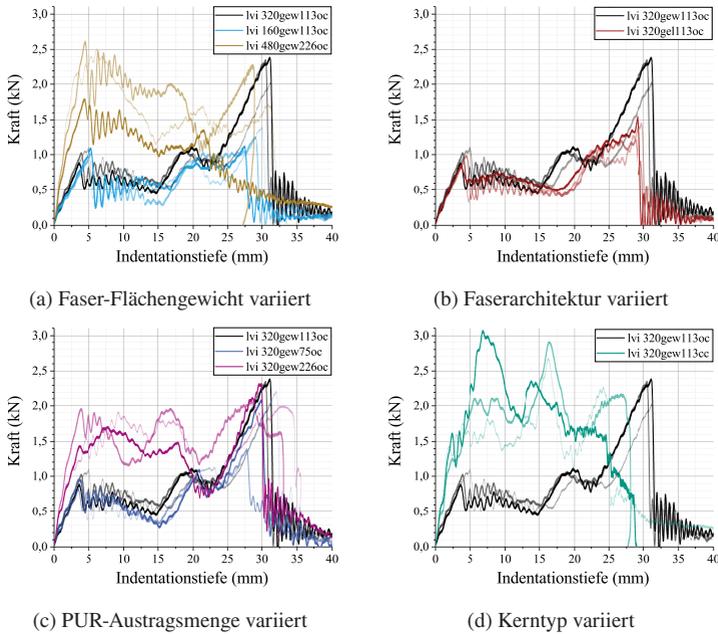


Abbildung 6.28: Ergebnisse des LVI-Versuchs, jeweils ein Parameter pro Diagramm variiert [150]

Die PUR-Austragsmenge wird in Abbildung 6.28c verglichen, mit der geringeren Menge (75 g/m) in violett und der höheren Menge (226 g/m) in dunkelblau. Es ist kein signifikanter unterschied zwischen der Standardkonfiguration (113 g/m, schwarze Kurve) und der Konfiguration mit geringerer PUR-Menge erkennbar. Die Konfiguration mit erhöhter PUR-Menge zeigt jedoch ein ähnliches Verhalten wie die Konfiguration mit zusätzlich erhöhtem Deckschicht-Fasergewicht (braune Kurve in Abbildung 6.28a).

In Abbildung 6.28d werden die beiden Kernstrukturen oc (Standardkonfiguration, schwarze Kurve) und cc (türkis) verglichen. Die Kurven der Proben mit oc-Kern weisen vor dem finalen Kraftanstieg ein mäßig ausgeprägtes zweites Plateau mit leicht erhöhter Kraft auf. Der Plateau-Bereich der Proben

mit cc-Kern ist deutlich erhöht und stark schwankend, sodass die Bezeichnung „Plateau“ nur zur Abgrenzung zu den beiden Kraftpeaks zu Beginn und Ende der Kurve verwendet werden kann, welche bei dieser Konfiguration jedoch in der Schwankung des Kraftsignals etwas untergehen. Zudem ist erkennbar, dass die finale Oszillation des Kraftsignals bei den cc-Kurven fehlt, was auf ein unvollständiges Durchstoßen der Proben hindeutet. Aus diesem Grund wurde ein weiterer Probensatz entsprechend jenem in Abbildung 6.28d, jedoch mit geringerem Deckschicht-Flächengewicht von 160 g/m^2 untersucht. Die entsprechenden Kurven sind in Abbildung 6.29 dargestellt. Hier ist die Standardkonfiguration mit oc-Kern in hellblau dargestellt, und jene mit cc-Kern in grün. Qualitativ ist das gleiche Verhalten wie in Abbildung 6.28d erkennbar, jeweils mit etwas geringeren Kraftraten bei den cc-Proben. Die finale Oszillation des Kraftsignals ist nun auch bei den Proben mit cc-Kern erkennbar.

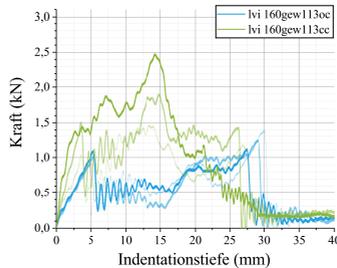


Abbildung 6.29: Ergebnisse des LVI-Versuchs für Sandwichkonfigurationen mit oc- und cc-Kern [150]

Die DIC-Messungen der Probenunterseite lieferten keine quantitativ auswertbaren Ergebnisse. Zum einen war die optische Auflösung der Hochgeschwindigkeitskamera sehr gering, weswegen ein deutlich gröberes Punktemuster auf die Proben aufgebracht werden musste, um eine Auswertung überhaupt zu ermöglichen. Die Auflösung des Dehnungsfelds ist dementsprechend verringert. Zudem konnte durch den Aufbau mit nur einer Kamera kein 3D-Messfeld erzeugt werden. Die aus der Plattenebene hinauszeigende

Ausbeulung kann somit nur als leichte Vergrößerung aus dem Indentationszentrum heraus erkannt werden, da die Ausbeulung der Kamera entgegenzeigt und durch die kürzere Distanz größer erscheint. Diese Vergrößerung kann vom DIC-System nicht von einer entsprechenden Dehnung in Plattenebene unterschieden werden, wodurch eine quantitative Auswertung nicht möglich ist. Dennoch konnten qualitative Vergleiche durchgeführt werden. Der signifikanteste Einfluss auf das Verformungsbild ist die Deckschicht-Faserarchitektur. Abbildung 6.30 zeigt links eine Probe mit Deckschichtgelege und rechts eine Probe mit Deckschichtgewebe zu einem Zeitpunkt vor dem Durchstoßen der unteren Deckschicht. Die Probe mit Gelege zeigt ein eher quasi-isotropes Dehnungsbild ohne erkennbare Faserorientierung. Die Probe mit Gewebe zeigt hingegen eine Kreuzform des Dehnungsbilds, welches der Faserorientierung ($0/90^\circ$) entspricht. Es sei anzumerken, dass der Betrag der Dehnung innerhalb der Kreuzform größer ist als außerhalb. Dies liegt sehr wahrscheinlich an der beschriebenen fehlenden Unterscheidbarkeit der Dehnungen in bzw. senkrecht zur Plattenebene.

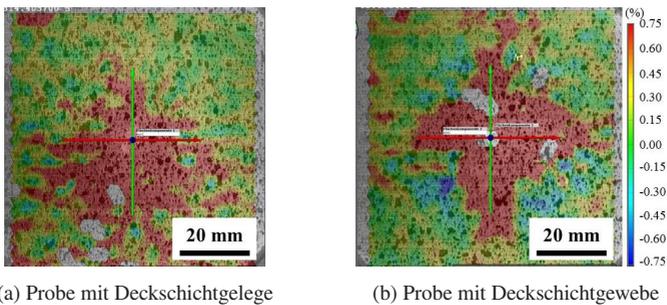


Abbildung 6.30: Beispielhafte DIC-Ergebnisse der LVI-Versuche [150]

Quasistatische Indentation

Für den Vergleich der LVI-Versuche mit den quasistatischen Indentationsversuchen werden die Ergebnisse in den gleichen Gruppierungen in den entspre-

chend gleichen Farbkombinationen dargestellt, siehe Abbildung 6.31. Das beobachtete qualitative Verhalten der jeweiligen Konfigurationen ist nahezu deckungsgleich. Auch die Kraftniveaus sind vergleichbar. Das Kraftsignal weist keine Schwingungen auf, da Trägheitseffekte bei quasistatischen Versuchen vernachlässigbar klein sind. Der Vollständigkeit halber wurden die Sandwich-Kerntypen auch quasistatisch mit geringerem Deckschicht-Flächengewicht verglichen (siehe Abbildung 6.32), auch wenn ein unvollständiger Durchstoß der Proben mit 320 g/m^2 aus Abbildung 6.31d nicht ersichtlich ist. Auch hier entspricht das quasistatische Eindringverhalten dem Verhalten im LVI-Versuch sehr genau.

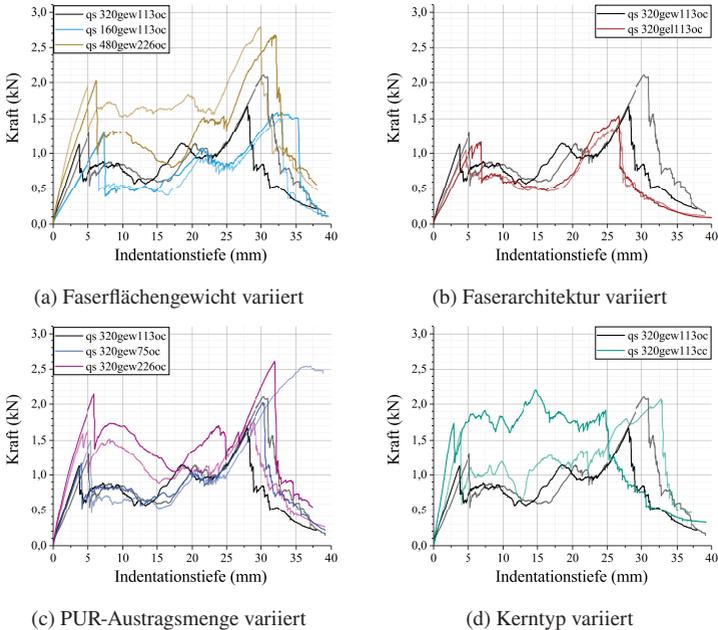


Abbildung 6.31: Ergebnisse der quasi-statischen Indentationsversuche, jeweils ein Parameter pro Diagramm variiert [150]

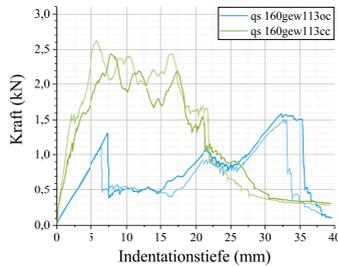
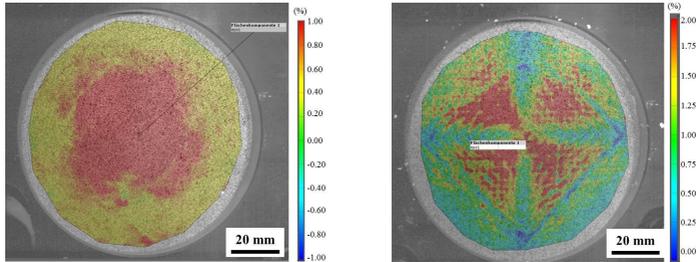


Abbildung 6.32: Ergebnisse der quasi-statischen Indentationsversuche für Sandwichkonfigurationen mit oc- und cc-Kern [150]

Die Ergebnisse der DIC-Messungen im quasistatischen Versuch sind deutlich feiner aufgelöst. Abbildung 6.33 zeigt den Vergleich zwischen Deckschicht-Gelege (links, 0,5 kN Indentationskraft) und -Gewebe (rechts, 1,0 kN Indentationskraft), entsprechend Abbildung 6.30. Die Beobachtungen aus dem LVI-Versuch sind hier noch deutlicher erkennbar: Die Gelege-Probe zeigt trotz gleicher Faserorientierung ein sehr homogenes, quasiisotropes Dehnungsfeld. Die Probe mit Gewebe zeigt ein Dehnungsfeld mit Kreuzform. In Abbildung 6.33b ist nicht nur die Kreuzform erkennbar, sondern außerdem ein Muster, das dem Webmuster des Deckschicht-Textils entspricht. Auch ist der Betrag der Dehnungen hier plausibler, da in Faserrichtung nahezu keine Dehnung vorliegt, und der Betrag der Dehnungen zwischen den Faserrichtungen deutlich größer ist.

Abbildung 6.34 zeigt einen Vergleich von Konfigurationen mit verschiedenem Faser-Flächengewicht. Der Zeitpunkt der Aufnahme ist in beiden Fällen der Kraftpeak kurz vor dem Durchstoßen der unteren Deckschicht. Links dargestellt ist eine Probe mit 160 g/m²-Gewebe bei 1,6 kN Indentationskraft, rechts eine Probe mit 320 g/m²-Gewebe bei 1,7 kN Indentationskraft. Bei der Probe mit 160 g/m²-Deckschicht ist das Dehnungsmuster mit Kreuzform (vgl. Abbildung 6.33b) nur noch schwach ausgeprägt, durch die Karo-Form des Dehnungsmusters aber dennoch erkennbar. Auch die Probe mit 320 g/m²-Deckschicht zeigt ein schwach ausgeprägtes, kreuzförmiges Mus-

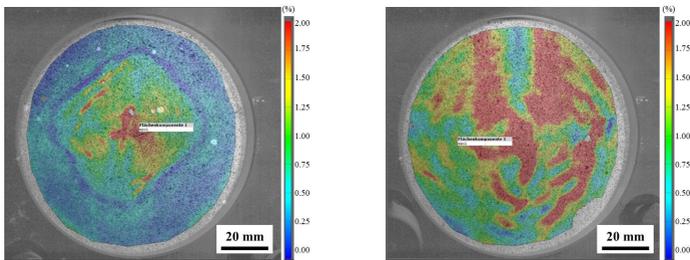
ter. Im Gegensatz zur leichteren Deckschicht ist die Dehnung hier jedoch deutlich weniger punktförmig, sondern weist auch am Rand des Lochs in der Probenhalterung hohe Werte auf.



(a) Probe mit Deckschichtgelege
(160gel226oc)

(b) Probe mit Deckschichtgewebe
(160gew75oc)

Abbildung 6.33: Beispielhafte DIC-Ergebnisse der quasistatischen Indentationsversuche, variierte Faserarchitektur [150]



(a) Probe mit 160 g/m² Deckschichten
(160gew113oc)

(b) Probe mit 320 g/m² Deckschichten
(320gew113oc)

Abbildung 6.34: Beispielhafte DIC-Ergebnisse der quasistatischen Indentationsversuche, variiertes Faser-Flächengewicht [150]

Einen quantitativen Vergleich der Maximalkräfte und der absorbierten Energien zeigt Tabelle 6.2. Die Werte bilden den Durchschnitt aus LVI-Test und quasistatischer Indentation ab. Auch hier wird deutlich, dass die Proben mit cc-Kern die größten Maximalkräfte und Impactenergien aufweisen. Gewebeverstärkte Deckschichten bewirken größere Impactenergien als Gelegever-

stärkungen. Die PUR-Menge bewirkt bei den Konfigurationen mit 226 g/m Austragsmenge deutlich größere Impactenergien als bei den geringeren Stufen der Austragsmenge – welche sich wiederum kaum unterscheiden. Dies

Tabelle 6.2: Übersicht der Messergebnisse des Durchstoßversuchs, sortiert nach den geprüften Sandwichkonfigurationen [150]

Konfiguration	Effektive Dichte (g/cm ³)	Maximale Impactkraft (N)	Absorbierte Impactenergie (J)
160gel75oc	0,168 ± 0,005	1118,1 ± 281,1	18,87 ± 3,01
160gel113oc	0,179 ± 0,008	1275,0 ± 199,4	21,03 ± 4,45
160gel113cc	0,286 ± 0,017	2052,7 ± 475,5	33,82 ± 4,08
160gel226oc	0,192 ± 0,005	1165,2 ± 226,5	20,63 ± 2,69
160gew75oc	0,168 ± 0,016	1300,7 ± 290,3	22,22 ± 4,82
160gew113oc	0,188 ± 0,004	1371,5 ± 188,4	23,80 ± 4,92
160gew113cc	0,289 ± 0,040	2181,5 ± 480,4	38,79 ± 10,15
160gew226oc	0,248 ± 0,013	1727,7 ± 326,6	38,11 ± 9,48
320gel75oc	0,180 ± 0,002	1444,9 ± 328,3	21,30 ± 3,40
320gel113oc	0,181 ± 0,003	1426,1 ± 141,3	22,57 ± 1,19
320gel113cc	0,295 ± 0,029	2109,2 ± 524,5	41,03 ± 15,73
320gel226oc	0,188 ± 0,004	1492,1 ± 254,2	21,03 ± 5,76
320gew75oc	0,199 ± 0,008	2054,7 ± 418,7	30,29 ± 10,29
320gew113oc	0,211 ± 0,013	2109,3 ± 289,9	31,09 ± 2,35
320gew113cc	0,298 ± 0,027	2590,6 ± 435,2	47,45 ± 4,82
320gew226oc	0,263 ± 0,014	2160,3 ± 316,2	47,35 ± 6,12
480gew226oc	0,279 ± 0,026	2478,3 ± 396,2	48,55 ± 9,96

gilt lediglich für gewebeverstärkte Deckschichten, während die PUR-Menge bei den gelegeverstärkten Deckschichten keinen Unterschied bewirkt.

Computertomographische Untersuchungen Die computertomographisch ausgewerteten Indentationsversuche in der PMMA-Kuppel weichen in der Geometrie von den zuvor beschriebenen quasistatischen und dynamischen Durchstoßversuchen ab und sind daher quantitativ nicht vergleichbar. Auch die Perforation der unteren Deckschicht, durch die das Versuchsende der übrigen Versuche beschrieben wurde, konnte generell nicht erreicht werden. Dennoch können die Kurvenverläufe qualitativ verglichen werden. Hierfür wurden zunächst einzelne Teilkurven zusammengesetzt, wie beispielhaft in Abbildung 6.35 gezeigt.

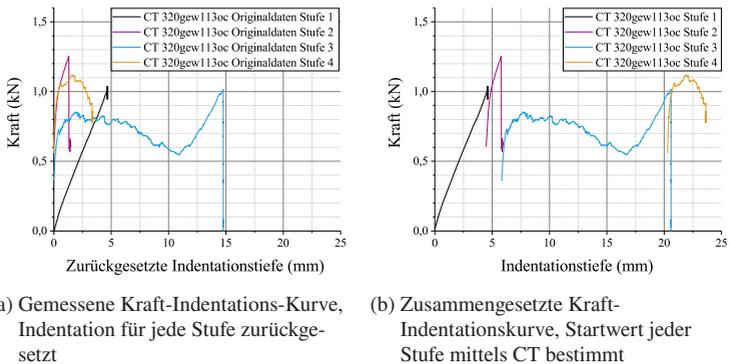


Abbildung 6.35: Beispielhaftes Ergebnis des in-situ CT Indentationstests einer Probe mit Standardkonfiguration (320gew113oc) [150]

Hier wurde der Indentationsversuch in vier Stufen durchgeführt, wobei zu Beginn sowie nach jeder Stufe ein CT-Scan aufgenommen wurde (Abbildung 6.37 zeigt die zugehörigen Querschnitte durch die Probenmitte). Die Ermittelten Teilkurven sind in Abbildung 6.35a gezeigt. Aus den CT-Rekonstruktionen wurde die Indentationstiefe nach jeder Stufe ermittelt, und die Teilkurven nach diesen Werten wie in Abbildung 6.35b zusammen-

gesetzt. Auf die beschriebene Weise wurden ausgewählte Sandwichkonfigurationen im CT-Durchstoßversuch untersucht, vgl. Abbildung 6.36. Die Unterbrechungen für die CT-Scans wurden hierbei an charakteristischen Stellen vorgenommen, um die jeweils auftretenden Schadensbilder sichtbar zu machen. Zusätzlich zum bereits beschriebenen Beispiel einer Standardkonfiguration sind auch die Rekonstruktionsbilder einer 160gew113cc-Konfiguration in Abbildung 6.38 gezeigt, da diese Konfiguration in den quasistatischen und dynamischen Durchstoßversuchen signifikante Unterschiede im Kurvenverlauf im Vergleich zur Standardkonfiguration zeigt.

Die CT-Rekonstruktionen lassen erkennen, dass der erste Kraftabfall durch das Durchstoßen der oberen Deckschicht entsteht. Der Scan nach Stufe 2

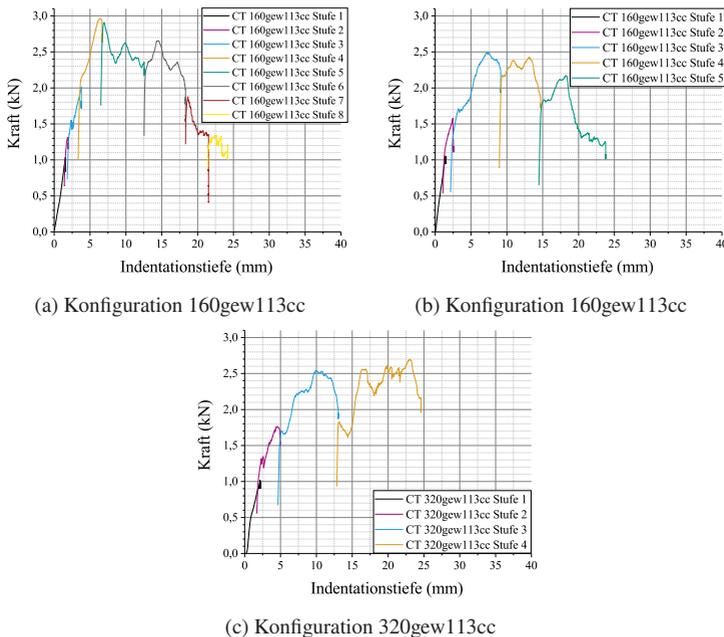
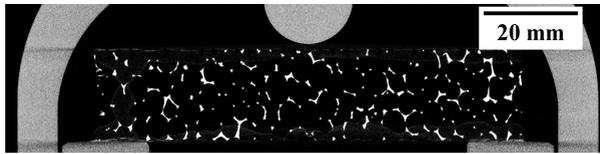
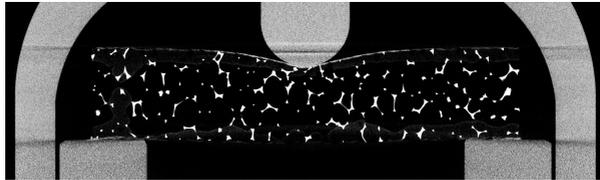


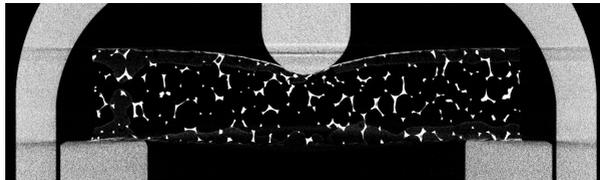
Abbildung 6.36: Ergebnisse des in-situ CT Indentationstests für Proben mit geschlossenzelligem Kern [150]



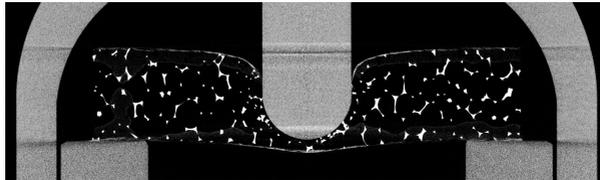
(a) Vor Indentationsbeginn



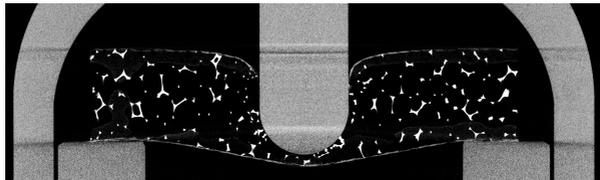
(b) Stufe 1, 4,60 mm Indentationstiefe



(c) Stufe 2, 5,88 mm Indentationstiefe

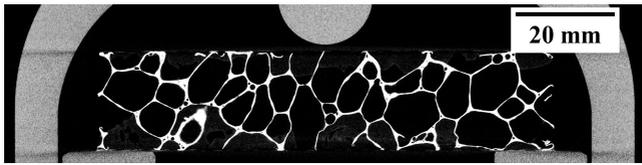


(d) Stufe 3, 20,60 mm Indentationstiefe

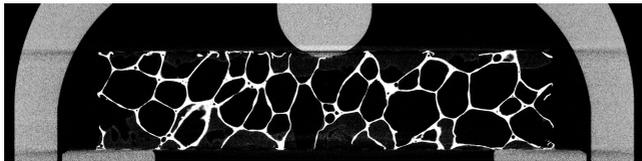


(e) Stufe 4, 23,64 mm Indentationstiefe

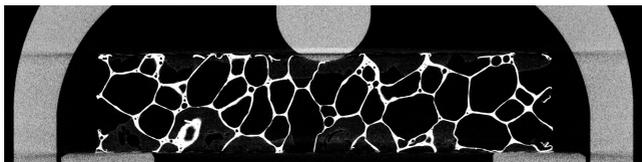
Abbildung 6.37: CT-Rekonstruktion einer 320gew113oc-Probe im In-Situ-Indentationstest, zugehörige Kraft-Indentationskurve in Abbildung 6.35b [150]



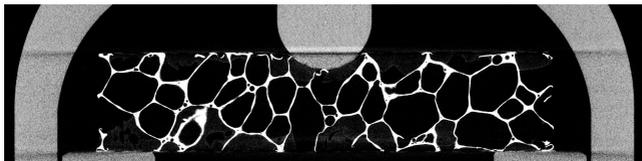
(a) Vor Indentationsbeginn



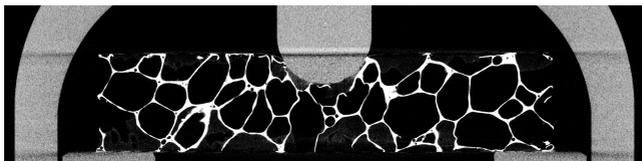
(b) Stufe 1, 1,57 mm Indentationstiefe



(c) Stufe 2, 1,96 mm Indentationstiefe

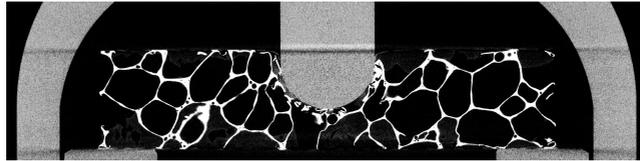


(d) Stufe 3, 3,79 mm Indentationstiefe

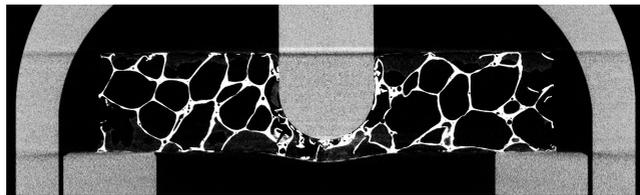


(e) Stufe 4, 6,67 mm Indentationstiefe

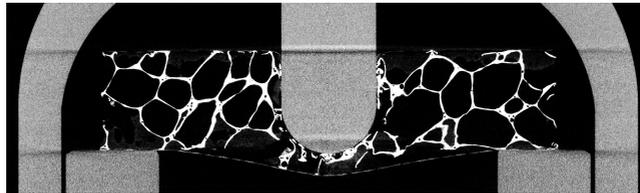
Abbildung 6.38: CT-Rekonstruktion einer 160w113cc-Probe im In-Situ-Indentationstest
(weiter auf nächster Seite)



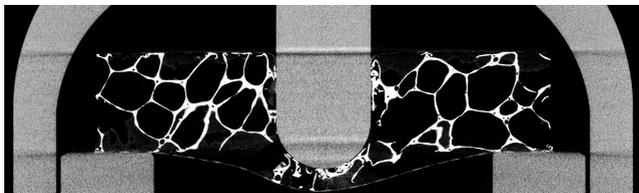
(f) Stufe 5, 12,56 mm Indentationstiefe



(g) Stufe 6, 18,32 mm Indentationstiefe



(h) Stufe 7, 21,53 mm Indentationstiefe



(i) Stufe 8, 24,21 mm Indentationstiefe

Abbildung 6.38: CT-Rekonstruktion einer 160gew113cc-Probe im In-Situ-Indentationstest, zugehörige Kraft-Indentationskurve in Abbildung 6.36a [150]

der Standardkonfiguration (Abbildung 6.37c) zeigt zwar noch keine deutlich durchtrennte Deckschicht. Dieser scheinbare Widerspruch unterstützt die These bei näherem Hinsehen jedoch: Da die CT-Aufnahme unmittelbar bei der Position des Kraftabfalls erfolgte, d.h. die Position des Indenters an dieser Stelle fixiert wurde, ist der Riss in der Deckschicht noch zu klein, um detektiert zu werden. Der Scan der nächsten Stufe verdeutlicht, dass die Deckschicht durchaus gerissen ist. Zwischen der zweiten und dritten Stufe erfolgte kein weiterer Kraftabfall. Hinzugekommen ist nur das Zerdrücken des Kerns, welches plausibel dem zugehörigen Plateau der Kraft-Indentationskurve zugeordnet werden kann (vgl. Kurvenverlauf der Druckversuche, Abschnitt 6.2.2). Naheliegend ist also, dass der Kraftabfall durch das Perforieren der Deckschicht entstanden ist.

Abbildung 6.39 enthält Schnitte aus den CT-Rekonstruktionen von Proben aus dem dynamischen LVI-Test, jeweils vor und nach dem Versuch. Es werden zum Vergleich die selben Konfigurationen wie in Abbildung 6.37 und 6.38 betrachtet: Abbildung 6.39a/6.39b zeigt den Querschnitt aus der Mitte einer 320gew113oc-Probe, Abbildung 6.39c/6.39d jenen einer 160gew113cc-Probe. Deutlich erkennbar ist in beiden Fällen die Ablösung der unteren Deckschicht vom Kern. Die oc-Probe zeigt eine ausgeprägtere Ausbeulung auf beiden Seiten der Probe, während die Verformung der cc-Probe auf der Probenoberseite kaum vorhanden ist, und auf der Unterseite hauptsächlich durch die Ablösung der unteren Deckschicht verursacht wird. Bei der oc-Probe ist links und rechts der Perforation deutlich erkennbar, dass Teile der Kernstruktur vom Indenter radial verdrängt und somit in das umliegende Volumen geschoben wurden. Bei der cc-Probe sind einige abgeknickte Zellwände erkennbar, jedoch keine signifikante seitliche Verdrängung von Kernmaterial durch den Indenter. Die beschriebenen Beobachtungen sind repräsentativ für beide Kernstrukturen, und treten unabhängig von der Deckschichtkonfiguration qualitativ bei allen geprüften Proben auf.

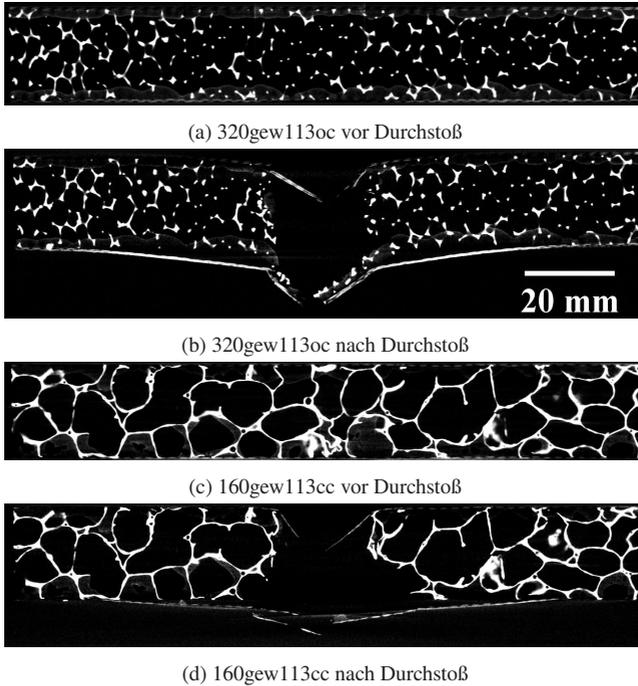


Abbildung 6.39: Querschnitte von LVI-Proben vor und nach dem Versuch

6.3.2 Impactverhalten

Aus den aufgenommenen Hochgeschwindigkeits-Bilddaten des Impactvorgangs wurde entsprechend der Beschreibung in Abschnitt 4.2.2 durch Auswertung der Impactkugel-Trajektorie die von der Probe aufgenommene Impactenergie errechnet. Der Vergleich mit dem Energiewert, der aus der Steigung der Trajektorie ermittelt wurde, zeigte für jede Probe gute Übereinstimmung (Standardabweichung $<5\%$).

Tabelle 6.3 zeigt die Durchschnittswerte der gemessenen Geschwindigkeit des Fallkörpers für jedes der drei (über die Fallhöhe eingestellten) Energieinkremente, sowie die daraus resultierende Impactenergie.

Tabelle 6.3: Inkremente der Fallhöhe, mit resultierenden durchschnittlichen Aufprallgeschwindigkeiten und Impactenergien [151]

Inkrement	Virtuelle Fallhöhe (m)	Aufprallgeschwindigkeit (m/s)	Kinetische Impactenergie (J)	Gültige Proben
I	2	$5,7 \pm 0,1$	$4,0 \pm 0,2$	55
II	6	$9,4 \pm 0,1$	$11,0 \pm 0,3$	47
III	10	$11,9 \pm 0,1$	$17,7 \pm 0,3$	8

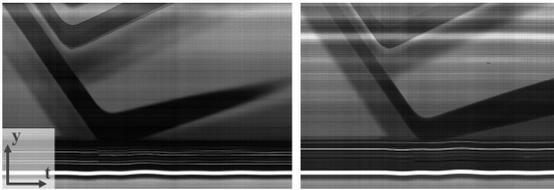


Abbildung 6.40: Beispielhafte Kugeltrajektorien mit horizontaler Bewegung nach dem Impact [151]

Es sei anzumerken, dass die Zahl der ausgewerteten Proben beim höchsten Energieinkrement sehr gering ist. Bei hohen Impactenergiewerten kam es häufig zu einem schiefen Abprallen der Impactkugel von der Probenoberfläche, wodurch eine Bestimmung der Geschwindigkeiten über die Trajektorie in den Bilddaten nicht mehr zuverlässig möglich war (vgl. Abbildung 6.40). Weder die Auswertung des Impactereignisses, noch die Auswertung der Geraden an den Rändern der Trajektorie war hier möglich, weswegen die Proben für ungültig befunden wurden.

Die Form der Impact-Ausbeulung in den Proben war im Wesentlichen rund. Bei höheren Impactenergien (Inkrement II und III) waren teilweise rautenförmige Eindrücke erkennbar, mit Knicken in der Deckschicht, die in Faserrichtung von der Impactstelle zu den Probenrändern verlaufen. Abbildung 6.41 zeigt entsprechende Beispiele für oc-Proben, Abbildung 6.42 für

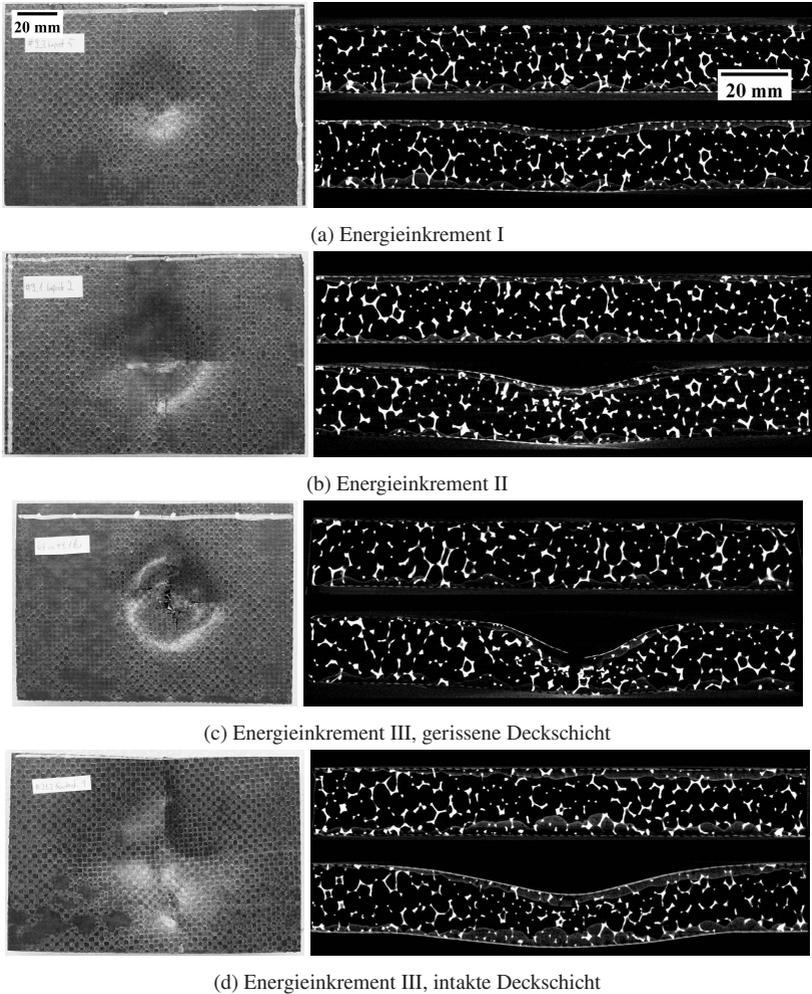


Abbildung 6.41: Probenverformung nach Impactversuch, oc-Konfigurationen, abhängig vom Energieinkrement [151]

cc-Proben. Es sei anzumerken, dass auch bei Energieinkrement III nicht alle Proben das beschriebene Rautenmuster zeigen. Speziell bei Proben, deren Deckschicht in der Mitte der Impactstelle sichtbar versagt (vgl. Abbildung

6.41c), ist die Ausbeulung eher rund. Bei erkennbar intakter Deckschicht tritt dagegen speziell bei oc-Proben verstärkt das Rautenmuster mit Knick in Faserrichtung auf.

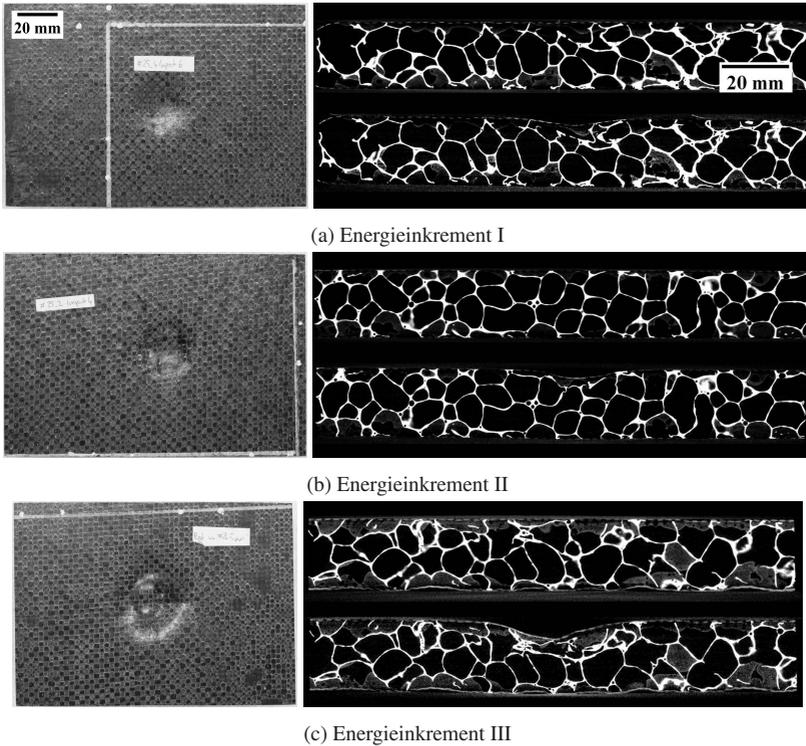


Abbildung 6.42: Probenverformung nach Impactversuch, cc-Konfigurationen, abhängig vom Energieinkrement

Abbildung 6.43 zeigt für alle geprüften Proben jeweils die absorbierte Energie $W_{\text{absorbiert}}$, die mittels dem in Abbildung 4.19 dargestellten Verfahren ermittelt wurde, über der kinetischen Impactenergie W_{kin} . Deutlich erkennbar sind die drei Energieinkremente. Es wird ein proportionaler Zusammenhang vermutet: unabhängig von der Sandwichkonfiguration beträgt die absorbierte Energie im Durchschnitt $84,6 \pm 7,1 \%$ der kinetischen Impactenergie

gie. Diese Vermutung beinhaltet die Abwesenheit von anderen Einflüssen auf die absorbierte Energie, inklusive der effektiven Dichte des Sandwichs, der Deckschicht- oder Kernstrukturen.

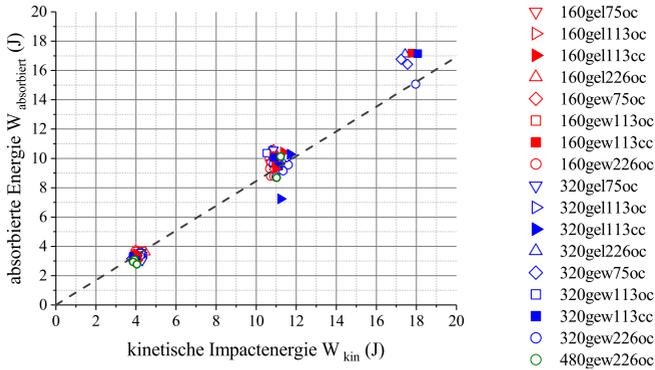


Abbildung 6.43: Absorbierte Energie im Impactversuch über der kinetischen Energie, mit proportionalem Zusammenhang [151]

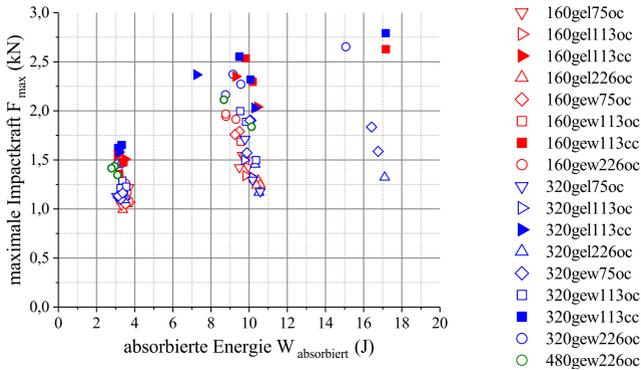


Abbildung 6.44: Maximale Kraft im Impactversuch über absorbiertener Energie [151]

Trägt man die maximale Kraft während des Impactversuchs F_{max} über der absorbierten Energie $W_{absorbiert}$ auf, wie in Abbildung 6.44 dargestellt, ist eine Spreizung der maximalen Kräfte erkennbar. Eine Gruppierbarkeit

der Proben nach der enthaltenen Kernstruktur fällt auf: Proben mit cc-Kern (ausgefüllte Symbole) weisen tendenziell höhere Impactkräfte bei gleicher absorbierter Energiemenge auf als Proben mit oc-Kern (leere Symbole). Für alle geprüften Proben steigt die Maximalkraft mit dem Energieinkrement an, wobei der Anstieg für Proben mit cc-Kern stärker ausfällt als für Proben mit oc-Kern.

Einen zusätzlichen Zusammenhang, der auch bei den quasistatischen Versuchen beobachtet wurde, zeigt Abbildung 6.45, die F_{max} über der effektiven Dichte darstellt. Die Inkremente der Impactenergie sind hier durch farbliche Hinterlegung gekennzeichnet. Unabhängig vom Energieinkrement ist sichtbar, dass die Maximalkraft im Impactversuch mit zunehmender Dichte ansteigt. In den quasistatischen Versuchen konnte diese Variation zum Beispiel mit der Steifigkeit und Festigkeit in Verbindung gebracht werden.

Die bei der Probenherstellung aufgebrachte PUR-Menge scheint ebenfalls einen leichten Einfluss auf F_{max} zu haben. Proben mit geringer PUR-Menge (auf dem Kopf stehende Dreieck-Symbole, sowie Rauten) zeigen tendenziell geringere Maximalkräfte als Proben mit Standard- (Quadrate, nach rechts zeigende Dreiecke) und hoher PUR-Menge (Kreise, nach oben zeigende Dreiecke). Jedoch überlagert dieser Effekt den der Kerndichte in die gleiche Richtung, und ist daher nicht eindeutig bezifferbar.

Die Maximalkräfte in den Compression-After-Impact-Versuchen (CAI), die im Anschluss an die Impactversuche durchgeführt wurden, sind in Abbildung 6.46 über der absorbierten Energie im Impactversuch aufgetragen. Auch hier zeigt sich eine Spreizung der Maximalkräfte, und eine Gruppierung nach der Kernstruktur ist ebenfalls zu erkennen. Deutlich zu erkennen ist hier auch der Einfluss der PUR-Menge: Verglichen mit ansonsten gleichen Sandwichkonfigurationen (d.h. z.B. gleiche Kernstruktur) zeigen Proben mit hoher (grüne Symbole) PUR-Menge hohe Restkräfte, gefolgt von Proben mit Standard-PUR-Menge (blaue Symbole). Die geringsten Restkräfte werden von Proben mit geringer PUR-Menge (rote Symbole) erzielt. Dies deutet auf

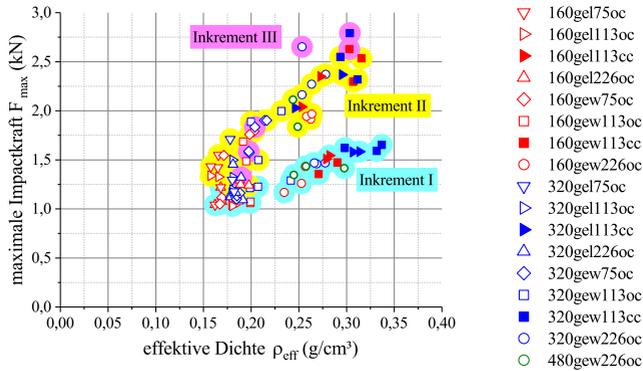


Abbildung 6.45: Maximale Kraft im Impactversuch über effektiver Sandwichdichte; unterteilt nach Impact-Energieinkrement [151]

eine Stützwirkung des PUR-Schaums auf die geschädigte Probe hin, welche die Dichteeffekte der Kernstruktur überlagert.

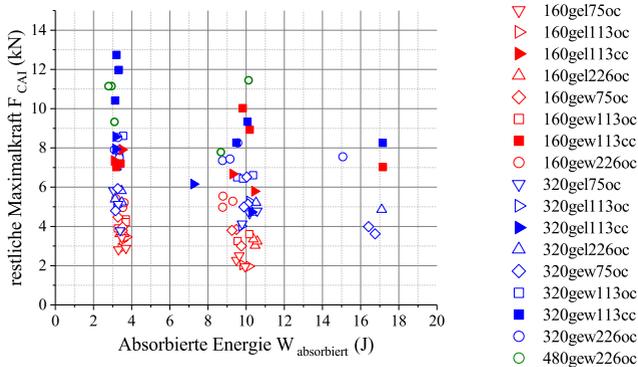


Abbildung 6.46: Maximale Restkraft im CAI-Versuch über absorbiertener Energie [151]

Deutlich wird dies in Abbildung 6.47, in der die CAI-Maximalkräfte über der effektiven Dichte aufgetragen sind. Erwartungsgemäß sind die Restkräfte bei gering vorgeschädigten Proben (Energieinkrement I) größer als bei größeren Vorschäden (Energieinkrement II und III), jedoch ist der Einfluss der

Dichte deutlich erkennbar. Ähnlich wie in Abbildung 6.45 sind die Dichteviationen auf die Kernstruktur zurückzuführen, und in geringerem Ausmaß ebenfalls auf die PUR-Menge.

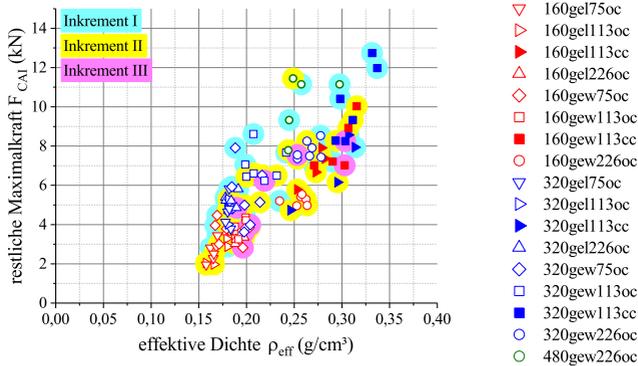


Abbildung 6.47: Maximale Restkraft im CAI-Versuch über effektiver Sandwichdichte; unterteilt nach Impact-Energieinkrement [151]

Trägt man die Maximalkräfte im CAI-Versuch über den Maximalkräften im Impactversuch auf, wie in Abbildung 6.48, fällt ein Zusammenhang ins Auge, der zunächst nicht naheliegend scheint: Innerhalb jedes Energieinkrements scheint die Restfestigkeit mit der maximalen Impactkraft anzusteigen. Dies ist jedoch nur scheinbar ein Widerspruch, denn die maximale Impactkraft F_{max} ist nur eingeschränkt ein Indikator für die Vorschädigung. Alle Proben innerhalb eines jeden Energieinkrements haben näherungsweise die selbe Impactenergie aufgenommen, vgl. Abbildung 6.43. Vergleicht man die Energieinkremente miteinander, wird deutlich, dass eine höhere Impactenergie durchaus eine tendenziell niedrigere Restfestigkeit bewirkt.

Abbildung 6.49 verdeutlicht diesen Zusammenhang, indem die Maximalkraft im Impactversuch über der Indentationstiefe an der Probenoberseite aufgetragen wird. Innerhalb jedes Energieinkrements bedeutet eine höhere Maximalkraft gleichzeitig eine geringere Indentationstiefe, was wiederum eine geringere Vorschädigung und (vgl. Abbildung 6.48) eine höhere Rest-

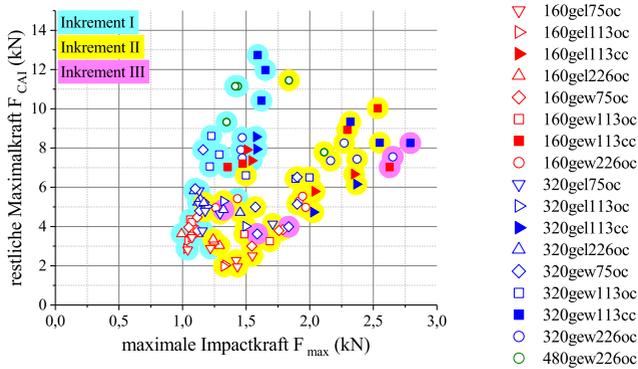


Abbildung 6.48: Maximale Restkraft im CAI-Versuch über maximaler Restkraft im CAI-Versuch; unterteilt nach Impact-Energieinkrement [151]

festigkeit bedeutet. Ebenfalls augenscheinlich ist die Gruppierbarkeit nach der Kernstruktur: Proben mit cc-Kern zeigen geringere Indentationstiefen als Proben mit oc-Kern, welche relativ ausgeprägt plastisch verformen. Diese Beobachtung deutet sich auch in Abbildung 6.41 bzw. 6.42 an.

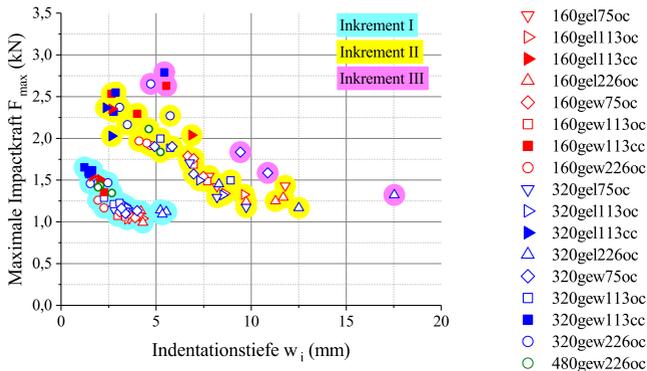


Abbildung 6.49: Maximale Kraft im Impactversuch über Indentationstiefe an der Probenoberseite; unterteilt nach Impact-Energieinkrement [151]

Darüber hinaus wird das unterschiedliche Verformungsverhalten der beiden Kernstrukturen auch in Abbildung 6.50 deutlich, in dem die rückseitige

Ausbeulung w_b über der Indentationstiefe auf der Probenoberseite w_i aufgetragen ist. Proben mit cc-Kern beulen auf der Rückseite nur schwach aus, Proben mit oc-Kern dagegen relativ stark. Auch hier sind Einflüsse des PUR sichtbar. Die Impactenergie beeinflusst das Verhältnis von w_i und w_b nicht erkennbar. Tendenziell sind lediglich höhere Werte (sowohl für w_i als auch w_b) für höhere Energieinkremente zu beobachten.

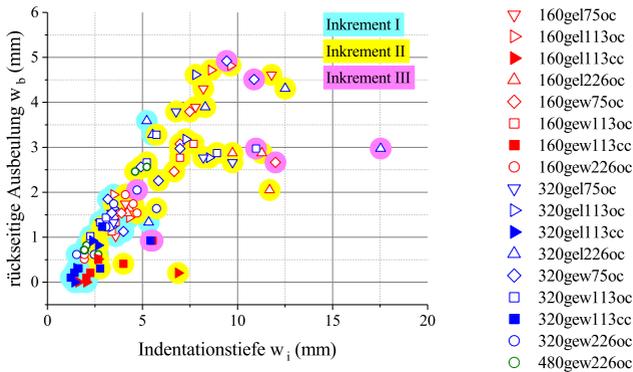


Abbildung 6.50: Ausbeulung an der Probenrückseite über Indentationstiefe an der Probenoberseite; unterteilt nach Impact-Energieinkrement [151]

Abbildung 6.51 liefert Hinweise über die Form der Indentation. Über der Indentationstiefe an der Probenoberseite ist die Breite des Impact-Eindrucks bei 50 % der Indentationstiefe aufgetragen. Im Diagramm sind breite, wenig tiefe Indentationen oben links zu finden, und eher schmale, tiefe Eindrücke unten rechts. Es ist erkennbar, dass mit höheren Energieinkrementen tiefere Eindrücke entstehen, was mit den Beobachtungen in Abbildung 6.50 sowie den CT-Bildern in Abbildung 6.41 und 6.42 einhergeht. Ebenfalls erkennbar ist, dass vor allem bei Proben mit oc-Kern auch Indentationen mit geringer Tiefe, beispielsweise im Energieinkrement I, breite Eindrücke hervorrufen können. Ein Zusammenhang zwischen Indentationsbreite und Indentationstiefe ist demnach nicht unmittelbar offensichtlich.

Für eine eingehende Diskussion der Impacteigenschaften siehe Abschnitt 7.3.2 bzw. 7.3.3.

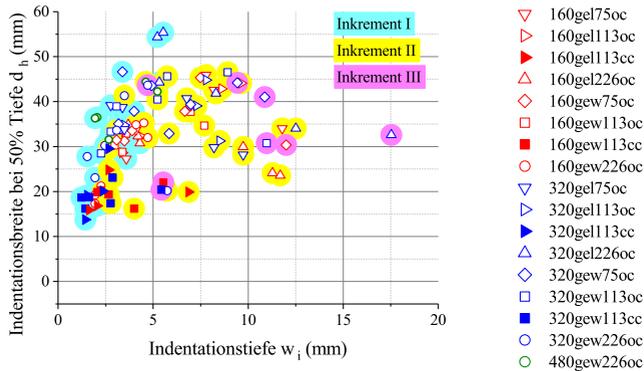


Abbildung 6.51: Indentationsbreite bei 50 % Tiefe über Indentationstiefe an der Probenoberseite; unterteilt nach Impact-Energieinkrement [151]

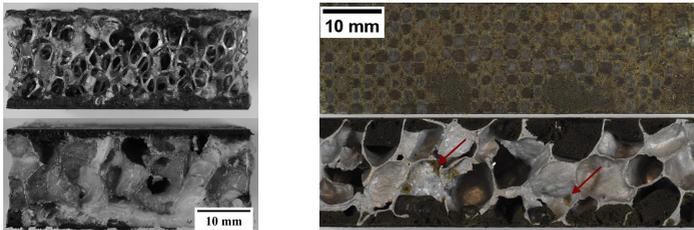
6.4 Einfluss von Korrosion auf die mechanischen Eigenschaften

Für die Untersuchung der Vorschädigung aufgrund von Korrosion wurden sowohl Festigkeit als auch Steifigkeit der Kopfzugproben berücksichtigt. Aufgrund der Verformungsmessung über die Maschinentraverse wird die Steifigkeit nur vergleichend verwendet und auf den jeweiligen Wert der jeweiligen Sandwichkonfiguration ohne Korrosionsbelastung normiert.

Die Proben wurden unterschiedlich lange einem Salzsprühnebel ausgesetzt, gereinigt und für den Kopfzugversuch präpariert (vgl. Abschnitt 4.2.3).

Die visuelle Inspektion nach der Exposition im Salzsprühnebel zeigt eine gallertartige, weiße Schicht auf allen Proben mit Aluminiumschaumkern (vmtl. $\text{Al}(\text{OH})_3$), siehe Abbildung 6.52a. Die Schicht ließ sich durch Reinigen in Wasser entfernen, wobei nach dem anschließenden Trocknen eine dünne, spröde, weiße Schicht auf dem Aluminium verblieb. Die wieder-

um anschließende Reinigung in verdünnter Salpetersäure entfernte die weiße Schicht, bewirkte jedoch eine gelbliche Verfärbung der Deckschicht (siehe Abbildung 6.52b) und eine leichte Schädigung der Kernstruktur (rote Pfeile).



(a) Proben unmittelbar nach der Korrosionsbehandlung

(b) cc-Probe nach chemischer Reinigung in Salpetersäure

Abbildung 6.52: Visuelle Inspektion der Proben nach Korrosionsbehandlung [154]

Tabelle 6.4 zeigt die Masse der Proben vor der Korrosionsbehandlung (m_0), unmittelbar nach der Korrosionsbehandlung bei 240 h Dauer (m_1), sowie nach der Reinigungsprozedur (m_2). Es zeigt sich keine Tendenz einer Massenabnahme durch Korrosion, teilweise wird hingegen ein Massenzuwachs beobachtet, der durch verbleibende Korrosionsprodukte erklärbar ist. Im Falle der Proben mit bc-Kern wurde für jede Zeitstufe der Korrosion eine Messung vorgenommen. Da jedoch nicht sichergestellt werden konnte, dass bei erneutem Einlegen in die Korrosionskammer der Korrosionsprozess durch die Reinigung nicht beeinflusst wird, wurden die Proben nicht weiter korrodiert. Pro Zeitstufe liegt somit nur ein Messwert vor.

Da vermutet wird, dass Korrosionsprodukte hier keine lasttragende Eigenschaft haben und entsprechend keinen Einfluss auf Steifigkeit oder Festigkeit, wurde mittels CT-Untersuchungen versucht, eine eventuelle Erosion des Sandwichkerns zu quantifizieren (vgl. Abschnitt 4.1.2). Diese Messung wurde für alle geprüften bc-Proben durchgeführt. Ausnahmslos bei allen Proben wurde eine konstante Dichte über alle Stadien ermittelt: Vor der Korrosionsbehandlung, nach der Reinigung unter Wasser, sowie nach einer weiteren Reinigung im Ultraschallbad. Die Schwankung der Dichteänderung lag aus-

Tabelle 6.4: Masse der Korrosionsproben zu verschiedenen Stadien [154]

Kerntyp	Probe	m_0 (g)	m_1 (g)	m_2 (g)
oc	1	8,29	8,32	8,32
	2	9,66	9,68	9,70
	3	8,66	8,69	8,70
cc	1	11,95	12,00	12,05
	2	11,54	11,61	11,99
	3	12,03	12,11	12,34
bc	(48 h)	12,49	12,57	- ⁴
	(96 h)	12,54	12,64	- ⁴
	(240 h)	12,23	12,49	- ⁴

nahmslos im Bereich von 1 % (ohne Tendenz in eine Richtung). Die Existenz des Korrosionsprodukts als weiße Schicht auf der Kernstruktur war äußerlich optisch erkennbar, jedoch ist offensichtlich der röntgenographische Kontrast zum Aluminium für eine Unterscheidbarkeit zu gering. Als Ergebnis der CT-Untersuchung der Korrosionsproben kann jedoch die Aussage getroffen werden, dass die Korrosion keine volumetrische Änderung am Aluminiumschaum bewirkt.

Abbildung 6.53 zeigt repräsentative Kraft-Weg-Kurvenverläufe des Kopfzugversuchs, jeweils für verschiedene Stadien der Korrosion: schwarz vor der Korrosionsbehandlung, rot nach 48 Stunden Exposition im Salznebel, blau nach 96 Stunden und grün nach 240 Stunden. In Abbildung 6.53a dargestellt sind die Ergebnisse für Proben mit offenzelligem Kern, in Abbildung 6.53b für Proben mit geschlossenzelligem Kern, und in Abbildung 6.53c für Proben mit Nomexwabenkern. Sofort ersichtlich sind die unterschied-

⁴ Probenreinigung zwecks anschließender mechanischer Prüfung nur unter fließendem Wasser.

lichen Kurvenformen und Kraftniveaus: Die Zugfestigkeit der Proben mit cc-Kern übersteigt (zumindest ohne Korrosionsbelastung) jene der Proben mit Nomexwaben-Kern, welche wiederum höher liegt als die der Proben mit oc-Kern. Die Proben mit Nomexwaben-Kern sowie alle cc-Proben bis auf jene nach 240 h Korrosionsdauer zeigen einen plötzlichen Kraftabfall, die oc-Proben sowie die cc-Probe nach 240 h Korrosionsdauer nicht. Die Nomexwaben-Proben zeigen auch nach 240 h Korrosion keine nennenswerte Änderung im Kurvenverlauf und der Zugfestigkeit.

Es sei anzumerken, dass für die bc-Proben kein repräsentativer Kurvenverlauf darstellbar ist. Die maximalen Kräfte schwanken auch innerhalb jeder Korrosionsstufe stark. Der Kurvenverlauf entspricht qualitativ jenem der cc-Proben, wobei vereinzelt auch "weiche" Verläufe entsprechend der oc-Proben auftreten.

Die Auswirkung der Korrosionsdauer auf die Steifigkeit und Festigkeit ist für alle oc- und cc-Proben gemittelt in Abbildung 6.54 dargestellt. Die normierte Steifigkeit (Abbildung 6.54a) sowie die Festigkeit (Abbildung 6.54b) für die Proben mit offenzelligem ist in blau dargestellt, die Steifigkeit (Abbildung 6.54c) sowie die Festigkeit (Abbildung 6.54d) der Proben mit geschlossenzelligem Kern in rot, sowie die Steifigkeit (Abbildung 6.54e) sowie die Festigkeit (Abbildung 6.54f) der Proben mit sandgestrahltem Kern in gelb. Für die Sandwichkonfigurationen mit oc- und cc-Kern ist eine Abnahme der Zugfestigkeit zu erkennen. Die Steifigkeit nimmt ebenfalls bei beiden Konfigurationen ab, wobei die Proben mit offenzelligem Kern nach 48 Stunden noch keinen Steifigkeitsverlust zeigen. Bei den bc-Proben ist in keinem Fall eine Tendenz zu erkennen, die Streuung ist verglichen mit den beiden anderen Konfigurationen hoch.

Erwähnenswert ist zudem der Versagensmechanismus. Alle oc-Proben versagen im Kern, und alle bc-Proben versagen im Interface zwischen Deckschicht und Kern, jeweils unabhängig von der Korrosionsdauer. Bei den cc-Proben findet jedoch ein Wechsel des Versagensmechanismus statt. 80 % der unkorrodierten Proben versagen im Interface zwischen Deckschicht und

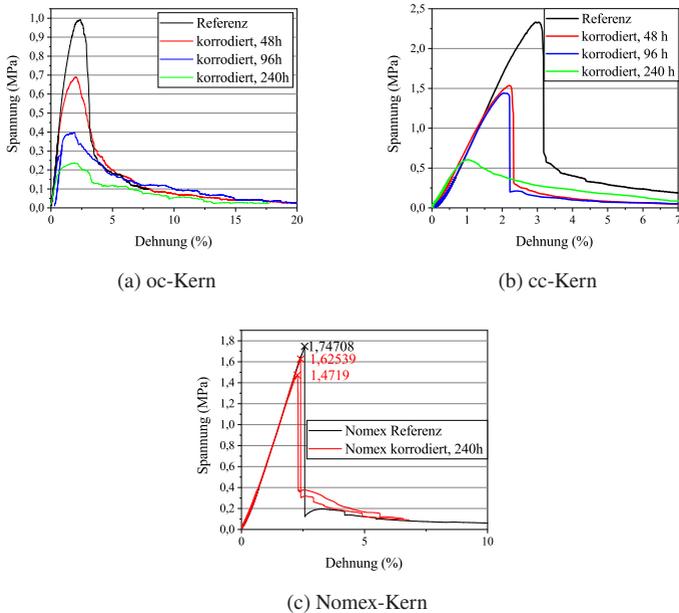
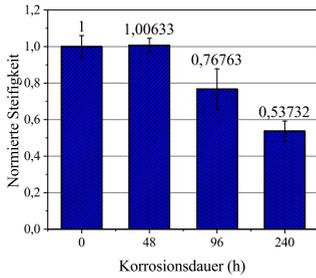
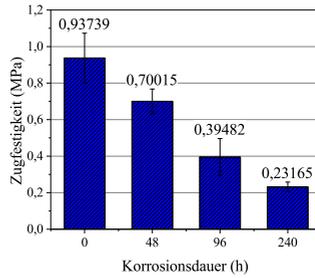


Abbildung 6.53: Beispielhafte Kraft-Weg-Kurven aus dem Kopfzugversuch für verschiedene Stadien der Korrosion [154]

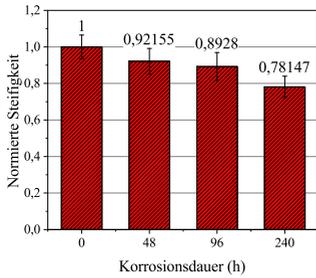
Kern, die übrigen Proben im Kern selber. Nach 48 bzw. 96 Stunden versagen jeweils nur noch 60 % aller Proben im Interface. Nach 240 h Korrosionsdauer ist der Versagensmechanismus ausschließlich Kernversagen. Deutlich zeigt sich dies in der Form der Kraft-Weg-Kurve, wie Abbildung 6.55 beispielhaft zeigt. Bei Interface-Versagen (rot, Probe in Abbildung 6.55b) entsteht ein plötzlicher Kraftabfall, während bei Kernversagen (schwarz, Probe in Abbildung 6.55c) ein eher weicher Kraftabfall auftritt. Letzteres stimmt mit den Messkurven der Proben mit oc-Kern überein, die ebenfalls im Kern versagen.



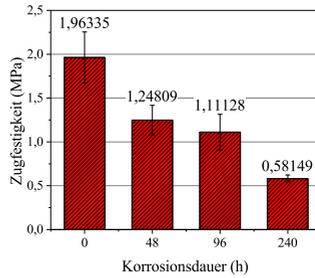
(a) normierte Steifigkeit oc-Kern



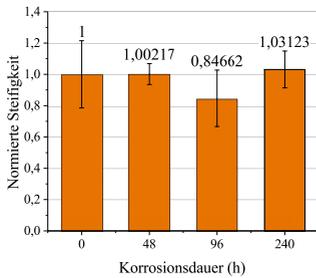
(b) Zugfestigkeit oc-Kern



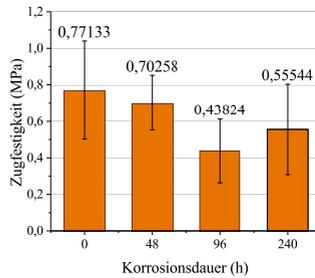
(c) normierte Steifigkeit cc-Kern



(d) Zugfestigkeit cc-Kern

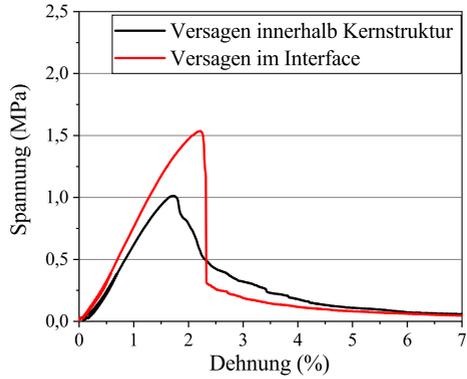


(e) normierte Steifigkeit bc-Kern



(f) Zugfestigkeit bc-Kern

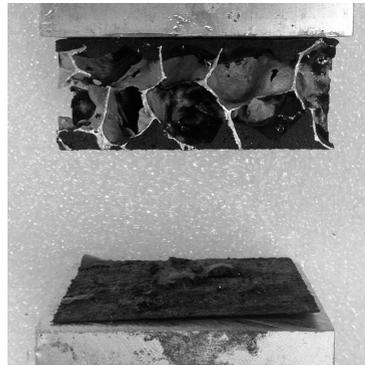
Abbildung 6.54: Resultierende Steifigkeit und Zugfestigkeit von Kopfzugproben mit oc-, cc bzw. bc-Kern für verschiedene Korrosionsstadien [154]



(a) Kraft-Weg-Kurve [154]



(b) Probe mit Kernversagen [Ili17]



(c) Probe mit Interface-Versagen

Abbildung 6.55: Kraft-Weg-Kurve für cc-Proben im Kopfzugversuch nach Korrosion, unterschieden nach Versagensmechanismen

7 Diskussion

7.1 Bewertung der Charakterisierungsmethoden

7.1.1 Optische Messverfahren

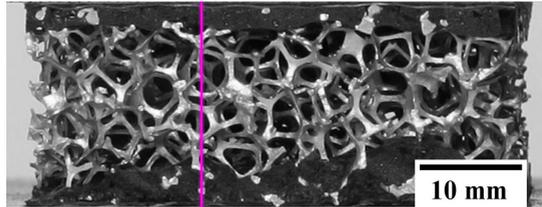
Im Rahmen der Untersuchungen wurden außer kommerziellen, automatischen optischen Messsystemen wie Aramis (GOM) auch Verfahren eingesetzt, die einen maßgeblichen händischen Anteil aufweisen. Um auszuschließen, dass diese manuellen Messverfahren Nachteile in Bezug auf die Reproduzierbarkeit oder die Fehleranfälligkeit verursachen, werden sie im Folgenden diskutiert.

Messung der PUR-Einschäumtiefe Die Messung der PUR-Einschäumtiefe wurde optisch durch Fotografieren der Schnittkanten von Sandwichproben ermittelt. Im Unterschied zur Arbeit von Dietrich [41] erfolgte die Bildauswertung manuell. Dietrich verwendete eine Grauwertkorrelation, um den schwarz gefärbten PUR-Schaum von der hellen Wabenstruktur und dem ebenfalls hellen Hintergrund zu unterscheiden. Sowohl die hellen Bereiche als auch der dunkle PUR-Schaum bildeten im Grauwertverlauf Plateaus, die mittels Schwellenwert unterschieden wurden. Die Wabenstruktur des Kerns zeichnete sich im PUR-Schaum lediglich durch dünne Wabenstege ab, die keinen nennenswerten Einfluss auf den mittleren Grauwert hatten.

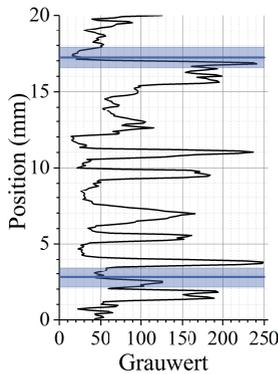
Im Falle der hier untersuchten Sandwichproben mit Aluminiumschaumkern ist der Hintergrund ebenfalls hell, und der PUR-Schaum ebenfalls schwarz gefärbt. Jedoch ist die Kernstruktur in ihren Grauwerten inhomogen.

gen, und enthält einen breiten Grauwertbereich, der die Grenzen aus hellem Hintergrund und dunklem PUR sogar übertrifft. Zudem ist der PUR-Schaum von umschäumten Aluminiumligamenten durchsetzt, die sich an der Schnittkante hell abzeichnen und somit ebenfalls die Grauwertanalyse erschweren. Die PUR-Struktur ist zwar für das menschliche Auge eindeutig identifizierbar, und konnte per manuell platziertem Polygonzug zuverlässig umschlossen werden (Abbildung 4.1 zeigt beispielhaft die beschriebene Auswertung). Eine automatische Auswertung per Grauwertanalyse ist jedoch nicht möglich. Abbildung 7.1 zeigt links die gleiche Probe, die auch in Abbildung 4.1 dargestellt ist. Magenta eingezeichnet ist beispielhaft eine Vertikale, deren Grauwertverlauf in Abbildung 7.1b aufgetragen ist. Deutlich erkennbar ist der sprunghafte Verlauf zwischen niedrigen (dunkel) und hohen Grauwerten (hell), bei dem ohne offensichtliche Zuordnung zum PUR sämtliche Grauwerte zwischen 0 (Minimum, schwarz) und 255 (Maximum, weiß) abgedeckt sind. In blau ist die durchschnittliche Einschäumtiefe der gewählten Sandwichkonfiguration inklusive Streubereich eingezeichnet. Die obere Grenze des PUR (Position ca. 17,2 mm) ist zwar scheinbar gut erkennbar. Bei der unteren PUR-Grenze (Position ca. 2,8 mm) ist jedoch ein hoher Grauwert (d.h. heller Bereich) im PUR erkennbar, welcher durch einen Vergleich mit Abbildung 7.1a durch ein sichtbares Aluminiumligament in der eingeschäumten Struktur erklärt werden kann. Diese eingeschäumten Aluminiumligamente sind häufig sichtbar und unregelmäßig über die Schnittkante verteilt. Eine eindeutige, automatisierte Bestimmung der PUR-Einschäumtiefe ist demnach anhand einzelner Schnitte nicht sinnvoll. Gemittelt über die gesamte Probenbreite entsteht der Grauwertverlauf in Abbildung 7.1c, der aufgrund der Mittlung zwar keine großen Schwankungen enthält, aber gleichzeitig auch keine ausgeprägte Grenze zwischen PUR und Kernstruktur erkennen lässt. Im blau eingezeichneten Bereich der (manuell ermittelten) durchschnittlichen Einschäumtiefe ist kein charakteristischer Grauwert und auch keine charakteristische Form des Grauwertverlaufs er-

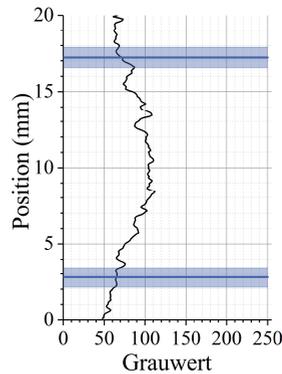
kennbar, sodass auch durch gemittelte Grauwertanalysen keine Zuordnung der PUR-Einschäumtiefe möglich ist.



(a) Ausgewertete Probe mit Vertikaler für Linienauswertung



(b) Linienauswertung



(c) Flächenauswertung

Abbildung 7.1: Beispielhafte Grauwertanalyse zur Bestimmung der PUR-Einschäumtiefe

Die Genauigkeit des stattdessen verwendeten, manuell gezogenen Polygons zur Eingrenzung des mit PUR eingeschäumten Gebiets ist dennoch gegeben. Die optische Auflösung von ca. 12 Pixel pro Millimeter ist ausreichend robust gegenüber versehentlicher Pixelverschiebung. Die Ecken des Polygonzugs wurden im Abstand von unter einem Millimeter gesetzt, wodurch auch große Sprünge der Einschäumtiefe abgebildet werden konnten. Durch Berücksichtigung der äußeren Probenoberfläche konnte auch eine eventuelle Schiefelage der einzelnen Proben ausgeglichen werden, die andernfalls eine große Fehlerquelle dargestellt hätten.

Die Ergebnisse der Messungen nach dem Archimedischen Prinzip (vgl. Abschnitt 6.1.4, Abbildung 6.7c) decken sich mit den optischen Messergebnissen der Einschäumtiefe (vgl. Abschnitt 6.1.1, Abbildung 6.1c), was für die Eignung des optischen Messverfahrens spricht.

Messung der Deckschichtdicke Ebenso wie die PUR-Einschäumtiefe wurde die Deckschichtdicke mittels Polygonzug ermittelt. Grundlage für die Messungen sind computertomographisch aufgenommene Querschnitte aus Zugproben. Abbildung 7.2a zeigt beispielhaft eine solche Probe mit zweilagigem Gewebe (d.h. insgesamt 320 g/m^2) und verbleibenden Ligamenten eines oc-Kerns. Das Gewebe zeichnet sich durch erkennbare Faserstränge senkrecht zur Bildebene aus, die mit Fasersträngen in Bildebene verwoben sind. In diesen CT-Aufnahmen ist der Grauwert der Kohlenstofffasern jenem des umgebenden PUR-Schaums zu ähnlich, um anhand des Grauwerts eine Unterscheidung treffen zu können. Abbildung 7.2b zeigt eine Segmentierung, bei der alle erfassten Bereiche rot markiert sind. Zwar können Aluminiumligamente des Kerns (graue Objekte) zuverlässig ausgeschlossen werden, jedoch werden Teile der PUR-Schaumstruktur immer mit erfasst. Der Schwellenwert der Segmentierung ist hierbei so niedrig gewählt, dass bereits Teile der Faserstruktur ausgeschlossen werden (schwarze Abschnitte im Faserverlauf). Der geringe Kontrast zwischen Polymermatrix und Kohlenstofffasern ist ein bekanntes Problem, viele Faseridentifikationsalgorithmen sind z.B. auf Glasfasern angewandt zuverlässiger (vgl. Pinter et al. [48]).

Eine automatisierte Erkennung anhand der Faserstruktur, die sich durch die Form von der Porenstruktur des PUR unterscheidet, wäre sehr aufwendig. Da die Fasern biaxial in $0/90^\circ$ -Richtung vorliegen, existiert keine Bildebene senkrecht zur Deckschicht (die für die Dickenmessung zweckmäßig ist), in der alle Fasern in Bildebene liegen. Stattdessen sind Fasern im Extremfall nur als Punkte zu erkennen, wenn sie orthogonal aus der Bildebene ragen, und somit nicht anhand ihrer Form von PUR-Poren unterscheidbar. Dieses Problem ist eventuell durch eine sehr hohe Auflösung behebbar. Sisodia et al.

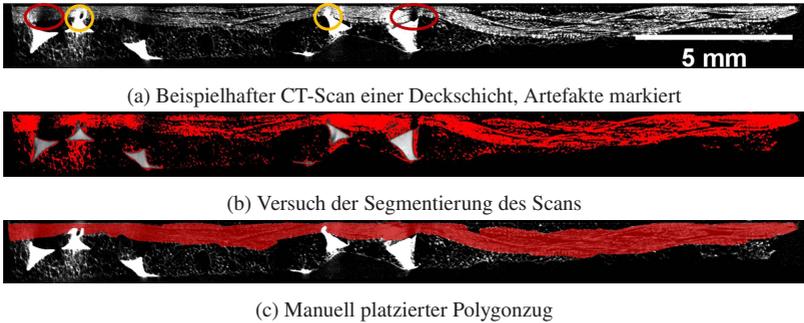


Abbildung 7.2: Beispielhafte Dickenmessung einer Deckschicht

untersuchen für die Porendetektion an CFK-Teilen, die mittels RTM-Prozess hergestellt wurden, Proben mit quadratischer Querschnittsfläche von 4 mm Kantenlänge [47]. Würden die in dieser Arbeit verwendeten Deckschichtproben in ähnlich schmale Streifen getrennt, entstünden aufgrund der relativ groben Webstruktur keine repräsentativen Probenvolumina. Selbst wenn das Faserpaket auf diese Weise automatisch zuverlässig identifiziert werden würde, wäre dies kein Gewinn an Genauigkeit.

Durch ihre zusammenhängende Struktur als Faserpaket sind die Deckschichtfasern jedoch für das menschliche Auge sehr gut identifizierbar. Die manuelle Eingrenzung per Polygonzug bietet sich also an. Das menschliche Auge kann zudem Artefakte, die am Rand von Aluminiumligamenten in die Faserstruktur hineinragen, als solche erkennen, und somit die Verfälschung des Polygonzugs minimieren. Beispielhaft sind in Abbildung 7.2a Bereiche des Faserstrangs, die durch Aluminiumligamente schattiert (rote Kreise) bzw. überblendet werden (gelbe Kreise) gekennzeichnet. Der manuell platzierte Polygonzug, der in Abbildung 7.2c beispielhaft in rot gezeigt ist, gleicht diese Artefakte aus. Mit einer Auflösung von ca. 62 Pixel pro Millimetern sind die Konsequenzen leichter Pixelverschiebungen vernachlässigbar gering. Zusammenfassend übertrifft die resultierende Genauigkeit der

Auswertung jene automatischer Verfahren, wenngleich der Aufwand weit-
aus größer ist.

Beurteilung der Infiltrationsgüte der Deckschicht Die Infiltration der Deckschichtfasern ist elementar für die mechanischen Eigenschaften des Sandwichs. Der Herstellprozess der untersuchten Sandwichverbunde ist äußerlich drucklos, weswegen die vormals trockenen Deckschichtfasern rein durch Kapillarkräfte und den durch das Aufschäumen entstehenden Druck infiltriert werden. Die Untersuchung der Infiltrationsgüte ist also naheliegend, zumal bei einigen Proben aus dem Randbereich von Sandwichplatten offenbar trockene Faserbündel ertastbar waren. Aufgrund der geschäumten Matrix konnte die Infiltration jedoch nicht mit verbreiteten Messmethoden durchgeführt werden, beispielsweise durch Ultraschallmessungen.

In den Schlißbildern unter dem Auflichtmikroskop der eingebetteten Deckschichtproben waren beispielsweise die Poren der PUR-Matrix nicht von der Kugelstruktur der Einbettmasse unterscheidbar. Ein nachträgliches Auffüllen von Poren (und somit auch von trockenen Stellen im Faserpaket) während des Einbettvorgangs kann also durch die Auflichtaufnahmen nicht ausgeschlossen werden. Die Aufnahmen derselben Proben unter dem REM legen jedoch nahe, dass keine Poren nachträglich gefüllt wurden. Zur Beurteilung der Infiltrationsgüte wurden daher die REM-Aufnahmen der eingebetteten Proben herangezogen. Der Präparationsaufwand ist relativ hoch und übersteigt jenen für die Aufnahmen unter dem Auflichtmikroskop. Die Zahl der untersuchten Proben musste daher auf einige Stichproben beschränkt werden. Der Nachteil des (durch die Vergrößerungsstufe bedingten) kleinen Bildausschnitts wurde dadurch ausgeglichen, dass beide Deckschichtkanten jeder eingebetteten Probe jeweils komplett in Ausschnitten aufgenommen wurden, und daraus manuell ein sehr hoch aufgelöstes Gesamtbild erstellt wurde (siehe Abbildung 6.4).

Untersuchung der Porenstruktur der Sandwichkerne Für das Ermitteln der Porengröße wurden bei vier Kernstrukturen drei verschiedene Messverfahren angewandt, was im Sinne der Vergleichbarkeit zunächst wenig zweckdienlich erscheint. Tatsächlich ist dieses Vorgehen jedoch aufgrund der unterschiedlichen Strukturen notwendig.

Für die geschlossenzelligen Schaumstrukturen (bc und cc) wurde das Linienschnittverfahren eingesetzt. Andere, zum Teil automatisierte Verfahren zur Bestimmung der Zellgröße wurden nicht gewählt, da für die eigentliche Verwendung des Messwerts in der kritischen Kraft für Dimpling nicht die Zellgröße, sondern der durchschnittliche Abstand der Zellwände relevant ist. Für sphärische Zellen sind die beiden Werte identisch, die Zellgröße entspricht dem durchschnittlichen Zelldurchmesser. Abweichungen von einer sphärischen Form werden auch vom Linienschnittverfahren nicht berücksichtigt. Jedoch verfälschen hier die angeschnittenen Zellen an der Schaumoberfläche den Messwert nicht, da die Auswertung anhand zweidimensionaler Bilder erfolgt. Der resultierende Durchschnittswert entspricht daher dem geforderten durchschnittlichen Zellwandabstand, und kann direkt übernommen werden. Die scheinbar große Standardabweichung (vgl. Abschnitt 6.1.5, Tabelle 6.1) ist in der Abweichung der realen Zellform von einer idealen Kugel begründet.

Für die offenzellige Schaumstruktur (oc) ist das Linienschnittverfahren nicht zweckmäßig, da keine Zellwände existieren, die geschnitten und somit gezählt werden könnten. In der Literatur konnte bislang kein Verfahren gefunden werden, welches die kritische Kraft für Dimpling im Falle einer offenzelligen Kernstruktur beschreibt. Es erschien nicht zweckmäßig, den durchschnittlichen Abstand der Zellstege heranzuziehen. Vielmehr wurden virtuelle Poren vermessen, die entstehen, wenn die realen Zellstege mit infinitesimal dünnen Wänden verbunden wären. Dies entspricht der durchschnittlichen Porengröße des inversen Schaums, der entstünde, würden im realen Schaum Material und Luft vertauscht. Zur Messung dieser Größe wurde die kommerzielle Software MAVI [126] verwendet, ausgehend von

CT-Scans, die über die volumetrische relative Dichte segmentiert wurden (vgl. Abschnitt 4.1.2). Der resultierende Messwert entspricht der durchschnittlichen Porengröße, jedoch nicht dem geforderten durchschnittlichen Zellwandabstand. Geht man von zufällig verteilten Poren aus, entspricht der durchschnittliche Abstand der (virtuellen) Zellwände an der Oberfläche der durchschnittlichen Sekantenlänge der Poren. Die durchschnittliche Sekantenlänge eines Kreises entspricht $\frac{\pi}{4}$ seines Durchmessers. Zur Übertragung des durchschnittlichen Durchmessers der dreidimensionalen, sphärischen Poren in die zweidimensionale Schnittfläche ist demnach genau dieser Faktor nötig, um den durchschnittlichen Abstand der Zellwände zu erhalten.

Für die Schaumstruktur mit großen Zellen (bigcc) wurde der Wert der Zellgröße aus den Datenblatt übernommen. Aufgrund der geringen verfügbaren Probenzahl wurde dieser Kerntyp ohnehin nicht bezüglich der Failure Modes im Biegeversuch untersucht, womit der Wert des Zellwandabstands in der Modellierung nicht benötigt wird. Die große Streubreite der statt Messwert aufgeführten Herstellerangabe hat also keinen negativen Einfluss.

Die drei verwendeten Messverfahren sind also keine zusätzliche Fehlerquelle, sondern, bedingt durch die unterschiedliche Struktur der untersuchten Sandwichkerne nötig.

Ermittlung der Impactkräfte aus optischer Verfolgung des Fallkörpers Im Impactversuch wurden die auftretenden Kräfte optisch durch das Verfolgen der Impacterkugel ermittelt. Die generelle Eignung des Verfahrens beweist die Arbeit von Dietrich et al. [91], in der ein vergleichbarer Versuchsaufbau verwendet wird. Die Verfolgung der Kugelbewegung erfolgt ebenfalls über eine Trajektorie, die durch das Hintereinanderreihen einer vertikalen Pixelspalte entsteht (vgl. Abschnitt 4.2.2). Dietrich et al. ermitteln die Kugelposition jedoch mit einer Matlab-Routine, die den Kugelmittelpunkt ausgehend von der oberen und unteren Kante der Trajektorie ermittelt. Im Gegensatz dazu wird hier nach Prüfung der Parallelität der beiden Kanten jedoch nur die obere Kante ausgewertet. Hierdurch müssen zwar Datensät-

ze verworfen werden, bei denen die Kugel schief zurückprallt (erkennbar durch eine Trajektorie mit inkonstanter Breite, vgl. Abschnitt 6.3.2, Abbildung 6.40), weil der Winkel der Rückprallbewegung und damit die aus den Bilddaten errechnete Kraft verfälscht wäre. Jedoch wird auf diese Weise vermieden, dass beim Eintauchen der Kugel während des Impactvorgangs Fehler beim Tracken des Kugelmittelpunkts entstehen. Um auch beim Eintauchen beide Kanten der Trajektorie erkennen zu können, mussten Dietrich et al. die Kugel in einem ihrer Randbereiche verfolgen. Im Randbereich ist die Oberfläche der Kugel jedoch stark zur Bildebene geneigt, weswegen bereits eine geringe Änderung der Kugelposition senkrecht zur Bildebene eine große Abweichung des aufgenommenen Kugelradius (und somit auch der ermittelten Trajektorienhöhe) bewirkt. Daher ist die Aufnahme der Kugel-Randbereiche besonders ausgeprägt von einem schiefen Rückprall beeinflusst. Durch die Mittelung der oberen und unteren Kante werden die Verfälschungen zwar weitgehend herausgerechnet, jedoch kann bei größeren Winkelabweichungen die ausgewertete Strecke stark verkürzt sein. In dieser Arbeit konnte dagegen eine Pixelspalte nahe der Kugelmitte verfolgt werden, die aufgrund ihrer Oberflächenneigung näherungsweise senkrecht zur Bildebene eher robust gegen leichte Schiefstellung beim Rückprall sind. In beiden Auswerteverfahren kann nur die vertikale Geschwindigkeitskomponente erfasst werden, die bei ausgeprägt schiefen Rückprallwinkeln von der tatsächlichen Geschwindigkeit abweicht. Ein Verwerfen der Daten wäre in diesen Fällen ohnehin angebracht.

Die aus den Kugeltrajektorien ermittelten Positions-Zeit-Daten werden zum Errechnen der Beschleunigungs- bzw. Kraftdaten zweimal abgeleitet. Hierzu sind jeweils Glättungsschritte notwendig, da die geringe optische Auflösung der Hochgeschwindigkeitskamera von ca. 3,5 Pixel pro Millimeter trotz der hohen Bildrate von 30 kHz eine relativ grobe Rasterung der Positionskoordinate bewirkt.

Auch wenn die Verifizierung der somit errechneten Maximalkräfte nicht möglich ist, konnte der Kraft-Weg-Verlauf dennoch überprüft werden: Unter

der Annahme einer jeweils konstanten Auf- und Rückprallgeschwindigkeit (d.h. unter Vernachlässigung der Schwerkraft unmittelbar vor und nach dem Aufprall) wurde die absorbierte Energie durch die Differenz der jeweiligen kinetischen Energie errechnet. Der Fehler durch die Vernachlässigung der Schwerkraft ist klein, denn im betrachteten Bereich ist die Geschwindigkeit tatsächlich relativ konstant (vgl. Abschnitt 6.3.2, Abbildung 4.19b). Die jeweilige Geschwindigkeit wurde durch Anlegen von Geraden an die Trajektorie direkt in den Bilddaten errechnet und ist damit unabhängig von den Glättungsschritten. Die somit errechnete absorbierte Energie wurde verglichen mit den Werten, die durch Integration des Kraft-Zeit-Plots entstanden. Die Abweichung der beiden Werte betrug im Durchschnitt unter 5 %. Es kann demnach davon ausgegangen werden, dass der durch die Glättungsschritte entstandene Fehler gering ist.

Optische Ermittlung der Durchbiegung im Vierpunkt-Biegeversuch

Im Vierpunkt-Biegeversuch wurde die Durchbiegung in der Probenmitte sowie an den inneren Auflagern optisch gemessen. Hierzu wurden Aufnahmen der Probenflanken ausgewertet, die während des Versuchs kontinuierlich aufgenommen wurden. Dieses Vorgehen weicht von der üblichen Routine ab, zumindest eine der beiden Durchbiegungswerte taktil an der Probe zu messen. Aufgrund der kardanischen Lagerung der unteren Auflager zur Vermeidung unerwünschter Biegemomente war der für die taktile Wegmessung freie Bauraum begrenzt. Zudem wäre bei einseitigem Nachgeben der Probe die Position des Messfühlers in Probenlängsrichtung durch die Schiefstellung des kardanischen Auflagers verfälscht. Das seitliche Fotografieren erlaubte, neben einem einfacheren Versuchsaufbau und der frei wählbaren Messposition der Durchbiegung, zusätzlich ein genaues Bild des Schädigungsverhaltens. Eventuelle Abweichungen der optischen Messung konnten durch den Vergleich der Durchbiegung an den inneren Auflagern mit dem parallel aufgezeichneten Prüfmaschinen-Traversenweg ausgeschlossen werden, da eine sehr gute Übereinstimmung der Werte beobachtet wurde.

Nachteilig an diesem Verfahren ist die beschränkte optische Auflösung. Zwar wurde eine Spiegelreflexkamera mit relativ hoher Auflösung verwendet (4752x3168 Pixel, entspricht ca. 15 Megapixel), und durch die Einstellung einer kleinen Blende wurden optische Verzerrungen minimiert. Da jedoch die gesamte Probe mit 350 mm Länge aufgenommen werden musste, betrug die Auflösung lediglich ca. 13 Pixel pro Millimeter. Dieser Wert ist an sich ausreichend, um die Durchbiegung genau zu bestimmen: In der Probenmitte beträgt die maximale Durchbiegung im elastischen Bereich bei nahezu allen Sandwichkonfigurationen mehr als einen Millimeter. Um sowohl den E-Modul als auch den Schubmodul bestimmen zu können, wurde die Durchbiegung jeweils gleichzeitig an den inneren Auflagern und in Probenmitte gemessen. Je nach Sandwichkonfiguration ist die Differenz zwischen diesen Werten jedoch sehr gering, sodass ein Fehler durch einzelne Pixelverschiebung große Abweichungen hervorrufen könnte. Diese Abweichungen betreffen sowohl den Schubmodul als auch den E-Modul. Eine solche Abweichung würde sich jedoch in einer großen Varianz der einzelnen Messwerte für die einzelnen Proben jeder Sandwichkonfiguration niederschlagen, was lediglich für den Schubmodul der Fall ist, jedoch nicht für den E-Modul.

Es ist naheliegend, die Messwerte des Schubmoduls mit jenen aus dem Schubversuch zu vergleichen. Tabelle 7.1 zeigt die Mittelwerte aller geprüften Proben aus Biege- und Schubversuch, jeweils gruppiert nach der Kernstruktur. Alle weiteren Parameter (inklusive der PUR-Menge) werden hier nicht unterschieden. Der Wert der Abweichung wurde berechnet als Quotient der Differenz von Biege- und Schubwert und dem Schubwert.

Im Schubversuch wurden für den cc-Kern nur sehr wenige gültige Messwerte erzielt. Durch Schiefstellung der Lasteinleitungsplatten während des Versuchs sowie durch vorzeitiges Versagen der Deckschicht-Kern-Verbindung mussten viele Messungen verworfen werden. Ein Vergleich dieser Werte ist daher nicht sinnvoll.

Für den oc-Kern konnten im Schubversuch immerhin zehn Messungen ausgewertet werden. Die Werte des Schubmoduls aus den beiden Versuchen

Tabelle 7.1: Vergleich des Schubmoduls G aus Biege- und Schubversuch

Kern- typ	Biegeversuch		Schubversuch		Abwei- chung
	Schubmodul G (GPa)	gültige Proben	Schubmodul G (GPa)	gültige Proben	
oc	38,50±21,16	24	49,00±29,25	10	-21,43%
cc	96,53±73,27	20	55,31±31,76	4	74,52%
bc	47,03±35,46	28	48,27±19,06	19	-2,58%

zeigen eine Abweichung von etwa einem Viertel. Beim oc-Kern ist der Wert des Schubmoduls niedrig und somit die Schubverformung hoch. Die Differenz der inneren Auflagerverschiebung und der Durchbiegung in Probenmitte im Biegeversuch ist daher relativ gering. Die Abweichung der Werte des Schubmoduls ist jedoch nicht allein durch diese Tatsache zu erklären, denn die Standardabweichung des Schubmoduls ist (auch bedingt durch die höhere Anzahl Proben) beim Biegeversuch geringer als beim Schubversuch.

Für den bc-Kern wurde in beiden Versuchen jeweils eine sehr große Streuung beobachtet, sowohl in der Steifigkeit als auch im Versagen. Bei den Untersuchungen zu den Failure Mode Maps (vgl. Abschnitt 7.2.4) konnte beispielsweise keine Aussage für diese Kernstruktur getroffen werden. Der Unterschied in den Messwerten des Schubmoduls zwischen Biege- und Schubversuch ist hier jedoch vernachlässigbar klein und spricht somit für die Eignung des optischen Messverfahrens im Biegeversuch.

Für alle geprüften Kernstrukturen gilt, dass die Modellierung des effektiven, massespezifischen Biege-E-Moduls eine relativ gute Übereinstimmung zu den Messwerten zeigt (vgl. Abschnitt 7.2.4). Dies legt nahe, dass der E-Modul im Biegeversuch korrekt bestimmt wurde – und somit auch der Schubmodul, der auf der gleichen Messung basiert.

7.1.2 Dichtemessung

Das hauptsächliche Anwendungsgebiet von Sandwichverbunden als Strukturbauteile ist der Leichtbau. Die Dichte ist daher ein elementarer Kennwert, der bei jeder Betrachtung der mechanischen Kennwerte mit berücksichtigt werden muss. Im Falle des Sandwichverbunds lässt sich der Effektivwert der Dichte leicht durch Vermessen der geometrischen Außendimensionen und der Gesamtmasse errechnen. Für die Betrachtung einzelner Komponenten ist die Dichteberechnung nicht zwingend trivial, daher werden die jeweiligen Verfahren zur Dichtemessung im Folgenden diskutiert.

Kerndichte im Druck- und Schubversuch Im Druck- und Schubversuch wurden Sandwichverbundproben geprüft, obwohl die Werte nur für den Kern gelten sollen. Die Eignung dieses Vorgehens für den E-Modul bzw. Schubmodul wurde bereits diskutiert und ist in der Literatur verbreitet. Für die jeweiligen Werte der Dichte muss der Wert des Verbunds durch jenen des Kerns ersetzt werden, da die Deckschichten hier zwar keinen relevanten Einfluss auf die mechanischen Werte haben, jedoch die Dichte stark verfälschen. Da die geprüften Proben erst nach der Sandwichherstellung aus der jeweiligen Sandwichplatte extrahiert werden konnten, ist jedoch kein eindeutiger Dichtewert für die jeweilige Kernprobe messbar. Auch nachträglich ist dieser nicht bestimmbar: Zwar ist das jeweilige Gewicht des Fasertextils bekannt, jedoch ist die Masse der enthaltenen PUR-Matrix nicht exakt konstant. Wird der Einfluss der leicht schwankenden PUR-Masse vernachlässigt, resultiert die Variation der Dichtewerte des Verbunds rein aus jener der Kernstruktur. Hierdurch wird der Einfluss der Dichte der Kernstruktur auf dessen mechanische Eigenschaften veranschaulicht, vgl. Abschnitt 6.2.2, Abbildung 6.13. Eine probengenaue Modellierung dieses Einflusses ist jedoch nicht möglich, da die nötige Annahme der PUR-Massenkonstanz nicht überprüft werden kann. Einzig die Verwendung der Durchschnittswerte aus E-Modul und Dichte ist angebracht.

Dichtebestimmung des PUR Die Dichte des PUR-Schaums in der Deckschicht und ihrer Verbindung zum Kern konnte nicht direkt bestimmt werden. Als Konsequenz wurde beispielsweise im Modell der massespezifischen Biegesteifigkeit die in der Kernstruktur enthaltene PUR-Menge nicht direkt berücksichtigt, weswegen von der effektiven Dichte der Komponenten Deckschicht und Kern „rückwärts“ gerechnet werden musste (vgl. Abschnitt 5.4.1). Dennoch waren Anhaltswerte der PUR-Dichte nötig, um zum Beispiel die massespezifischen Eigenschaften der Deckschicht bestimmen zu können. Hierfür wurde PUR-Schaum verwendet, der zwar chemisch mit jenem in der Deckschicht identisch ist, aber ohne Keimbildner unter Umgebungsdruck und -temperatur aufschäumte. Der Dichtewert dieses frei ausgehärteten PUR-Schaums beträgt $0,1857 \text{ g/cm}^3$ (vgl. Abschnitt 6.1.3).

Eine zusätzliche Charge Deckschichtproben aus allen drei Varianten der PUR-Austragsmenge wurde nach dem Archimedischen Prinzip vermessen, wobei die Masse (und somit auch die effektive Dichte) der enthaltenen Fasern als bekannte Größe herausgerechnet werden konnte. In Abbildung 6.7, Abschnitt 6.1.4 wird deutlich, dass mit zunehmender Austragsmenge die Dichte der Deckschicht leicht sinkt. Die PUR-Menge innerhalb der Deckschicht ist dabei im Vergleich zur nahezu frei schäumenden PUR-Menge, welche Deckschicht und Kern verbindet, für jede der drei PUR-Austragsmengen gering. Die Reduktion der Dichte für größere Austragsmengen wird demnach durch die größere, frei expandierte PUR-Menge bewirkt, während die Dichte des PUR innerhalb des Faserpakets deutlich höher sein muss als innerhalb der Kernstruktur. Dafür spricht ebenfalls, dass im frei expandierten PUR keine Fasern enthalten sind, die sowohl eine Keimwirkung aufweisen als auch über Kapillarkräfte die Porenform und -Größe verändern können. Der mittels Archimedischen Prinzips ermittelte Dichtewert der Deckschicht inklusive des in die Kernstruktur eingeschäumten PUR ist mit ca. $0,3$ bis $0,35 \text{ g/cm}^3$ deutlich größer als jener des unter Umgebungsbedingungen geschäumten PUR. Bei der auf dem Archimedischen Prinzip basierende Betrachtung der PUR-Dichte werden die Häute an der

Oberfläche der Deckschichten jedoch nicht separat berücksichtigt. Zudem wird angenommen, dass alle Aluminiumligamente, die nach dem Heraustrennen der Deckschichten aus dem Sandwichverbund an der Deckschicht verblieben sind, durch die Behandlung in Natronlauge entfernt wurden, und dass keine weiteren, unerwünschten chemischen Reaktionen die Dichte der Deckschicht beeinflussten. Möglich wäre, dass durch das chemische Entfernen der Aluminiumligamente des Sandwichkerns entweder restliches Aluminium an den Deckschichten verblieben ist, oder durch eine chemische Reaktion an Deckschichtkomponenten ein Massenzuwachs stattfand. Zwar konnte keines dieser Phänomene beobachtet werden. Für die Berechnung der Deckschichtdichte wurde dennoch auf den Wert des frei ausgehärteten PUR-Schaums ($0,1857 \text{ g/cm}^3$) zurückgegriffen, da dieser als tatsächlicher Messwert ermittelt wurde, und nicht durch auf Vermutungen basierten Rechnungen. Die Modellierung des Deckschicht-E-Moduls in Abhängigkeit der Deckschichtdichte (vgl. Abschnitt 6.2.1 Abbildung 7.5) basiert auf diesem Wert der PUR-Dichte und zeigt gute Übereinstimmung mit den Messwerten aus dem Zugversuch.

Volumetrische Dichte durch Segmentierung Bei der Untersuchung der Auswirkung von Korrosion auf die mechanischen Eigenschaften des Sandwichverbunds legen die mechanischen Daten die Vermutung nahe, dass die Kernstruktur mit zunehmender Expositionsdauer im Salznebel erodiert wird. Durch die dabei dünner werdenden Kernligamente nähme der E-Modul (vgl. Abschnitt 2.4.2) und die Kern-Festigkeit wie beobachtet ab, sodass der Versagensmodus (wie im Versuch aufgetreten) in Richtung Kernversagen wechselt. Diese vermutete Erosion sollte mittels CT-Aufnahmen nachgewiesen werden. Hierzu wurde der Schwellenwert für die Segmentierung der Probe vor der Korrosionsbehandlung so eingestellt, dass die binarisierte Schaumstruktur exakt den volumetrischen Dichtewert aufwies, der dem durchschnittlichen relativen Dichtewert der jeweiligen Kernstruktur entsprach. Beispielsweise besitzt der oc-Kern einen durchschnittlichen

effektiven Dichtewert von $0,117 \text{ g/cm}^3$ auf, was verglichen mit monolithischem Aluminium (Literaturwert $2,7 \text{ g/cm}^3$) einer relativen Dichte von 4,3 % entspricht. Entsprechend besteht auch das Kernvolumen zu 4,3 % aus Aluminium, das übrige Volumen ist Luft. Der eingestellte Schwellenwert wurde nach der Korrosionsbehandlung ein weiteres Mal verwendet, wodurch bei auftretender Kernerosion die relative Dichte sinken würde. Zwar war dies nicht der Fall, sondern die relative Dichte nach der Korrosionsbehandlung lag im Schnitt innerhalb 1 % des Werts vor der Korrosion. Dieses Phänomen konnte jedoch ebenfalls beobachtet werden, wenn statt des angepassten Schwellenwerts eine automatische Segmentierung gewählt wurde. Auch wenn die mechanische Degradation der Sandwichverbunde nicht durch flächige Kernerosion erklärt werden kann, spricht dies für die Eignung des beschriebenen Segmentierungsverfahrens über die volumetrische Dichte, welches ebenfalls bei der Analyse des Verformungsverhaltens beim Indentationsversuch eingesetzt wurde (vgl. Abschnitt 7.3.1).

7.1.3 Analytische Modelle

Homogenisierung der Deckschicht Bei der Modellierung des Deckschicht-E-Moduls wurde die Annahme getroffen, dass nur die Fasern in der Deckschicht Last aufnehmen. Die Steifigkeit der PUR-Matrix wurde vernachlässigt, da sie als vernachlässigbar klein angenommen wurde, und – da stark abhängig vom Schäumgrad – nicht zuverlässig bestimmt werden konnte. Ein bewährtes Modell zur Errechnung des E-Moduls von Faserverbundwerkstoffen ist das Voigt-Modell, welches für unidirektionale Faserverstärkung in Lastrichtung gilt. Der E-Modul der Deckschicht würde über die jeweiligen Werte der Faser, der Matrix sowie des Faservolumengehalts errechnet. Auch das Vernachlässigen des PUR-E-Moduls wäre möglich.

Auch wenn das Voigt-Modell in der Literatur etabliert ist, bringt es in diesem Fall Nachteile mit sich. Es basiert auf dem E-Modul der einzelnen Fasern, wobei in der Literatur nur indirekte Messverfahren für die Dehnung

beim Zugversuch an Kohlenstofffasern existieren (für Glasfasern wurde ein direktes Messverfahren entwickelt [155]) und diese eine große Fehlerquelle darstellen. Zudem berücksichtigt es nicht die Faserondulation durch die Verwebung (bei den Geweben) sowie durch die Eindrücke der Kernstruktur in die Deckschicht.

Die hier getroffenen Annahmen ermöglichen es, alle Deckschichtkonfigurationen inklusive verschiedener Fasergewichte und Faservolumenanteile über eine einzige Gleichung zusammenzufassen. Die Modellierung geht also von einem Durchschnittswert aus (vgl. Abschnitt 6.2.1), und lässt einen Vergleich aller geprüften Konfigurationen untereinander zu (vgl. Abbildungen 7.4 und 7.5). Das gewählte Verfahren erklärt auch die Schwankung des gemessenen Deckschicht-E-Moduls und bringt ihn mit der Schwankung der Deckschicht-Dichte in Zusammenhang. Der E-Modul variiert aufgrund des schwankenden PUR-Gehalts innerhalb des Deckschicht-Faserpakets, wodurch aufgrund der Konstanz der absoluten Fasermenge auch der Faservolumenanteil bzw. die Deckschichtdicke schwankt. Obwohl der E-Modul stark variiert, ist die absolute Kraft pro Längenänderung nur abhängig von der Anzahl der enthaltenen Fasern (vgl. Annahme in Gleichung 5.3). Diese ist bekannt und nur abhängig vom Faser-Flächengewicht, welches in drei Inkrementen vorliegt. Gleichzeitig wird angenommen, dass das übrige Volumen innerhalb des Deckschicht-Faserpakets, welches nicht durch die Fasern eingenommen wird, aus PUR-Matrix besteht. Diese wird zwar in Bezug auf den E-Modul vernachlässigt, aber für die Dichte berücksichtigt. Ein geringerer Faservolumenanteil, welcher wie beschrieben einen geringeren E-Modul bewirkt, geht demnach einher mit einem größeren PUR-Gehalt und somit einer geringeren Dichte. Die Modellierung zeigt eine gute Übereinstimmung mit den Messwerten (vgl. Abschnitt 6.2.1, Abbildung 7.5).

Biegesteifigkeit Für die Modellierung des Vierpunkt-Biegeversuchs der Sandwichverbunde wurde die lineare Sandwichtheorie unter Berücksichtigung der Schubverformung verwendet. Vereinfacht wäre es auch möglich, die Schubverformung zu vernachlässigen. Dies erschien jedoch nicht sinnvoll, da – vor allem bei den Sandwichkonfigurationen mit oc-Kern – eine ausgeprägte Schubverformung sowie teilweise auch Kernschubversagen beobachtet wurde. Theorien höherer Ordnung oder numerische Modelle auf FEM-Basis wurden aus verschiedenen Gründen nicht betrachtet, die im Folgenden erläutert werden.

Zum einen waren die Eigenschaften der Sandwichkomponenten (d.h. Kernstrukturen, Deckschichten und die Verbindung aus PUR-Schaum) mit einer starken Streuung behaftet. Diese Streuung konnte auf Komponentenebene meist erklärt und quantifiziert werden, beispielsweise im Zusammenhang zwischen Steifigkeit und Dichte. Auf der Ebene des Verbunds ist die Steuerbarkeit dieser Streuung in den Eigenschaften der Komponenten jedoch nicht gegeben. Es war also nicht möglich, systematische Vergleiche durchzuführen, indem beispielsweise Sandwichproben mit (innerhalb des Streubereichs) variiertes Kerndichte gegenübergestellt würden. Daher basieren die Messwerte auf der Ebene des Sandwichverbunds auf den Durchschnittswerten der Komponenten, die wiederum fehlerbehaftet sind. Die Ergebnisse der Modellierung zeigen, dass die verwendeten Modelle gut mit den Messwerten übereinstimmen. Eine eventuell größere Genauigkeit von Modellen höherer Ordnung würde vermutlich im Streubereich untergehen und stellt somit keinen Mehrwert dar. Ein weiterer Vorteil der hier verwendeten Modelle ist die Integrierbarkeit der Dichte. Die massespezifischen Eigenschaften können mit vertretbarem Rechenaufwand und unter beherrschbarer Abstraktion ermittelt und dargestellt werden. Für Sandwichverbunde als Leichtbauanwendung ist dies elementar wichtig. Beispielsweise konnte die massespezifische Biegesteifigkeit sowohl modelliert werden, als auch mit dem theoretischen Optimum abgeglichen werden (vgl. Abschnitt 5.4.1).

Failure Mode Maps Die den Failure Mode Maps zugrunde liegenden kritischen Kräfte wurden auf Basis modifizierter Gleichungen aus der Literatur berechnet. Diese Modifikationen werden im Folgenden diskutiert.

Allgemein wurde die Biegesteifigkeit, die in der Literatur häufig nach der vereinfachten Näherung der Sandwichtheorie berechnet wird (vgl. Abschnitt 2.1.4 Gleichung 2.4), ersetzt durch den Messwert der Biegesteifigkeit aus dem Vierpunkt-Biegeversuch. Hierdurch wurde die Schubverformung berücksichtigt, da diese im Biegeversuch ermittelt und im Schubmodul abgebildet wurde. Die ersetzte vereinfachte Näherung hätte den Schubanteil der Biegelinie vernachlässigt, und somit den Biegeanteil überschätzt.

Versagt die Sandwichprobe in der Deckschicht, so wurde dies ausschließlich auf der Druckseite beobachtet. Die Druckfestigkeit der Deckschicht ließ sich jedoch nicht direkt ermitteln, da aufgrund ihrer geringen Dicke, unterstützt durch die Welligkeit der Fasern, im Druckversuch immer Knicken auftreten würde, wodurch die Druckfestigkeit nie erreicht wird. Daher wurde die Druckfestigkeit der entsprechend versagten Proben über die elastische Deckschichtspannung berechnet (vgl. Abschnitt 5.4.2). Für jede Sandwich-Konfiguration wurde der Durchschnitt dieser Deckschichtspannung auf die durchschnittliche gemessene Deckschicht-Zugfestigkeit normiert, wodurch sich die Deckschicht-Druckfestigkeit als Produkt aus Zugfestigkeit und einem Faktor k für alle Konfigurationen gemeinsam darstellen ließ. Auf diese Weise konnten Verfälschungen vermieden werden: Versagt von einer Probenkonfiguration nur eine einzelne Probe durch Deckschichtversagen, wäre andernfalls die Druckfestigkeit nur durch einen einzigen Messpunkt bestimmt. Da im Falle der Deckschicht-Zugsteifigkeit und -festigkeit ebenfalls nur eine Modellgleichung für sämtliche Deckschichtkonfigurationen nötig war, wurde dieser Weg für die Druckfestigkeit ebenfalls gewählt.

Für den Versagensfall „Dimpling“ wurde eine Gleichung verwendet, die in der Literatur für Wabenstrukturen verwendet wird (vgl. Hussein et al. [113]). Die entscheidende Zellgröße S wurde im Fall der geschlossenzelligen Kernstrukturen (bc und cc) als durchschnittlicher Abstand der Zellwände inter-

pretiert, im Fall der offenzelligen Kernstruktur (oc) als Abstand der virtuellen Zellwände als Verbindung der Zellstege (vgl. Abschnitt 5.4.3 und 7.1.1). Dieser Wert erscheint plausibel, schätzt jedoch die kritische Kraft für Dimpling höher, als es bei Verwendung der durchschnittlichen Zellgröße für S der Fall wäre. Dimpling entspricht dem lokalen Beulen der Deckschicht in einen Hohlraum der Kernstruktur. Je größer dieser Hohlraumdurchmesser ist, desto kleiner die kritische Kraft für Dimpling. Eigentlich sollte also nicht die durchschnittlich große Zelle, sondern der größte Zelldurchmesser im Bereich der maximalen Deckschichtspannung relevant sein. Bei einer Wabenstruktur sind alle Zellen gleich groß, wodurch die beiden Werte deckungsgleich sind. Bei einer Schaumstruktur treten jedoch im Allgemeinen Unterschiede in der Porengröße auf. Dies wird deutlich, wenn man die Standardabweichungen in Tabelle 6.1 betrachtet, die hauptsächlich durch die tatsächliche Streuung der Porengröße in der jeweiligen Kernstruktur hervorgerufen wird. Beim cc-Kern beträgt die Varianz ca. 14 %, beim bc-Kern sogar 24 %. Gegen das Verwenden der größten Porendurchmesser an der Oberfläche jeder Probe spricht jedoch außer dem messtechnischen Aufwand die Form der Poren, die sowohl von der Kugelform als auch von der Wabenform abweicht. Der durchschnittliche Zellwandabstand erschien daher der zweckmäßigste Wert für die Größe S .

Bei der Gleichung zur kritischen Kraft für Kernschub mussten nur wenige Anpassungen vorgenommen werden. Abgesehen vom besprochenen Ersetzen der Näherung für die Biegesteifigkeit wurden hier zwei Gleichungen aus der Literatur zusammengefügt: Die kritische Kraft nach der im Versuch auftretenden Mode B (vgl. Abschnitt 2.4.3, Abbildung 2.10) sowie die Berücksichtigung runder Auflager. Letzteres wurde ebenfalls beim Versagensmodus der lokalen Auflagerindentation durchgeführt.

Energy Balance Model Für die Ermittlung der dynamischen Eigenschaften wurde unter anderem ein Small-Mass-Impact Test durchgeführt. Dieser ist in der Literatur bislang nur in der Arbeit von Dietrich et al. zu finden [91]. Das verwendete Energiegleichgewichtsmodell zur Extrapolation der Maximalkräfte in Abhängigkeit der Impactgeschwindigkeit wurde daher in dieser Form bislang nicht auf diesen Versuch angewendet. Stattdessen wurde es von Shivakumar et al. [119] für den LVI-Versuchsaufbau konzipiert, der mit größeren Massen und entsprechend kleineren Geschwindigkeiten arbeitet. Crupi et al. [19] verwenden es in vereinfachter Form für Sandwiches mit Aluminiumschaumkern. Diese Vereinfachung wurde hier übernommen (vgl. Abschnitt 5.5.1). Andere Modelle, die beispielsweise auf Feder-Dämpfer-Modellen beruhen, wurden hier nicht verfolgt, da die Vielzahl der als Eingangsgrößen nötigen Materialparameter im Widerspruch zu der hier untersuchten Breite an Sandwichkonfigurationen stand. Als Konsequenz konnte kein Kraftverlauf modelliert werden, stattdessen wurden die Maximalkräfte auf Basis der Messdaten extrapoliert.

Auffällig ist beim Small-Mass-Impact die elastische Rückfederung der Indenterkugel. Beim LVI-Test ist keine elastische Rückfederung sichtbar. Auch beim LVI-Test werden für das Energy Balance Model nur Proben ausgewertet, die nicht durchstoßen wurden (d.h. zumindest die untere Deckschicht ist nicht perforiert). Proben mit einem solchen Verformungsbild weisen im quasistatischen Versuch einen elastischen Anteil auf, und im Small-Impact-Test bei höheren Geschwindigkeiten offensichtlich ebenso. Es ist kein Grund ersichtlich, weshalb beim LVI-Test bei gleichem Verformungsbild (und einer Impactgeschwindigkeit zwischen jenen bei den beiden angesprochenen Versuchen) der elastische Anteil verschwinden sollte. Vielmehr ist er nicht sichtbar, da zum einen das Fallgewicht im LVI-Test deutlich größer ist, und somit die Rückfederung keine derart deutlich sichtbare Bewegung des Indenters nach oben auslöst. Zum anderen ist der LVI-Versuchsaufbau üblicherweise mit aktiven Aufpralldämpfern ausgestattet, die den Fallkäfig unmittelbar nach erfolgtem Aufprall nach oben drücken, um ein zweites Aufprallen zu

verhindern. Dadurch ist eine Messung des elastischen Verformungsanteils nicht möglich oder zumindest nicht eindeutig, da nicht von der Wirkung der Aufpralldämpfer unterscheidbar. Daher entsteht hier durch die Verwendung des Modells keine Abweichung. Das verwendete Energy-Balance-Modell von Shivakumar et al. [119] berücksichtigt den elastischen Anteil zwar nicht explizit. Da die Eingangsgrößen jedoch unter anderem die Impactgeschwindigkeit und die auftretenden Maximalkräfte sind, wird implizit davon ausgegangen, dass elastische Anteile vorhanden sind. Die hier verwendete Vereinfachung nach Crupi et al. [19] ändert daran nichts, da mit geometrischer Begründung lediglich Membraneffekte vernachlässigt werden.

7.1.4 Mechanische Prüfverfahren

Obwohl die für die mechanische Charakterisierung angewandten Prüfverfahren weitgehend an die jeweils typischen Prüfnormen angelehnt waren, wurden Anpassungen vorgenommen, die im Folgenden diskutiert werden.

Zugversuch der Deckschichten Beim Zugversuch der Deckschichten wurde eine größere Probenbreite verwendet, als für die geprüfte Faserorientierung vorgesehen. Dies war der Grobmaschigkeit der verwendeten Gewebe geschuldet. Durch die größere Probenbreite sind mehr Webfäden in der Probe enthalten, wodurch Verfälschungen durch ungünstig liegende Überkreuzungen (und somit ggf. teilweise abgeschnittenen Webfäden) verringert werden. Negative Auswirkungen auf die Genauigkeit der Messung sind keine zu erwarten.

Eine größere Abweichung von der Prüfnorm ist die Entnahme der Deckschichten aus dem Sandwichverbund, die den Verbleib von überschüssigem PUR-Schaum und Resten der Kernstruktur bewirkt. Das Herstellverfahren der Sandwichverbunde im PUR-Sprühprozess bewirkt charakteristische Eigenschaften der Deckschicht, die durch eine separate Herstellung von Deckschichtproben nicht nachgebildet werden können. Zu diesen Eigenschaften

zählt beispielsweise die drucklose Infiltration der Fasern durch den Schäumprozess, die ohne die darunterliegende Kernstruktur nicht möglich wäre, und die Ondulation der Fasern durch oberflächennahe Kernligamente. Eine separate Herstellung von Deckschichtproben musste also ausgeschlossen werden; die Entnahme aus dem Sandwichverbund war zwingend notwendig.

Um die (welligen) Fasern nicht zu durchtrennen, wurde der Trennschnitt so gesetzt, dass die Probe eine deutlich größere Dicke aufwies als das Faserpaket selbst. Das Ermitteln der Dicke des Faserpakets für die Berechnung des E-Moduls konnte mittels computertomographischer Aufnahmen erfolgen, und wurde somit durch die Position des Trennschnitts nicht beeinflusst. Der überschüssige PUR-Schaum inklusive enthaltener Fragmente der Aluminiumkernstruktur wurde jedoch an der Probe belassen. Der resultierende Fehler in der gemessenen Kraft wurde vernachlässigt, denn die erwartete Verfälschung durch den PUR-Schaum ist klein. Auch der Einfluss der Aluminiumligamente wurde für gering befunden, denn im Vergleich zu dem Kohlenstofffaserpaket wäre die Steifigkeit der untersuchten Aluminiumschäume (Dichte unter 10 %) selbst dann gering, wenn die Ligamente eine zusammenhängende Struktur bilden würden. An den Deckschichtproben hafteten jedoch einzelne, nicht zusammenhängende Ligamente, die zudem nicht direkt mit den Fasern verbunden waren, sondern über eine Zwischenschicht aus PUR-Schaum. Alternativ hätte die Aluminiumstruktur ähnlich wie bei der Dichtebestimmung nach dem Archimedisches Prinzip (vgl. Abschnitt 4.2.4) durch eine Behandlung mit Natronlauge entfernt werden können. Es ist jedoch nicht auszuschließen, dass eine solche Behandlung schädigend auf die Faserstruktur wirkt, weswegen hiervon abgesehen wurde.

Verwendung von Verbundproben zur Bestimmung der Kerneigenschaften Die mechanischen Eigenschaften des Kerns wurden über Druck- und Zugversuche senkrecht zur Deckschicht sowie über Schubversuche bestimmt. In diesen Versuchen wurden jedoch statt reiner Kernstrukturen Sandwichverbundproben eingesetzt. In allen Fällen ist dies einer möglichst realistischen Lasteinleitung geschuldet.

Bei den Zug- und Schubversuchen ist dies offensichtlich, denn die Prüfkraft muss flächig in die Kernstruktur eingeleitet werden. Dies kann nur durch eine Verbindung mittels eines Klebstoffs geschehen, denn die Oberfläche der Kernstruktur ist näherungsweise geometrisch unbestimmt. Die Lasteinleitungsplatten des Prüfaufbaus sind für eine möglichst geringe Verfälschung der Messwerte sehr steif, während die Steifigkeit und die Festigkeit der untersuchten Kernstruktur relativ gering ist. Hierdurch entsteht ein Steifigkeitssprung, der durch den verwendeten Klebstoff in der Verbindung gemildert werden sollte, um eine unnötig große Kerbwirkung zu vermeiden. Klassische Klebstoffe bilden häufig sogenannte *Filletts* aus, die an eine Kehlnaht in der Schweißtechnik erinnern, und somit über die Geometrie der Verbindung die Kerbwirkung reduzieren. Der PUR-Schaum in der Verbindung der geprüften Sandwichverbunde verringert die Kerbwirkung darüber hinaus noch über seine Schaumstruktur, die die Kerbwirkung an deren Ende weiter verringert, und über die im Vergleich größere Eindringtiefe in die Kernstruktur, die die Oberfläche zur Krafteinleitung erhöht.

Im Druckversuch ist das Problem der Lasteinleitung weniger offensichtlich, da die Last senkrecht in die Kernoberfläche zeigt, und allein durch den Versuchsaufbau ein Formschluss realisiert wird. Dennoch muss die Last möglichst ohne Spannungsspitzen in die Probe eingeleitet werden. Ohne Verklebung mit einer Lasteinleitungsplatte würden sich die oberflächennahen Kernligamente verfrüht plastisch verformen. Im Sandwichverbund zeigen sie dieses Verhalten jedoch nicht, da sie durch die Verbindung zur Deckschicht gestützt werden. Durch das Prüfen von Sandwichverbunden anstatt

der reinen Kernstruktur wird im Druckversuch also ein realistischeres Verhalten der Probe abgebildet, welches jenem im Sandwichverbund entspricht.

Probengeometrie im Biegeversuch Die Prüfnorm für den Biegeversuch (DIN 53293 [75]) schreibt eine Probenlänge vor, die der 24-fachen Proben Dicke entspricht. Diese Probenlänge konnte nicht erreicht werden: Die verwendeten Proben wiesen lediglich ein Längen-Dicken-Verhältnis von ca. 17,5:1 auf. Dies ist zwei Gründen geschuldet.

Zum einen wurde die Kerndicke auf 20 mm festgelegt, um mit handelsüblichen Fasertextilen dem geometrischen Optimum des Sandwichverbunds möglichst nahe zu kommen, sowie den Versagensmodus Deckschichtversagen erreichen zu können (vgl. Abschnitt 7.2.4). Geringere Kerndicken, welche bei gegebener Probenlänge die Einhaltung der Prüfvorschrift ermöglicht hätten, würden bei konstantem Deckschicht-Kern-Verhältnis sehr dünne Deckschichten fordern, die mit handelsüblichen Fasertextilen in der gewählten biaxialen Anordnung nicht erreicht werden könnten.

Es war ebenfalls nicht möglich, das geforderte Dicke-zu-Länge-Verhältnis über eine größere Probenlänge zu erreichen. Die offenzellige Kernstruktur wurde vom Hersteller in einer Form produziert, die auf 350 mm Länge und 250 mm Breite beschränkt war. Dieses Maß stellte demnach das Maximum für die hergestellten Sandwichverbunde her, welches auch tatsächlich genutzt wurde. Für einen eindeutigen Vergleich wurden auch die übrigen Sandwichkonfigurationen mit diesen Maßen hergestellt.

Entsprechend der kürzeren Probenlänge musste im Versuch auch der Auflagerabstand angepasst werden, und entspricht somit auch nicht der Prüfnorm. Die Konsequenz dieser Abweichung ist ein höherer Schubanteil im Biegeversuch. Dieser stellt jedoch kein Problem dar, da die Schubverformung in der Messung berücksichtigt wurde, und die Formeln zur Auswertung an die geänderten Auflagerabstände angepasst wurden (vgl. Abschnitt 5.4.2). Vielmehr ist dies sogar ein Vorteil, denn speziell bei der cc-

Kernstruktur wäre der Schubanteil sonst vermutlich so gering, dass durch das optische Messverfahren größere Verfälschungen aufgetreten wären.

Messung der Grenzflächeneigenschaften Die Messung der Grenzflächeneigenschaften von Sandwichverbunden mittels Trommelschälversuch (DIN 53295 [81]) ist anerkannt und verbreitet. Der resultierende Messwert der Schälkraft ist jedoch abhängig vom Versuchsaufbau und somit nur als Vergleichswert verwendbar, wenn alle verglichenen Proben mit demselben Aufbau geprüft wurden.

Der Double Cantilever Beam Test (DCB) ist eigentlich für Laminare vorgesehen, wird jedoch auch für Sandwiches angewandt. Daghia et al. [86] zeigen beispielsweise einen Vergleich der beiden Prüfverfahren für Sandwichverbunde. Die Auswertung des DCB-Versuchs nach ASTM D5528 [83] liefert über drei verschiedene Verfahren jeweils einen Wert der interlaminaeren Bruchzähigkeitsenergie, der als Werkstoffkennwert unabhängig von der gewählten Geometrie ist und sich somit besser als Vergleichswert eignet. Jedoch ist die Probengröße relativ gering, sodass bei der Prüfung von Sandwichverbunden die Porengröße der Kernstruktur die Messwerte verfälschen kann, da die Risspitze bei Rissverlauf im Kern nur sehr schlecht geortet werden kann. Auch die geringe Steifigkeit dünner Deckschichten verfälscht das Ergebnis dahingehend, dass die Rissfront nicht senkrecht zum Rissverlauf stehen muss, sondern gebogen sein kann, wie die Ergebnisse von Daghia et al. zeigen [86]. Auch in den für diese Arbeit durchgeführten DCB-Versuchen traten die beschriebenen Schwierigkeiten auf, weswegen die Versuchsreihe mit nur wenigen gültigen Proben abgeschlossen wurde (vgl. Abschnitt 6.2.3).

Es wurde daher als zweckmäßig empfunden, die Geometrieabhängigkeit der Ergebnisse des Trommelschälversuchs herauszurechnen, und somit (abweichend von der Prüfnorm) einen Vergleichswert zu den Ergebnissen des DCB-Versuchs zu erhalten. Dies ist zulässig, denn durch die Schälbewegung wird beim Trommelschälversuch ein Riss nach Mode I wie im DCB-Versuch forciert. Die resultierende Messgröße der spezifischen Abschälkraft aus dem

Trommelschälversuch hat gleiche Einheit wie die interlaminaire Bruchzähigkeitsenergie aus dem DCB-Versuch, und ist somit auch rechnerisch direkt vergleichbar. Einzelne Vergleiche zeigten gute Übereinstimmung, weswegen für die mechanische Charakterisierung der Grenzflächeneigenschaften die Werte des Trommelschälversuchs verwendet wurden.

7.2 Quasistatische Eigenschaften der Komponenten und des Verbunds

7.2.1 Deckschichteigenschaften

Validierung der Werkstoffauswahl für den Deckschichtwerkstoff

Entsprechend der Zielgleichung in Abschnitt 5.3.1 zeigt Abbildung 7.3 ein doppelt logarithmisches Diagramm, in dem der E-Modul über der Dichte aufgetragen ist. Zur besseren Übersicht sind die enthaltenen Werkstoffe in Gruppen gegliedert, und auf wenige, repräsentative Varianten beschränkt. Die Werkstoffauswahlgerade mit Steigung 1 identifiziert kohlenstofffaserverstärkte Kunststoffe als am besten geeignet. Die Wahl des verwendeten Deckschichtwerkstoffs ist demnach aus Hinsicht der massespezifischen Biegesteifigkeit des Sandwichverbunds plausibel.

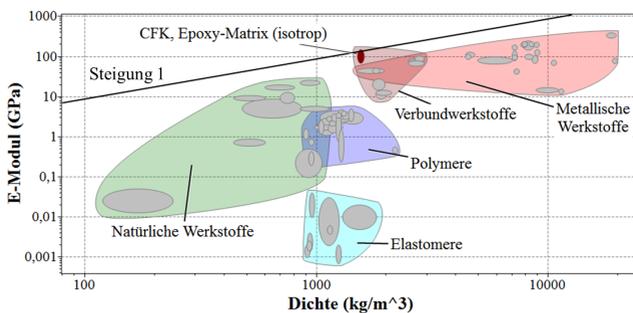


Abbildung 7.3: Werkstoffauswahlendiagramm für die Deckschicht, erstellt mit CES EduPack [143] (aus [152])

Modellierung des E-Moduls und der Festigkeit Mit den in Abschnitt 5.1 beschriebenen Annahmen wurde der Deckschicht-E-Modul in Abhängigkeit des Deckschichtfaser-Flächengewichts sowie der Deckschichtdicke bzw. der Deckschichtdichte gesetzt. Abbildung 7.4 zeigt den Deckschicht-E-Modul über der Deckschichtdicke. In rot dargestellt sind dabei die Proben mit 160 g/m^2 Fasergewicht, in blau jene mit 320 g/m^2 Fasergewicht, und in grün mit 480 g/m^2 . Die Modellierung des E-Moduls in Abhängigkeit von der Deckschichtdicke (vgl. Abschnitt 5.1 bzw. Gleichung 5.5) hängt dabei ebenfalls vom Deckschicht-Fasergewicht ab, um die Anzahl der lasttragenden Fasern zu berücksichtigen. Die Modellierung bzw. Extrapolation des E-Moduls erfolgte hierbei auf Basis des auf das jeweilige Fasergewicht normierten Durchschnitts aller geprüften Proben. Mit diesem Ansatz wird die scheinbar große Streuung der verschiedenen Konfigurationen in den Werten des E-Moduls anschaulich durch den Zusammenhang von konstanter Fasermenge und unterschiedlicher Deckschichtdicke erklärt. Es handelt sich demnach lediglich um eine Streuung des im Faserpaket enthaltenen PUR, welches zum einen die Dicke der Deckschicht beeinflusst, und zum anderen über die (aus der variierten Dicke resultierenden) Streuung der Querschnittsfläche den E-Modul in entgegengesetzte Richtung verändert.

Abbildung 7.5 zeigt den Deckschicht-E-Modul über die Deckschicht-Dichte. Auch hier basiert die Extrapolation auf dem Durchschnitt des E-Moduls und der Dichte über alle geprüften Proben. Die Zahl der Deckschichtfasern wird hier über die Dichte berücksichtigt, ein getrenntes Betrachten der verschiedenen Fasergewicht-Stufen ist nicht nötig (vgl. Abschnitt 5.1 bzw. Gleichung 5.9). Erkennbar ist eine Überlagerung der Dichtewerte aus allen drei Fasergewicht-Inkrementen (dargestellt durch die Symbolfarbe). So kann eine Deckschicht mit großer Dicke (z.B. 480gew226oc, grüner Kreis, vgl. auch Abbildung 7.4) eine ähnliche Dichte aufweisen wie eine Deckschicht mit geringer Dicke (z.B. 160gew113oc, rotes Quadrat), da der Unterschied der Dicke proportional zum Unterschied der Fasermenge ist (vgl. Abschnitt 6.1.4). Auch in diesem Diagramm zeigt sich, dass die

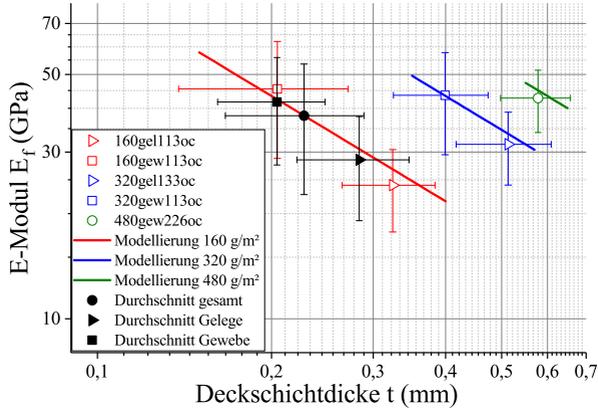


Abbildung 7.4: Effektiver Zug-E-Modul der Deckschicht über Deckschichtdicke, mit Modellierung nach Gleichung 5.5

Streuung der Dichte- und E-Modul-Werte (d.h. vor allem die Abweichung zwischen den Gewebe- und Gelege-Architekturen) durchaus vorhanden ist, jedoch durch den unterschiedlichen PUR-Anteil erklärt werden kann.

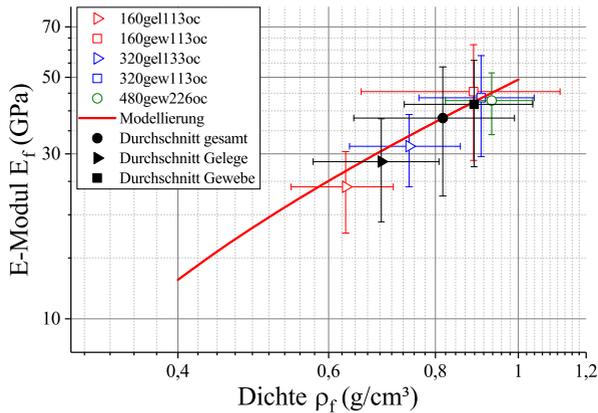


Abbildung 7.5: Effektiver Zug-E-Modul der Deckschicht über Dichte der Deckschicht, mit Modellierung nach Gleichung 5.9

Abbildung 7.6 zeigt die Werte der Festigkeit der geprüften Deckschichtproben über der Dichte. Für die Durchschnittswerte der einzelnen Konfigurationen ist eine deutlich größere Streuung zu erkennen, als es beim E-Modul der Fall ist. Dennoch lässt sich auch der Unterschied der durchschnittlichen Festigkeit zwischen den Konfigurationen über den PUR-Anteil der Deckschicht erklären. Abweichend von der gewählten Modellierung ist lediglich die 160gel113oc-Konfiguration durch eine niedrigere Festigkeit auffällig. Dies ist insofern erstaunlich, dass die Ergebnisse der Untersuchungen zur PUR-Einschäumtiefe (vgl. 6.1.1) nahelegen, dass diese Konfiguration ähnlich infiltriert wurde wie die entsprechende Gewebe-Konfiguration. Alle weiteren Konfigurationen zeigen eine gute Übereinstimmung mit der Modellfunktion. Die getroffene Annahme der Vernachlässigung des PUR für die Modellierung des E-Moduls und der Festigkeit erscheint demnach zutreffend.

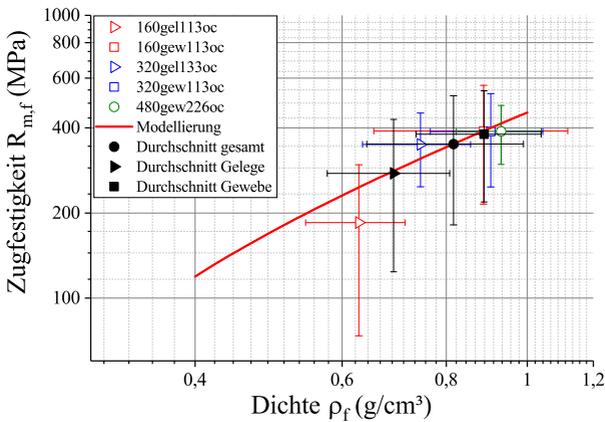


Abbildung 7.6: Zugfestigkeit über Dichte der Deckschicht, mit Modellierung nach Gleichung 5.12

Zusammenhang der mechanischen Eigenschaften mit der Mikrostruktur Zur Erklärung der mechanischen Eigenschaften der Deckschicht-

ten sind einige Charakteristika zu berücksichtigen, die materialographisch ermittelt wurden.

Die Eignung der Faserverstärkung ist nur bei vollständiger Infiltration gegeben, wobei diese aufgrund des Herstellprozesses nicht sichergestellt war und daher überprüft wurde. Die REM-Aufnahmen zur Untersuchung der Infiltrationsgüte (vgl. Abbildung 6.3 und 6.4) legen nahe, dass die Fasern vollständig infiltriert sind, wenn auch nur einzelne Stichproben untersucht werden konnten. Auch die Ergebnisse der mechanischen Versuche zeigen kein Indiz für trockene Fasern, beispielsweise im Bruchbild der Deckschicht-Zugproben. Die gute Übereinstimmung der geprüften Deckschichtproben ohne signifikante Ausreißer mit dem entwickelten Modell des E-Moduls (vgl. Abschnitt 6.2.1) spricht vielmehr für eine durchgehend vollständige Infiltration. Die beobachteten trockenen Fasern im Platten-Randbereich sind hierbei kein Widerspruch: Überstehende Fasermatten, die über den Kern hinaus ragen, erfahren beim Infiltrationsprozess keinen Gegendruck vom Kern. Hier kann also aufschäumendes PUR das Faserpaket nach innen drücken, ohne es zu durchdringen. Beim Aufschneiden der Platte im Randbereich können also trockene Fasern zum Vorschein kommen. Durch ausreichenden Abstand der aus den Platten extrahierten Proben wurde jedoch die Wahrscheinlichkeit minimiert, dass Proben mit unvollständiger Deckschichtinfiltration die Messwerte verfälschen.

Die Schlibfbilder verdeutlichen ein weiteres Charakteristikum der Deckschichten: die inkonstante Dicke, bedingt durch aufschäumendes PUR im Faserpaket (vgl. Abbildung 6.3) sowie Telegrafmast- und Verdrängungseffekte durch Kernligament. (z.B. rechts sichtbar in Abbildung 6.4). Hierdurch wird die große Streuung der Deckschichtdicke bedingt, die unabhängig von der Deckschichtkonfiguration etwa 0,2 mm pro 160 g/m²-Fasermatte beträgt (vgl. Abschnitt 6.1.3, Abbildung 6.6). Die Ergebnisse zur Untersuchung der Deckschichtdicke zeigen, abgesehen von der großen Streuung, zumindest für die Gewebeerstärkung eine proportionale Abhängigkeit vom Faser-Flächengewicht. Zum einen ist also die Dicke der Deckschicht bei der

Herstellung gut steuerbar, zum anderen ist der Faservolumengehalt relativ konstant. Auch wenn die Modellierung der Deckschicht zunächst über die bekannte Fasermenge – und somit unabhängig vom Faservolumengehalt – erfolgte (vgl. Abschnitt 6.2.1), wäre eine vereinfachte Dimensionierung und Modellierung möglich.

Eine weitere Auswirkung der Deckschicht-Mikrostruktur ist der große Unterschied zwischen Zug- und Druckfestigkeit. Im Biegeversuch, bei dem der Betrag der Spannung in der Deckschicht auf der Zug- und Druckseite jeweils gleich angenommen wird, wurde Deckschichtversagen ausschließlich auf der Druckseite beobachtet. Um Failure Mode Maps entsprechend erstellen zu können, wurde ein Wert k als Quotient aus der (errechneten) auftretenden Deckschichtspannung und der jeweiligen Zugfestigkeit der betrachteten Deckschichtkonfiguration errechnet. Der Mittelwert von $k = 0,30 \pm 0,08$ gibt wieder, dass die Druckfestigkeit im Durchschnitt über alle betroffenen Deckschichtkonfigurationen ca. 30 % der Zugfestigkeit beträgt. Diese Festigkeitsreduktion ist etwa doppelt so hoch wie allgemein für dünne CFK-Lamine in der Literatur beobachtet wird [64, 65]. Verantwortlich hierfür ist in der Regel Mikroknicen bzw. „Kinking“, wofür kohlenstofffaserverstärkte Kunststoffe anfällig sind (vgl. Abschnitt 2.3.1). In der Literatur wird zudem nahegelegt, dass eine schwache Matrix Mikroknicen provoziert, und Poren diesen Effekt weiter verstärken [59]. Die hier verwendete geschäumte Matrix ist aufgrund ihrer Struktur deutlich weniger steif, als sie es in monolithischer Form wäre. Die Faserondulation infolge von Telegrafmast- und Aufschäumeffekten der hier untersuchten Deckschichten kann als deutlich ausgeprägter angenommen werden als in einem dünnen CFK-Laminat, welches unter Druck in einer plattenförmigen Werkzeugkavität hergestellt wurde. Die Welligkeit der Fasern wirkt sich ebenfalls reduzierend auf die Druckfestigkeit aus, indem Mikroknicen und „Kinking“ provoziert wird, wie eine Arbeit von Tomblin et al. beschreibt [61]. Es ist demnach sehr plausibel, dass diese Effekte kombiniert auch beim Druckversagen der Deckschichten zum deutlich ausgeprägteren Herabsetzen der Druckfestigkeit führen. Da die

Deckschichten in dieser Arbeit größere Faserondulationen und aufgrund der geschäumten Matrix einen deutlich größeren Porengehalt aufweisen als übliche Laminare, die in der Literatur untersucht werden, scheint ein quantitativer Vergleich jedoch nicht sinnvoll.

7.2.2 Eigenschaften der Kernstrukturen

Validierung der Werkstoffauswahl des Sandwichkerns Für die Kerne wurden die Werkstoffe auf Aluminiumschäume beschränkt, wobei sowohl eine geschlossenzellige als auch eine offenzellige Struktur betrachtet wurde. Die Schaumstrukturen wurden jeweils in kommerziell erhältlichen Bereichen der Dichte variiert (geschlossenzellig: 10 bis 25 %, offenzellig 7 bis 20 % relative Dichte). Die Variation wurde mittels CES EduPack [143] erstellt. Ihr liegt jeweils das Modell für offen- bzw. geschlossenzellige Schaumstrukturen von Ashby [45] zugrunde. Die Optimierung mit der Auswahlgeraden (siehe Abbildung 7.7), deren Steigung gemäß Werkstoffindex 3 beträgt (vgl. Abschnitt 5.3.2), zeigt, dass es kein Optimum als solches gibt, sondern die leichtestmögliche Schaumstruktur jeweils am besten geeignet ist. Entsprechend wurden für die untersuchten Kernstrukturen jeweils die leichtesten verfügbaren Aluminiumschäume ausgewählt.

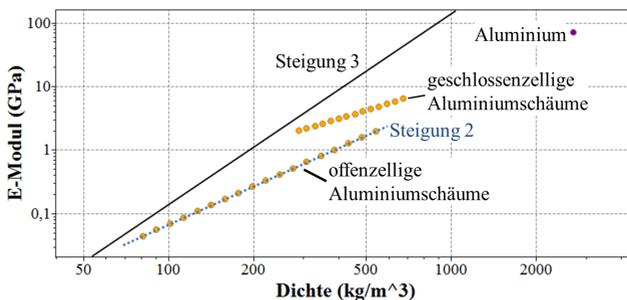


Abbildung 7.7: Werkstoffauswahldiagramm für den Kern, erstellt mit CES EduPack [143] [152]

Versagensverhalten der Kernstrukturen Ein wichtiges Prüfverfahren zur Bestimmung der Kerneigenschaften ist der Druckversuch. Dieser gibt zwar nicht exakt den Lastfall wieder, der bei Biegebelastung des Sandwichverbunds auf den Kern wirkt. Bei den untersuchten Schaumstrukturen ist dies jedoch unerheblich, da sie als isotrop anzunehmen sind und der ermittelte E-Modul sowie die Druckfestigkeit nicht auf die geprüfte Lastrichtung beschränkt sind. Gleiches gilt für die Ergebnisse des Schubversuchs.

Qualitativ zeigt sich beim Druckversuch mit dem Ausbilden von *deformation bands* ein Versagensverhalten der Kernstrukturen (vgl. Abschnitt 6.2.2, Abbildung 6.15), welches in der Literatur ebenfalls beobachtet wird (vgl. [73] bzw. Abschnitt 2.3.1, Abbildung 2.2). Ein quantitativer Abgleich der ermittelten Messwerte mit der Literatur ist für die Kerneigenschaften der oc- und cc-Strukturen zwar möglich, da diese am Markt erhältlich sind und (im Gegensatz zu den Deckschichten und dem Sandwichverbund) nicht unmittelbar für diese Arbeit produziert wurden. Jedoch kann nicht auf mechanische Kenndaten in einem technischen Datenblatt zurückgegriffen werden, da für keine der untersuchten Kernstrukturen ein solches verfügbar ist. Vielmehr werden im Folgenden Werte für Schäume mit gleicher Struktur (offen- bzw. geschlossenzellig), ähnlicher Porengröße und ähnlichem Dichtebereich verglichen. Jedoch sind die Angaben der Datenblätter ähnlicher Schaumstrukturen auch bei vergleichbarem Aufbau aufgrund der ausgeprägten Dichteabhängigkeit der mechanischen Eigenschaften nicht zwingend auf die hier untersuchten Kernstrukturen übertragbar.

Die oc-Kernstruktur ähnelt dem in der Literatur verbreiteten *Duocel*-Schaum der Firma ERG. Ein Vergleich der eigenen Messwerte mit dem technischen Datenblatt [144] zeigt, dass die *Duocel*-Druckfestigkeit mit 2,17 MPa oberhalb, und der E-Modul mit 48-83 MPa unterhalb des hier geprüften oc-Schaums liegt (0,71 bzw. 161,5 MPa). Eine weitere Tabelle in der Literatur [45], welche auf der CES-Datenbank [143] basiert, weist einen weiteren Bereich der Werte auf, in dem sich alle ermittelten Messwerte für die oc-Struktur einfügen lassen. Auch die Werte der cc-Kernstruktur

ähneln jenen aus dem Standardwerk *Metal Foams* von Ashby et al. [45]. Hier wurde als Vergleich der geschlossenzellige Schaumtyp *Alporas* der Firma Shinko Wire mit passendem Dichtebereich herangezogen: Der *Alporas*-E-Modul beträgt zwischen 400 und 1000 MPa (cc-Kern: 355 MPa), die Druckfestigkeit 1,3-1,7 MPa (cc-Kern: 2,72 MPa). Für die untersuchten bc- und bigcc-Kerntypen existiert bislang kein Vergleichswert in der Literatur.

Modellierbarkeit der Kernstruktur Abbildung 7.8 zeigt die Werte des oc-Kerns aus Abbildung 6.13, erweitert um das Modell von Ashby et al. [28, 45] (vgl. Abschnitt 5.2, Gleichung 5.13). Die Messwerte im Schaubild liegen vermeintlich unterhalb des Modells, welchem ein E-Modul des Aluminiumwerkstoffs von 70 GPa und eine Dichte von $2,7 \text{ g/cm}^3$ zugrunde liegt. Betrachtet man den Durchschnittswert der Werte des oc-Kerns, bei dem als Wert der Dichte nur der Kern (ohne PUR und Deckschichten) berücksichtigt wurde, liegt dieser jedoch auf bzw. leicht oberhalb des Modells. Das Ersetzen der Dichte-Werte durch jene des reinen Kerns ist für die Charakterisierung der Kernstrukturen demnach ein angebrachtes Vorgehen.

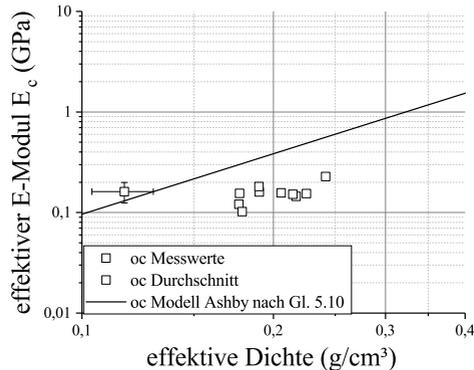


Abbildung 7.8: E-Modul des oc-Kerns über der effektiven Dichte. Messwerte aus Druckversuch. Durchschnittswert der Dichte der reinen Kernstruktur. Modellierung nach Ashby (vgl. Gleichung 5.13)

Für die geschlossenzellige cc-Struktur wurde entsprechend Abschnitt 5.2 ebenfalls eine Modellierung nach Ashby [45] durchgeführt. Die relative Dichte der cc-Kernstruktur liegt mit ca. 8,3 % im erlaubten Bereich des Modells (bis 20 %). Abbildung 7.9 zeigt (äquivalent wie Abbildung 7.8 für die oc-Struktur) die Messwerte der cc-Struktur aus dem Druckversuch, sowie den Durchschnittswert mit dem Dichte-Wert der reinen Kernstruktur. Die Modellierung mit der Vereinfachung nach Gleichung 2.11 (vgl. Abschnitt 2.4.2) überschätzt den effektiven E-Modul deutlich. Das Modell wurde daher entsprechend Abschnitt 5.2 durch Modifikation des Faktors ϕ (vgl. Gleichung 2.10) bei ansonsten gleichen Konstanten an den Durchschnittswert der cc-Struktur angepasst. Resultierend entspricht das Ashby-Modell bei einem Wert von $\phi = 0,996$ dem Messwert. Dies impliziert eine Struktur, bei der 99,6 % des Kernmaterials in den Zellstegen verteilt wäre, während die Zellwände aus nur 0,4 % des Kernmaterials bestünden. Leichte Abweichungen von der tatsächlichen Kernstruktur könnten zwar mit der geringen Anzahl an Messwerten begründet werden, jedoch weicht der errechnete Wert von ϕ erheblich von einer realistischen geschlossenzelligen Struktur ab (vgl. dazu $\phi = 0,68$ in Gleichung 2.10). Wahrscheinlicher ist daher, dass die Zellform von der Vereinfachung der tetrakaidekaederförmigen Zellen abweicht.

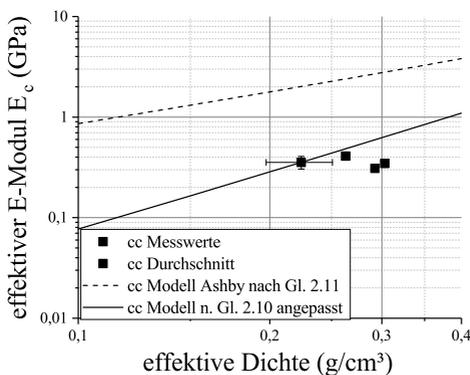


Abbildung 7.9: E-Modul des cc-Kerns über der effektiven Dichte, Modellierung nach Ashby (vgl. Gleichungen 2.10 und 2.11)

Die bc-Struktur basiert auf der cc-Struktur, wobei durch das Entfernen eines Teils der Zellwände in Plattenebene die bc-Struktur noch weiter von der tetrakaidekaederförmigen Zellform abweicht. Die Annahmen für eine Modellierung nach Ashby, entsprechend der cc-Struktur, sind demnach nicht mehr gegeben. Die bigcc-Struktur wurde aufgrund der großen Streuung der Messwerte nicht modelliert.

7.2.3 Eigenschaften der Grenzschicht

Mechanische Eigenschaften der Grenzschicht Die Grenzschicht zwischen Deckschicht und Kern wurde mit dem Trommelschälversuch und dem DCB-Versuch charakterisiert, wobei der Trommelschälversuch zuverlässigere Messungen ermöglichte, und durch die Auswertung (vgl. [86]) Messwerte derselben Dimension wie nach der DCB-Methode gewonnen wurden.

Der Rissverlauf war dabei zwischen den beiden Versuchen nicht generell vergleichbar, obwohl beide Versuche Belastungen nach Mode I forcierten. Im DCB-Versuch kam z.B. ein Rissverlauf durch das Deckschichtfaserpaket nicht vor. Es sei jedoch anzumerken, dass die Zahl der gültigen Proben im DCB-Versuch stark beschränkt war, und daher kein belastbarer Vergleich möglich ist. Zudem mussten viele Messungen nach relativ kurzer Rissstrecke beendet werden, weil die Deckschicht aufgrund der Versuchsgeometrie leicht knicken konnte. Ein stichprobenartiger quantitativer Vergleich (vgl. Abschnitt 6.2.3) zeigt jedoch Werte der interlaminaren Bruchzähigkeitsenergie im DCB-Versuch, die gut mit den entsprechenden Werten des spezifischen Abschälmoments im Trommelschälversuch übereinstimmen: Die Werte aus dem DCB-Versuch in Abbildung 6.23b für eine Probe mit Rissverlauf entlang der Deckschichtfasern liegen im Bereich zwischen 0,3 und 0,5 Nmm/mm², und somit im oberen Bereich der entsprechenden Werte im Trommelschälversuch (Abbildung 6.21, grüne Quadrate).

Der Rissverlauf im Trommelschälversuch lässt sich teilweise über die PUR-Einschäumtiefe erklären. Durch den Versuchsaufbau mit Schälbewe-

gung wird ein Rissfortschritt direkt unter der Deckschicht unterstützt. Im Normalfall ist die Deckschicht nur über die PUR-Schaum-Matrix mit dem Kern verbunden, wobei das PUR von diesen drei Komponenten die niedrigste Festigkeit aufweist. Es ist also naheliegend, dass ein Riss energetisch günstig direkt entlang der Deckschichtfasern durch den PUR-Schaum verläuft. Ist die PUR-Einschäumtiefe hoch, so ist das überschüssige PUR offensichtlich gut mit der Kernstruktur verbunden, wodurch ein glatter Rissverlauf durch das PUR unterstützt wird. Durch Bereiche, in denen wenige Aluminiumligamente an die Deckschicht ragen, unterstützt durch eine entsprechend geringe Einschäumtiefe, kann der Riss lokal an die dem Kern zugewandte Oberfläche des PUR wandern. Hierbei verbleibt das PUR, welches nicht bzw. nur schlecht mit dem Kern verbunden war, an der abgeschälten Deckschicht. Im Gegensatz dazu kann bei guter Anbindung des Kerns der Riss auch lokal durch den Kern verlaufen. Dass dies nur bei geringen Einschäumtiefen beobachtbar ist (vgl. Abbildung 6.21), legt die Vermutung nahe, dass die Biegesteifigkeit der Deckschicht einen Einfluss hat. Um den Rissverlauf durch den Kern zu ermöglichen, scheint es plausibel, dass die PUR-Einschäumtiefe nicht zu groß sein darf, da das Abschälmoment einer dickeren Deckschicht ansonsten den Rissverlauf wieder in Richtung Oberfläche treibt. Ein Rissverlauf durch das Faserpaket ist nur bei den Gelege-Deckschichten zu beobachten, da hier die einzelnen Faserschichten nur über die PUR-Matrix miteinander verbunden sind. Liegt die innerste Faserlage, wie es in diesem Versuch immer der Fall war, quer zur Schälrichtung, kann sie spontan und lokal mit abgeschält werden. Begünstigt wird dies nicht zwangsläufig durch die geringere Entfernung zum Drehzentrum; der Unterschied der einzelnen Faserlagen ist hier sehr gering. Zudem müsste, wenn dieser Rissverlauf energetisch günstiger wäre, die Abschälkraft geringer sein. Eher könnte die Kernstruktur lokal mit der innersten Faserlage verhakt sein, wodurch der Riss entweder in einem gut verbundenen Bereich in den Kern gezwungen würde, oder (wie beobachtet) zwischen die Deckschichtfaserlagen. Hierdurch ist auch plausibel, dass die Abschälkräfte signifikant größer

sind als bei den übrigen Rissverläufen, jedoch in der Nähe des Bereichs bei Rissverlauf durch die Kernstruktur.

Die Verbindung zwischen Deckschicht und Kern lässt sich demnach nur indirekt durch die Sandwichkonfigurationsparameter steuern. Die scheinbar offensichtliche Möglichkeit, durch eine große PUR-Menge die Verbindung zu verstärken, wirkt sich – zumindest für den Lastfall einer Schälbewegung – sogar ins Gegenteil aus, da der Riss im Inneren des PUR direkt unterhalb der Fasern läuft. Auch die hohe Abschälkraft durch einen Rissverlauf durch das Faserpaket ist nur durch Gelegeverstärkung in der Deckschicht möglich. Die Konfigurationen mit Gelege erwiesen sich jedoch in vielen Bereichen als schwierig zu charakterisieren bzw. zu modellieren, was die Dimensionierung erschwert. Eine effektive Möglichkeit, geringe Abschälkräfte zu vermeiden, ist jedoch, sicherzustellen, dass an der Oberfläche der Kernstruktur keine größeren Bereiche ohne oberflächennahe Ligamente existieren.

Abschließend sei anzumerken, dass die Festigkeit der Deckschicht-Kern-Verbindung gegen Mode-I-Risswachstum nicht ausschließlich über DCB- oder Trommelschälversuche charakterisiert werden sollte. Die Zugversuche senkrecht zur Plattenebene, die in Bezug auf Korrosion und Temperatureinfluss durchgeführt wurden, bilden ebenfalls eine Mode-I-Belastung ab. Hierbei fehlt zwar ein beabsichtigter Anriss, allerdings sind durch die porösen Strukturen von PUR- und Kernschaum viele lokale Spannungsüberhöhungen vorhanden. Je nach Konfiguration zeigt sich auch in diesem Versuch Versagen an unterschiedlichen Komponenten: Bei den Proben mit festen cc- und bc-Kernen versagte ohne Korrosionsbelastung die Verbindung aus Deckschicht und Kern, was im Trommelschälversuch durch wechselnden Rissverlauf bezeichnet worden wäre. Die Proben mit oc-Kern versagten ausschließlich im Kernversagen. In diesen Fällen wirkt eine größere PUR-Einschäumtiefe sehr wahrscheinlich nicht schwächend auf die Verbindungsfestigkeit. Ohne entsprechenden Anriss und ohne Schälbewegung existieren in diesem Versuch keine Spannungsüberhöhung an dieser Stelle, wodurch ein Rissverlauf direkt unterhalb des Faserpakets sehr unwahrscheinlich ist.

Darüber hinaus werden Sandwiches in der Regel nicht auf Schälbelastung, sondern auf Biegung ausgelegt. Die Ergebnisse der Untersuchungen der Failure Modes zeigen nur dann ein Versagen der Grenzschicht zwischen Deckschicht und Kern, wenn diese durch lokale Fehler in der Kernstruktur nicht verbunden sind. Bei allen übrigen untersuchten Sandwichkonfigurationen, die frei von derartigen Inhomogenitäten waren, sind andere Komponenten versagenskritisch. Dies bedeutet, dass für den elementaren Biegefall die Festigkeit der Grenzschicht generell ausreichend ist.

Auswirkungen von Korrosion Die Untersuchungen zur Auswirkung von Korrosion auf die mechanischen Eigenschaften der Sandwichverbunde konnten nicht eindeutig belegen, dass Kontaktkorrosion durch Erosion des Kerns zu dessen Abbau an Steifigkeit und Festigkeit führt. Daher sind zwei Sachverhalte zu diskutieren: Zum einen sollte ausgeschlossen werden, dass die Korrosion auch ohne Kontakt zum CFK stattfindet, d.h. allein auf der Korrosion des Aluminium basiert. Außerdem ist der Zusammenhang zwischen der beobachteten Degradation der Kerneigenschaften und der offensichtlichen Konstanz des Kernvolumens zu diskutieren.

Kontaktkorrosion zwischen CFK und Metallen ist ein bekanntes Phänomen, auch wenn es bei herkömmlich hergestellten Sandwichverbunden mangels elektrischem Kontakt zu den Deckschichtfasern nicht zwingend beobachtet wird. Wie in Abschnitt 2.3.4 beschrieben, tritt diese Korrosionsreaktion unter Ablagerung eines $\text{Al}(\text{OH})_3$ -Gels auf. Ein Vergleich der korrodierten Proben von Håkansson et al. [99] (Abschnitt 2.3.4, Abbildung 2.8a) zeigt eine starke Ähnlichkeit mit der gallertartigen Masse auf den in dieser Arbeit geprüften Proben (vgl. Abschnitt 6.4, Abbildung 6.52). Es kann also davon ausgegangen werden, dass die in den durchgeführten Korrosionsversuchen beobachtete Reaktion der beschriebenen galvanischen Korrosion entspricht. Gleichzeitig bleibt in der Arbeit von Håkansson et al. [99] diese Korrosion aus, sobald die Kohlenstofffasern und das Aluminium galvanisch getrennt

sind. Diese Beobachtung entspricht jener aus den hier durchgeführten Versuchen an den Sandwichproben mit nichtmetallischem Wabenkern.

Das in der Elektrolytlösung entstehende $\text{Al}(\text{OH})_3$ -Gel unterbindet in der Arbeit von Håkansson et al. [99] nach einer gewissen Zeit den Korrosionsfortschritt, indem es die Sauerstoffzufuhr über den Riss in der Schutzhülle des CFK blockiert. Für die hier untersuchten Sandwichproben ist dieses Blockieren zumindest für die oc-Kernstrukturen wenig wahrscheinlich, da die offenzellige Struktur für eine gute Durchlässigkeit sorgt.

Nicht komplett ausgeschlossen werden kann eine Degradation der Deckschichteigenschaften durch Feuchtigkeitsaufnahme. Botelho et al. [145] zeigen für CFK-Aluminium-Lamine, die Feuchte ausgesetzt wurden, einen Rückgang des E-Moduls, der eindeutig dem CFK zugeordnet werden kann. Die hier geprüften Sandwichproben wurden vor den mechanischen Versuchen mindestens 24h in Normklima gelagert, jedoch nicht zusätzlich in einem Ofen getrocknet. Eine solche Degradation der Deckschichtfasern hätte allerdings im Zugversuch senkrecht zur Plattenebene aufgrund des Lastfalls vermutlich keinen Einfluss. Darüber hinaus verlagert sich der Versagensmodus durch die Korrosionsbehandlung weg von der Deckschicht und hin zum Kern, was zudem gegen Einflüsse durch Feuchtigkeit spricht.

Die fehlende Massenabnahme in der gravimetrischen Untersuchung (vgl. Tabelle 6.4) kann durch an der Probe verbleibendes Korrosionsprodukt erklärt werden, welches für einen deutlichen Massenzuwachs verantwortlich ist. Håkansson et al. [99] beschreiben das Massenverhältnis von Aluminium zu trockenem $\text{Al}(\text{OH})_3$ -Gel mit einem Verhältnis von 27 zu 78 (etwas weniger als 1 zu 3), zu feuchtem Gel sogar mit 1 zu 138. Dies bedeutet, dass schon eine geringe Menge verbleibenden $\text{Al}(\text{OH})_3$ -Gels das Ausbleiben einer Massenabnahme oder sogar eine Massenzunahme bewirken kann.

Die mittels CT gemessene Volumenkonstanz könnte auf dem gleichen Effekt basieren. Die Exaktheit der Volumenkonstanz über alle Kernstrukturen ist jedoch nicht plausibel über eine zufällige Menge verbleibenden $\text{Al}(\text{OH})_3$ -Gels erklärbar. Möglich ist jedoch, dass die Kernerosion durch das in Lösung

gehende Aluminium keinen flächigen Abtrag der Ligamente bewirkt, sondern eine Porenbildung in den Ligamenten. Diese Poren würden während des Korrosionsprozesses mit $\text{Al}(\text{OH})_3$ -Gel gefüllt. Bei schlechter Zugänglichkeit könnte dieses Gel auch nach oberflächlicher Reinigung unter laufendem Wasser in der Pore verbleiben. Die Poren könnten in den CT-Messungen und der Segmentierung unentdeckt bleiben, wodurch das Volumen scheinbar konstant bleibt. Dies steht nicht im Widerspruch zur mechanischen Degradation, da selbst bei mit $\text{Al}(\text{OH})_3$ -Gel gefüllten Poren Biegelasten auf den Kernligamenten nicht über die Poren übertragen werden könnten.

Zusammengefasst kann mit an Sicherheit grenzender Wahrscheinlichkeit behauptet werden, dass bei den geprüften Sandwichproben galvanische Korrosion mit den Partnern Aluminium und Kohlenstoff auftrat. Daher ist es plausibel, dass es sich bei der Korrosion abgelagerten gallertartigen Masse um gelförmiges $\text{Al}(\text{OH})_3$ handelt. In diesem Fall trifft auch die Vermutung zu, dass die Kernstruktur durch die Korrosion abgetragen wird, denn für die Bildung des $\text{Al}(\text{OH})_3$ musste Aluminium aus der Kernstruktur gelöst werden. Das Nichtvorhandensein einer Massenreduktion wäre dann, genau wie die nicht beobachtete Volumenreduktion des Aluminiumkerns, über trockenes $\text{Al}(\text{OH})_3$ erklärbar, welches auch nach der Reinigung an den Proben (ggf. in Mikroporen der Kernstruktur) verblieben sein müsste.

7.2.4 Quasistatische Eigenschaften des Verbunds

Modellierung von Biegesteifigkeit und Dichte Für die Modellierung des massespezifischen Biege-E-Moduls aus den entsprechenden Werten des Kerns und der Deckschicht ist eine Validierung anhand der im Biegeversuch (vgl. Abschnitt 6.2.4) ermittelten Biege-E-Moduln naheliegend. Abbildung 7.10 zeigt die entsprechenden Messwerte aus dem Biegeversuch. Im gleichen Diagramm sind die Mittelwerte von E-Modul und Dichte für die drei untersuchten Kerntypen (oc, cc und bc) sowie die beiden Deckschichttypen (Gewebe und Gelege) enthalten. Die Werte wurden im Kern-Druckversuch bzw. Deckschicht-Zugversuch (vgl. Abschnitt 6.2.2 bzw. 6.2.1) ermittelt. Die gezeigte Werkstoffauswahlgerade dient zur Veranschaulichung der Lage des jeweiligen Optimums der massespezifischen Biegesteifigkeit.

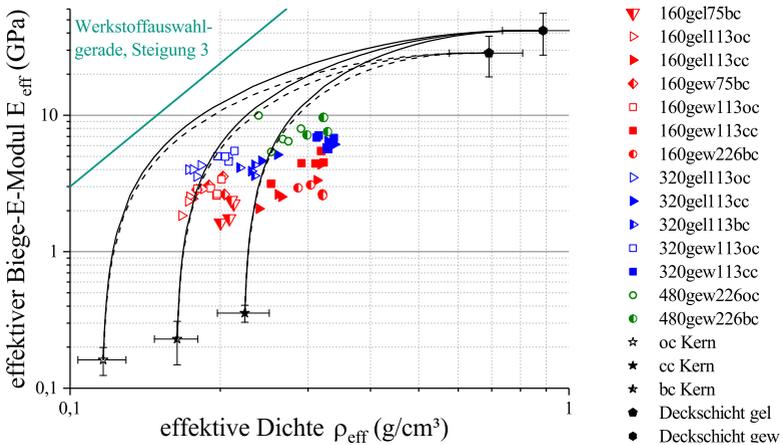


Abbildung 7.10: Biege-E-Modul über effektiver Dichte: Messwerte aus Biegeversuch, Modellierung basierend auf Komponenteneigenschaften [149], Werkstoffauswahlgerade entsprechend Gleichung 5.28

Die Messpunkte jeder Kernstruktur sind jeweils über eine Kurve mit den Messpunkten der beiden Deckschichten verbunden. Diese Kurve entspricht hierbei dem in Abschnitt 5.4.1 beschriebenen Zusammenhang aus den E-

Moduln und den Dichten des Kerns und der Deckschicht (vgl. Gleichung 5.27). Da die Messpunkte der Deckschichten im Diagramm nahe beieinander liegen⁵, wird im Folgenden hauptsächlich nach der Kernstruktur unterschieden. Auch die Messwerte des Biegeversuchs sind, wie in Abschnitt 6.2.4 beschrieben), anhand der Dichte in drei nebeneinander liegenden Wolken nach der enthaltenen Kernstruktur gruppierbar. Die leeren Symbole des Biegeversuchs (Proben mit oc-Kern) sind demnach den linken beiden Kurven zugeordnet, die halbgefüllten Symbole (Proben mit bc-Kern) den mittleren beiden Kurven, und die ausgefüllten Symbole (Proben mit cc-Kern) den rechten beiden Kurven.

Scheinbar liegen die Messpunkte für alle drei Kernstrukturen unterhalb der Modellkurven, d.h. die massespezifische Biegesteifigkeit wird scheinbar durch das Modell stark überschätzt. Allerdings berücksichtigt das Modell lediglich die Komponenten Deckschicht und Kern, und vernachlässigt die Auswirkungen jener PUR-Mengen, die sich nicht innerhalb des Deckschicht-Faserpakets befinden. Letztere werden bereits über die Homogenisierung der Deckschicht berücksichtigt. Eine relevante PUR-Menge befindet sich jedoch in der Grenzfläche zwischen Deckschicht und Kern und bewirkt die mechanische Verbindung. Die Druckversuche senkrecht zur Plattenebene (vgl. Abschnitt 6.2.2) legen nahe, dass die Auswirkungen des PUR auf den E-Modul vernachlässigbar sind, jedoch die effektive Dichte signifikant erhöht wird. Ein ähnlicher Effekt ist auch im Biegeversuch plausibel: Die effektive Dichte wird durch „überschüssiges“ PUR erhöht, während die Biegesteifigkeit nicht wesentlich beeinflusst wird.

Die PUR-Menge in das Modell zu integrieren wäre rechnerisch trivial, indem der effektive Dichteanteil des PUR an der gesamten Probe zur Modell-Dichte addiert wird. Die praktische Umsetzung gestaltet sich jedoch schwierig, da die Proben nicht individuell hergestellt, sondern aus Platten extrahiert

⁵ Zwar ist die Nähe durch die logarithmische Darstellung begründet, während die Absolutwerte sich durchaus unterscheiden. Jedoch ist deutlich sichtbar, dass sich der Kurvenverlauf für die beiden Deckschichten im Dichtebereich der Sandwichverbunde jeweils kaum unterscheidet.

werden. Für die Messung des PUR-Dichteanteils müsste die Masse der Probenkomponenten vor und nach der Herstellung exakt bestimmbar sein, was hier durch die starke Streuung der Kerndichte nicht möglich war. Die Berücksichtigung der PUR-Dichte muss hier demnach erfolgen, indem die Dichte der Biegeproben ersetzt wird durch Durchschnittswerte, die sich durch die Addition der effektiven Dichte von Deckschicht und Kern errechnen (vgl. Vorgehen im Kern-Druckversuch, Abschnitt 6.2.2). Für den Abgleich kann demnach nicht das Sandwich inklusive PUR modelliert werden, sondern es wird das PUR aus dem Sandwich „herausgerechnet“.

Entsprechend zeigt Abbildung 7.11 die Daten aus Abbildung 7.10 erweitert um eine Verschiebung der Biege-Messwerte zu geringeren Dichten nach dem beschriebenen Vorgehen. Hierdurch werden, anders als im Druckversuch des Kerns, Werte erzeugt, die keine physikalische Bedeutung haben (das herausgerechnete PUR ist für den Zusammenhalt des Sandwichs zwingend notwendig). Die errechneten Werte sind demnach nur für den Abgleich mit der Modellierung verwendbar. Um dies zu verdeutlichen, werden die Messpunkte aus dem Biegeversuch auch im Diagramm sichtbar verschoben, und nicht durch die errechneten Werte ersetzt: Für jeden Messwert ist die Verschiebung nach links durch einen Pfeil angedeutet, dessen Spitze sich auf dem errechneten Dichtewert ohne überschüssiges PUR befindet. Der Übersicht wegen wird in der gewählten Darstellung nach der enthaltenen Kernstruktur unterschieden: Proben mit oc-Kern sind inklusive zugehöriger Modellfunktion in Abbildung 7.11a aufgeführt, Proben mit cc-Kern in Abbildung 7.11b, und Proben mit bc-Kern in Abbildung 7.11c.

Die verschobenen Messwerte zeigen eine gute Übereinstimmung mit der jeweiligen Modellkurve. Die Vermutung der Dichtebeeinflussung durch das PUR wird hierdurch unterstützt. Eine andere Darstellung der Ergebnisse in Abbildung 7.12 zeigt den effektiven Biege-E-Modul, der in Abbildung 7.11 auf der y-Achse aufgetragen ist, sowohl als Messwert als auch als errechneten Wert. Den errechneten Werten (blaue Balken) liegt die gleiche Formel zugrunde wie den modellierten Kurven in Abbildung 7.11 (Gleichung 5.27 in

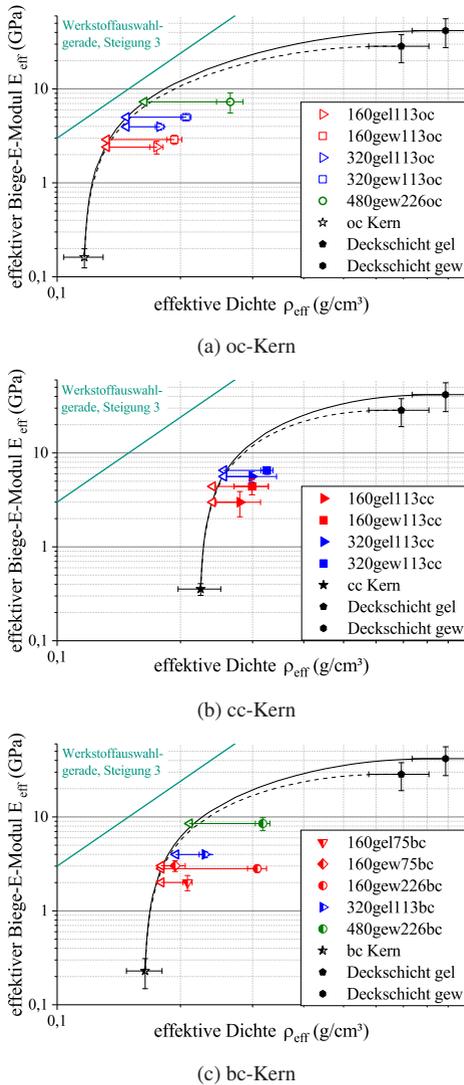


Abbildung 7.11: Biege-E-Modul über effektiver Dichte: Modellierung mit Berücksichtigung des überschüssigen PUR [149], jeweils Werkstoffauswahlgerade entsprechend Gleichung 5.28

Abschnitt 5.4.1). Die Dichte wurde demnach aus den Werten des Kerns und der Deckschicht errechnet, ohne das überschüssige PUR zu berücksichtigen. Die gute Übereinstimmung der errechneten Werte mit den Messwerten aus dem Biegeversuch (grüne Balken) spricht für das Vorgehen des Herausrechnens der PUR-Dichte.

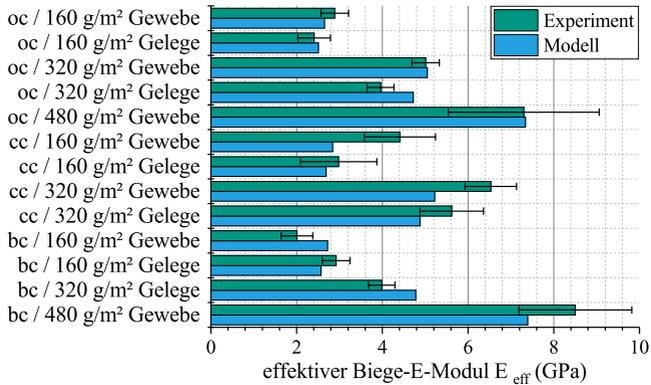


Abbildung 7.12: Vergleich des errechneten Biege-E-Moduls mit dem jeweils zugehörigen Messwert aus dem Biegeversuch [152], Vorgehen analog Abbildung 7.11

Es sei anzumerken, dass dieses Vorgehen nur aufgrund der starken Dichteschwankungen der Aluminiumschaumkerne nötig ist. Sofern die Kerndichte konstant ist, kann aufgrund des ebenfalls bekannten Faser-Flächengewichts die Masse des PUR in jeder Probe durch simples Wiegen bestimmt werden. In diesem Fall kann wie beschrieben eine direkte Modellierung der masse-spezifischen Biegesteifigkeit inklusive PUR erfolgen.

Validierung der Sandwichgeometrie Die Bewertung der Nähe der Sandwichgeometrien zu ihrem jeweiligen Optimum erfolgte anhand der in Abbildung 7.10 gezeigten Modellierung auf Basis der Kern-Werte aus dem Druckversuch der Kernstrukturen (vgl. Abschnitt 6.2.2) sowie der Deckschicht-Werte aus dem Zugversuch der Deckschichten (vgl. Abschnitt 6.2.1). An die gezeigten Modellkurven wurde eine Werkstoffauswahlgerade mit

Steigung 3 (gemäß Gleichung 5.28, Abschnitt 5.4.1) angelegt, wobei der Berührungspunkt von Auswahlgerade und Modellkurve das Optimum darstellt.

Das gefundene Optimum wurde (unter Annahme der beschriebenen Werkstoffkennwerte von Deckschicht und Kern sowie der Kernhöhe) übersetzt in eine optimale Deckschichtdicke t . Tabelle 7.2 zeigt dieses Optimum für t sowie den zugehörigen Biege-E-Modul, jeweils für die Sandwichkonfigurationen aus den Kernen oc, cc und bc, jeweils kombiniert mit Gewebe- bzw. Gelegeverstärkung in der Deckschicht.

Tabelle 7.2: Werte aus der Geometrieoptimierung für verschiedene Sandwichkonfigurationen (abgeändert übernommen aus [152])

Sandwich- konfiguration	Optimaler Biege- E-Modul (GPa)	Optimale Deck- schichtdicke t (mm)
oc / Gewebe	7,89	0,66
oc / Gelege	6,87	0,86
cc / Gewebe	14,60	1,31
cc / Gelege	12,58	1,73
bc / Gewebe	10,93	0,94
bc / Gelege	9,43	1,23

Abgesehen von der oc/Gewebe-Konfiguration, die den geringsten Betrag der optimalen Deckschichtdicke aufweist, liegen die übrigen Werte der optimalen Deckschichtdicke oberhalb jener Werte, die produktionstechnisch erreicht werden konnten. Entsprechend sind die Werte des optimalen Biege-E-Moduls ebenfalls höher als jene, die mit den hergestellten Sandwichkonfigurationen erreicht werden konnten (vgl. Abbildung 7.12). Da mit geringerer Deckschichtdicke jedoch die Dichte reduziert wird, bietet sich ein Vergleich des Werkstoffindex an, um das Leichtbaupotential zu bewerten (vgl. Abschnitt 5.4.1, Gleichung 5.28). Den bei der Optimierung errechneten Werkstoffindex zeigt Abbildung 7.13 sowohl für die Werte der optimierten Geo-

metrien, als auch für die realen Messwerte der dem Optimum am nächsten liegenden Sandwichkonfiguration. Die Messwerte liegen durchweg deutlich unterhalb des Optimums. Jedoch wird die Menge PUR-Schaum, die Deckschicht und Kern verbindet, vom Werkstoffindex nicht berücksichtigt. Zieht man den theoretischen Werkstoffindex heran, der durch Herausrechnen der Dichte des überschüssigen PUR entsteht (vgl. Abbildung 7.11), so entsteht ein Messwert, der deutlich näher am Optimum liegt. Hierbei wird lediglich der Wert der Dichte verändert, der Messwert des Biege-E-Moduls wird beibehalten. Vergleicht man nun diesen Wert mit herausgerechnetem PUR mit dem theoretischen Optimum, stimmen die Werte recht gut überein. Die Abweichung durch die im Vergleich zum Optimum geringere Deckschichtdicke ist also klein, unter der Annahme, dass das im Modell nicht berücksichtigte PUR in der Kernstruktur keinen Einfluss auf die Steifigkeit hat. Generell scheint diese Annahme zutreffen, lediglich bei den Varianten mit erhöhtem PUR-Gehalt (480gew226oc sowie 480gel226bc) sind dichteinduzierte Abweichungen erkennbar. Erwartungsgemäß zeigen Varianten mit offenzelliger Kernstruktur im Vergleich der untersuchten Sandwichkonfigurationen größeres Leichtbaupotential als die geschlossenzelligen Varianten. Die Faserarchitektur der Deckschichten bewirkt nur einen geringen Unterschied im optimalen Werkstoffindex, obwohl die zugehörigen Deckschichtdicken (siehe Tabelle 7.2) sich etwas unterscheiden.

Es sei anzumerken, dass weder bei den (auf den Messwerten der Sandwichkomponenten basierenden) theoretischen Werten noch bei den experimentellen Werten der Sandwichproben Fehlerbalken im Diagramm aufgeführt sind. Aufgrund der rechnerischen Fehlerfortpflanzung bei der Division zweier fehlerbehafteten Größen würden die Fehlerbalken rechnerisch derart groß, dass ihre Aussagekraft verschwände. Es wurde daher auf Fehlerbalken verzichtet, wobei bedacht werden sollte, dass jeweils beide Vergleichsgrößen fehlerbehaftet sind.

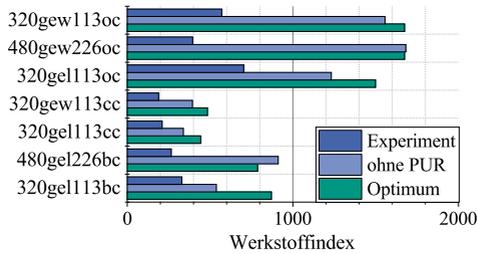


Abbildung 7.13: Vergleich des optimalen Werkstoffindex (Gleichung 5.28) und der dem Optimum am nächsten liegenden Sandwichkonfiguration, jeweils für verschiedene Deckschicht-Kern-Kombinationen

Vergleich der Biegesteifigkeit mit der Literatur Der Abgleich der ermittelten Werte der Sandwich-Biegesteifigkeit mit der Literatur verfolgt vor allem das Ziel, den massespezifischen Biege-E-Modul der untersuchten Sandwichkonfigurationen einzuordnen, welcher über den Werkstoffindex $M = E_{Biege} / \rho_{eff}^3$ ausgedrückt wird (vgl. Abschnitt 5.4.1, Gleichung 5.28) und somit ein Maß für das Leichtbaupotential darstellt.

Es konnte in der Literatur keine Arbeit gefunden werden, welche die quasistatischen Biegeeigenschaften von Sandwichverbunden mit CFK-Deckschichten und Aluminiumschaumkern untersucht. In vielen Arbeiten werden Sandwichverbunde mit Aluminiumschaumkern nur in Kombination mit Aluminium-Deckschichten untersucht. CFK-Deckschichten werden häufig mit speziellen Kernstrukturen kombiniert, die z.B. durch Säulenverstärkung oder Gradierung besondere Eigenschaften aufweisen, die jedoch nicht sinnvoll mit den hier untersuchten Sandwichkonfigurationen vergleichbar sind.

Für den Literaturvergleich in Tabelle 7.3 werden daher zunächst Arbeiten zu Sandwichverbunden mit Aluminiumschaumkern herangezogen: Crupi et al. [18] sowie Yu et al [139] untersuchen Sandwichverbunde mit Aluminiumdeckschichten und geschlossenzelligem Aluminiumschaumkern.

Yu et al. verwenden das gleiche Modell für die Biegesteifigkeit, wie es in dieser Arbeit verwendet wird (vgl. Abschnitt 5.4.1). Der Versuchsaufbau

weicht jedoch als Dreipunktbiegeversuch ab. Die Werte des E-Moduls für Deckschicht und Kern sowie die relative Kerndichte sind in der Arbeit aufgeführt. Für die Dichte von Aluminium wurde ein Wert von $2,7 \text{ g/cm}^3$ angenommen [143]. Mit diesen Werten wurde der effektive Biegemodul sowie die effektive Dichte errechnet.

Crupi et al. [18] untersuchen Integralsandwichverbunde (AFS, vgl. [35]) und geben die Geometriewerte der Sandwichverbunde sowie die effektive Dichte an. Der E-Modul von Deckschicht und Kern wird jeweils aus der CES-Datenbank entnommen [143], letzterer auf Basis der Angabe der Kerndichte. Der Biege-E-Modul ist nicht angegeben, und wird daher über das hier verwendete Modell (vgl. Abschnitt 5.4.1, Gleichung 5.27) errechnet.

Als weitere Sandwichkonfigurationen werden Kenndaten aus der CES-Datenbank [143] kombiniert. Hierbei werden die Ergebnisse der Werkstoffauswahl berücksichtigt (vgl. Abschnitt 7.2.1 und 7.2.2). Als Deckschichtwerkstoff wird demnach CFK eingesetzt. Für die Kernstruktur werden drei Polymerschäume eingesetzt, die jeweils die geringste hinterlegte Dichte aufweisen: Polystyrolschaum (EPS) mit $0,020 \text{ g/cm}^3$ Dichte, Phenolschaum mit $0,035 \text{ g/cm}^3$ Dichte, sowie Polyurethanschaum mit $0,062 \text{ g/cm}^3$ Dichte. Das Verhältnis der Deckschichtdicke zur Kerndicke wird den Sandwichverbunden angeglichen, die in dieser Arbeit geprüft wurden.

Den Literaturwerten gegenübergestellt werden zwei repräsentative Konfigurationen aus den hier untersuchten Sandwichverbunden: die Standardkonfiguration 320gew113oc sowie das Äquivalent mit geschlossenem Kern 320gew113cc. Es sei anzumerken, dass die Werte für ρ_{eff} und E_{Biege} den im Versuch ermittelten Messwerten entsprechen. Deren Betrag ist jeweils etwas größer als die Kombination der Komponenten ergeben würde, da das zusätzlich enthaltene PUR in der Verbindung zwischen Deckschicht und Kern in der Rechnung nicht berücksichtigt wird.

Der Vergleich in Tabelle 7.3 zeigt, dass das erzielte Verhältnis aus effektivem Biege-E-Modul und Dichte (dargestellt über den Werkstoffindex M) der hier geprüften Proben deutlich höher ist als jenes der Aluminium-

Tabelle 7.3: Vergleich der massespezifischen Biegesteifigkeit mit Literaturwerten

Quelle	E_f (GPa)	E_c (GPa)	ρ_{eff} (g/cm ³)	E_{Biege} (GPa)	$M = E_{Biege} / \rho_{eff}^3$ (GPa cm ⁹ / g ³)
Yu et al. [139]					
# 2046	57	0,65	0,565	16,15	89,62
# 2057	57	0,65	0,566	16,29	89,95
# 2060	57	0,65	0,565	16,19	89,73
Crupi et al [18]					
Alulight	75 ⁶	4,79 ⁶	0,95	38,18	44,53
Schunk	75 ⁶	3,85 ⁶	0,87	36,72	55,76
CES-Kombinationen [143]					
CFK-EPS	100	0,005	0,073	9,81	24777,64
CFK-Phenol	100	0,006	0,088	9,81	14434,99
CFK-PUR	100	0,015	0,114	9,82	6626,03
Eigene Sandwichkonfigurationen					
320gew113oc	41,74	0,161	0,206 ⁷	5,01 ⁷	573,11
320gew113cc	41,74	0,355	0,325 ⁷	6,53 ⁷	190,22

Integralsandwiches, die von Yu et al. [139] sowie Crupi et al. [18] untersucht wurden. Das Leichtbaupotential ist also bei den CFK-Aluminiumschaum-Sandwichverbunden deutlich größer. Dies ist vor allem der geringeren Dichte der Sandwichverbunde zuzuschreiben, denn der Absolutwert des Biege-E-Moduls ist bei den Integralsandwiches höher. Von den beiden betrachteten Konfigurationen weist jene mit dem leichteren oc-Kern die größere masse-

⁶ Wert ermittelt mit CES-Datenbank [143]

⁷ Messwerte aus Biegeversuch

spezifische Biegesteifigkeit auf, was sich mit den Ergebnissen der Werkstoffauswahl deckt (vgl. Abbildung 7.13).x

Durch die Sandwichkonfigurationen aus den CES-Dantesätzen [143] ist erkennbar, dass durch die Verwendung von leichteren Kunststoffschäumen der Werkstoffindex M noch weiter erhöht werden könnte. Es sei hier jedoch anzumerken, dass diese Betrachtung nur für die massespezifische Biegesteifigkeit gilt. Ein sehr leichter Sandwichkern weist z.B. in der Regel eine deutlich geringere Festigkeit auf, wodurch die Biegefestigkeit des Sandwichverbunds geringer ausfällt. Wie in Abschnitt 2.1.4 beschrieben, müssen für die Auslegung von Sandwichverbunden in der Praxis weitere Randbedingungen beachtet werden.

Failure Mode Maps In die entsprechend Abschnitt 5.4.3 aufgestellten Gleichungen wurden die Messwerte aus den mechanischen und materialographischen Untersuchungen eingesetzt. Darüber hinaus wurde, wie in Gleichung 5.52 beschrieben, aus der errechneten Deckschichtspannung der nach entsprechend versagten Proben der Faktor k berechnet. Dieser setzt die Druckfestigkeit ins Verhältnis zur Zugfestigkeit und wird verwendet, da die Druckfestigkeit einen geringeren Betrag aufweist als die Zugfestigkeit (und somit im Biegefall versagenskritischer ist), jedoch versuchstechnisch nicht ermittelt werden kann. Der Durchschnitt aus allen Proben, deren Deckschicht versagte, ergibt einen Wert von $k = 0,30 \pm 0,08$.

Für den Wert S in der Berechnung der kritischen Kraft für Dimpling (vgl. Gleichung 5.55) wurde, wie in Abschnitt 7.1.3 diskutiert, der durchschnittliche Zellwandabstand eingesetzt (siehe Tabelle 6.1). Nur in einem Fall (Konfiguration 160gel113cc, vgl. Abschnitt 7.2.4 Abbildung 7.14) wurde teilweise Dimpling beobachtet, während der vorhergesagte Versagensmodus „Deckschichtversagen“ deutlich abwich. In einem weiteren Fall (Konfiguration 160gew113cc) konnte die Abweichung durch die Nähe zur entsprechenden Grenzlinie erklärt werden. Die kritische Kraft für Dimpling wurde

also nicht generell überschätzt, die Verwendung der gewählten Größen für das Äquivalent der Wabengröße erscheint geeignet.

Die resultierenden Failure Mode Maps werden wie beschrieben als eindimensionales Diagramm dargestellt, siehe Abbildung 7.14.

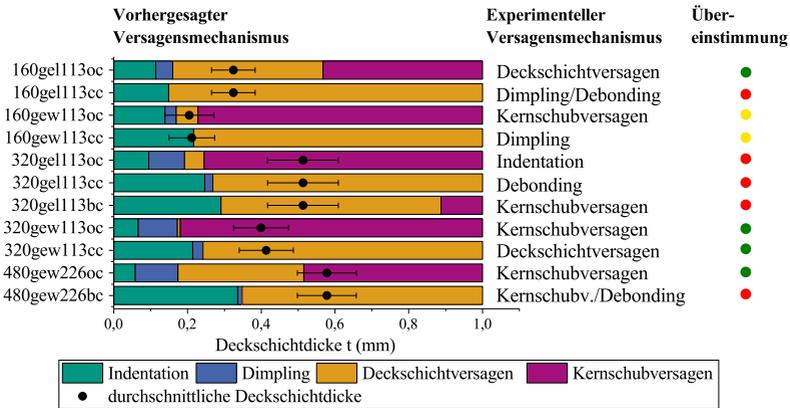


Abbildung 7.14: Eindimensionale Failure Mode Map inklusive experimentellem Abgleich [153]

Aus dem ursprünglichen Diagramm der Deckschichtdicke über dem Auflagerabstand wird bei konstantem Auflagerabstand lediglich die Deckschichtdicke variiert. Im experimentellen Abgleich durch die Biegeversuche (vgl. Abschnitt 4.2.1) wurde der Auflagerabstand ebenfalls konstant gehalten. In der eindimensionalen Failure-Mode-Map (Abbildung 7.14) sind die gemäß Modellierung auftretenden Versagensmechanismen in Abhängigkeit der jeweiligen Deckschichtdicke farblich gekennzeichnet. Aus den Experimenten sind jeweils die durchschnittliche Deckschichtdicke als Punkt eingezeichnet, woraus sich die Vorhersage des vorherrschenden Versagensmechanismus ableiten lässt. Rechts neben dem Diagramm ist jeweils der im Experiment überwiegende Versagensmechanismus aufgeführt, und die Übereinstimmung mit der Vorhersage farblich gekennzeichnet. Grün bedeutet hier eine Übereinstimmung, rot eine Abweichung von der Vorhersage. Gelb gekennzeichnet

wurden Sandwichkonfigurationen, bei denen durch die Streuung der Deckschichtdicke bzw. durch die Enge des jeweiligen Bereichs des Versagensmechanismus mehr als ein Versagensmechanismus vorhergesagt wird, und einer dieser Mechanismen experimentell überwiegt. Es sei anzumerken, dass ein fünfter Versagensmechanismus auftrat, der mit „Debonding“ beschrieben wird. Dieser ist auf fehlerhafte Proben mit großen Abschnitten ohne Deckschichtanbindung zum Kern zurückzuführen, vgl. Abschnitt 6.2.4. Dieser trat vornehmlich bei Proben mit bc-Kern (480gew226bc) bzw. mit Gelege-Deckschicht (320gel113cc) auf, und führte entsprechend zu fehlender Übereinstimmung mit der Vorhersage durch die FMM-Modellierung. Auch weitere Konfigurationen mit Gelege-Deckschicht und mit bc-Kernstruktur (nicht zwingend in Kombination) zeigen Diskrepanzen zwischen Vorhersage und Experiment. In allen übrigen Fällen herrscht eine gute Übereinstimmung. Auch die Vorhersage des Deckschichtversagens stimmt in diesen Fällen mit der experimentellen Beobachtung überein, weswegen auch das Vorgehen bezüglich der Druckfestigkeit mit dem Faktor k angebracht scheint.

Zur besseren Einordnung der Abweichungen zwischen Experiment und Vorhersage zeigt Tabelle 7.4 die errechneten kritischen Kräfte für den vorhergesagten Versagensfall, sowie die tatsächlich auftretenden Maximalkräfte im Biegeversuch. Naheliegend sind große Abweichungen bei den angesprochenen Sandwichkonfigurationen mit bc-Kern bzw. mit Gelege-Deckschicht, bei denen der vorausgesagte Versagensmodus im Versuch nicht eintritt. Bei jenen Konfigurationen, deren Übereinstimmung in Abbildung 7.14 gelb gekennzeichnet sind, zeigt sich jedoch in zwei von drei Fällen eine geringe Differenz zwischen der Voraussage und dem experimentellen Messwert. Durch nah beieinanderliegende kritische Kräfte kann eine Vorhersage bereits durch kleine Abweichungen verursacht werden.

Besonders hervor sticht die Abweichung der kritischen Kräfte von über 70 % bei der 480gew226oc-Konfiguration, trotz Übereinstimmung beim Versagensmechanismus. Grund hierfür ist vermutlich eine Überschätzung durch eine hohe Biegesteifigkeit, die bei dieser Konfiguration signifikant höher

Tabelle 7.4: Vergleich der kritischen Kräfte im Vierpunkt-Biegeversuch mit FMM-Modellierung [153]

Konfiguration	Kritische Kraft FMM-Modell (N)	Maximalkraft im Biegeversuch (N)	Differenz (%)
160gel113oc	536,3	476,7± 20,5	12,5
160gel113cc	668,4	885,2± 91,5	-24,5
160gew113oc	725,0	724,0± 27,2	0,1
160gew113cc	1430,0	1855,5± 26,0	-22,9
320gel113oc	716,6	645,6± 35,7	11,0
320gel113cc	1757,0	1226,5± 332,7	43,3
320gel113bc	1317,8	771,5± 152,2	70,8
320gew113oc	824,1	680,0± 13,6	21,2
320gew113cc	1683,3	1559,3± 101,8	8,0
480gew226oc	1722,7	963,9± 109,2	78,7
480gew226bc	2299,6	1809,3± 97,6	27,1

ist als bei den korrespondierenden Konfigurationen geringerer Deckschichtdicke. Die Biegesteifigkeit geht unter anderem in die Gleichung für Kernschubversagen ein (Gleichung 5.58), und führt hier zu einem hohen Betrag der vorhergesagten kritischen Kraft für Kernschub. Alle Konfigurationen mit Gewebe-Deckschicht und oc-Kern versagen durch Kernschub, was dafür spricht, dass der Kern auch bei der angesprochenen 480gew226oc-Konfiguration die schwächste Komponente ist. Die entsprechende kritische Kraft dürfte demnach aber nicht signifikant höher sein als bei den anderen Gewebe-oc-Konfigurationen, was im Experiment auch der Fall ist. Dass der vorausgesagte Versagensmechanismus für die 480gew226oc-Konfiguration dennoch mit dem Experiment übereinstimmt, spricht für die Robustheit des Verfahrens.

7.3 Dynamische Eigenschaften des Sandwichverbunds

Die dynamischen Eigenschaften des Sandwichverbunds wurden durch zwei Versuche abgebildet. Zum einen wurde der in der Literatur verbreitete Low-Velocity-Impact-Test durchgeführt, der im folgenden auch als Durchstoßversuch bezeichnet wird. Er wurde mit gleichem Aufbau sowohl dynamisch als auch quasistatisch durchgeführt, wobei die Proben vollständig durchstoßen wurden. Zum anderen wurde als der Small-Mass-Impact-Test durchgeführt. Er simuliert den Belastungsfall eines Steinschlags und führt zu keiner vollständigen Perforation der Proben.

7.3.1 Durchstoßversuch

Vergleich des dynamischen und des quasistatischen Durchstoßversuchs Abbildung 7.15 zeigt eine Gegenüberstellung der Messkurven jeweils einer Sandwichkonfiguration aus dem dynamischen (rot) und dem quasistatischen Durchstoßversuch (blau). Es wird deutlich, dass sich der Kraftverlauf qualitativ und quantitativ weitgehend gleicht. Der einzig relevante Unterschied ist das Fehlen der Oszillationen in den quasistatischen Messkurven. Sie werden auf Schwingungen des Versuchsaufbaus im dynamischen Versuch zurückgeführt, da ähnliche Aufbauschwingungen auch bei den durchgeführten Small-Mass-Impactversuchen beobachtet wurden.

DIC-Messungen der Probenunterseite Sowohl der dynamische als auch der quasistatische Durchstoßversuch wurde jeweils von einer DIC-Messung der Probenunterseite begleitet. Hierbei war die DIC-Messung des dynamischen Versuchs von deutlich schlechterer Qualität, da wegen des beschränkten Bildausschnitts im Fallturm eine einzelne Kamera eingesetzt werden musste, die aufgrund der nötigen hohen Bildfrequenz von 10 kHz eine beschränkte optische Auflösung aufweist. Aufgrund der Gleichheit des

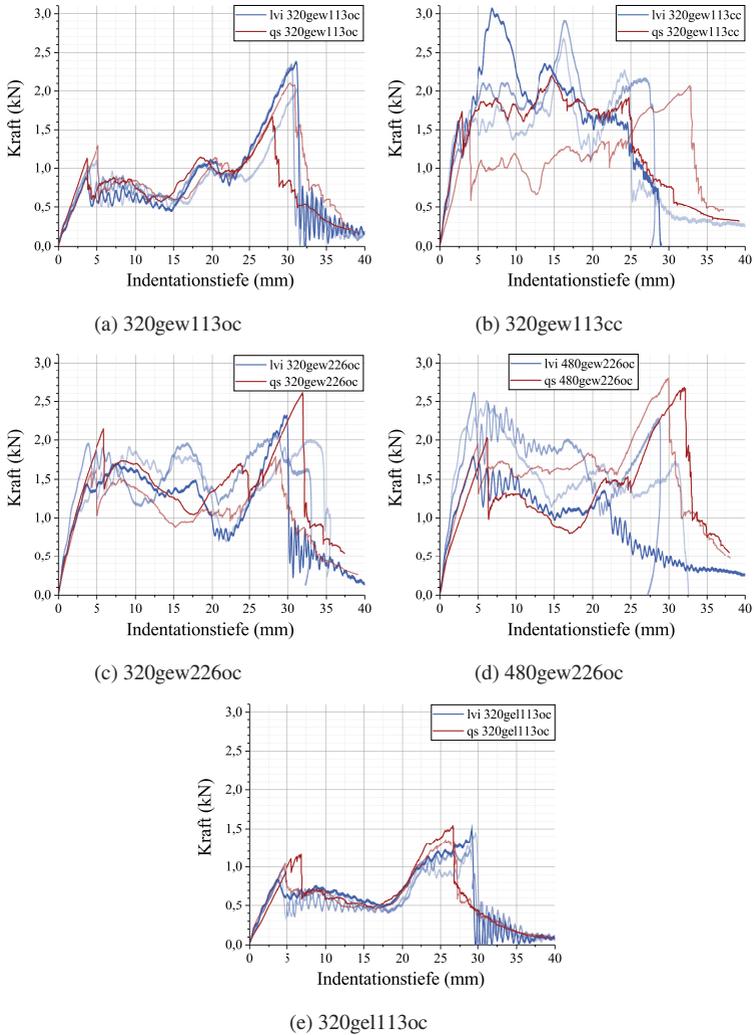


Abbildung 7.15: Vergleich von LVI (blau) und quasi-statischen (rot) Ergebnissen der Indentationsversuche, jeweils eine Sandwichkonfiguration pro Diagramm [150]

Versuchsaufbaus konnte die DIC-Messung der quasistatischen Versuche gleichwertig ausgewertet werden.

Die DIC-Messung des dynamischen Versuchs (vgl. Abschnitt 6.3, Abbildung 6.30) lässt einen deutlichen Unterschied zwischen den Faserarchitekturen der Deckschichten erkennen, welcher in den DIC-Messungen des quasistatischen Versuchs (vgl. Abbildung 6.33) bestätigt wird: Bei allen Gelege-Deckschichten wird eine homogene, kreisförmige Ausbeulung beobachtet. Im Gegensatz zeigen die Gewebestrukturen eine Kreuzform mit geringeren Dehnungen in die beiden Faser-Hauptrichtungen. Bei den Proben mit nur einer Lage Gewebe pro Deckschicht ist sogar die Faserstruktur der einzelnen Webfäden im Bild des Dehnungsfelds erkennbar, weswegen die unterschiedliche Dehnungscharakteristik eindeutig den Fasern zuzuschreiben ist. Die CT-Aufnahmen (vgl. Abbildung 6.39) legen nahe, dass die Erkennbarkeit der Faserstruktur auch durch die Ablösung der Deckschicht vom Kern ermöglicht wird. Hierdurch wird die Verformung der Deckschicht in Plattenebene (d.h. z.B. die Scherung) nicht durch den Kern behindert, weswegen sie durch die Faserstruktur dominiert werden kann.

Einfluss der Sandwichkomponenten auf den Kraftverlauf Die Kurven des Kraftverlaufs wurden zur Beurteilung des Einflusses der Sandwich-Konfigurationsparameter ausgewertet. Damit charakteristische Abschnitte des Kurvenverlaufs möglichst eindeutig den auftretenden Schadensmechanismen zuzuordnen sind, wurden diese durch computertomographische Aufnahmen untersucht. Der hierfür nötige Aufbau unterscheidet sich zwar in der Probengröße und dem Auflagerdurchmesser von den außerhalb des CTs stattfindenden Versuchen, ergibt jedoch größtenteils zumindest qualitativ vergleichbare Kraftkurven: Abbildung 7.16 zeigt einen Vergleich der Messkurven der 320gew113oc-Konfiguration (links) sowie der 160gew113cc-Konfiguration (rechts). In blau dargestellt ist jeweils eine Messkurve aus dem quasistatischen Versuch sowie in türkis aus dem dynamischen LVI-Versuch (vgl. Abbildungen 6.28 bzw. 6.31, jeweils schwarze Kurve), in rot die Mess-

kurve der CT-gescannten Probe (vgl. Abbildung 6.35). Qualitativ fällt die deutliche Ähnlichkeit des Kurvenverlaufs auf. Im Falle der oc-Konfiguration ist auch die Höhe des ersten Kraftpeaks vergleichbar, die Werte der Indentationstiefe jedoch nicht: der Kraftanstieg zum zweiten Peak der im CT-gescannten Probe erfolgt früher als bei den beiden anderen Messkurven. Bei der cc-Konfiguration unterscheidet sich auch der Kraftpeak, der bei der CT-Probe bei geringerer Indentationstiefe und mit größerem Betrag auftritt. Als maßgeblicher Unterschied konnte zudem in den CT-Versuchen die untere Deckschicht nicht perforiert werden, wodurch bei den oc-Konfigurationen der zweite Kraftpeak entfällt, und beide Kurven vorzeitig enden.

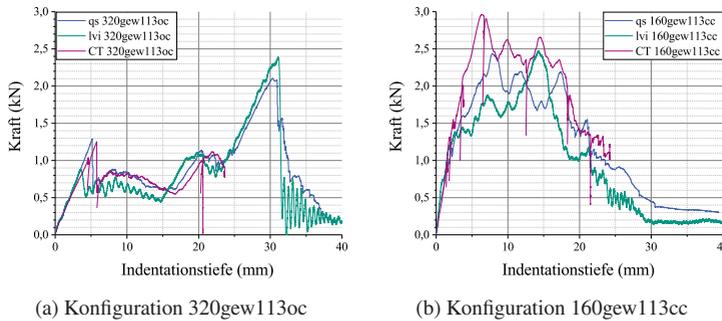


Abbildung 7.16: Vergleich der Messkurven aus dem Durchstoßversuch: LVI, quasistatisch, sowie quasistatisch im CT

Die Zuordnung der Schadensbilder zu den entsprechenden Abschnitten der Kraftkurve lieferte folgende Erkenntnisse: Bei allen Sandwichkonfigurationen besteht der Durchstoßvorgang aus drei Stadien. Zunächst wird eine initiale Kraftspitze beobachtet, die von der Perforation der oberen Deckschicht verursacht wird. Gefolgt von einem Kraftabfall weist der Kraftverlauf ein Plateau auf, während dessen die Kernstruktur durchdrungen wird. Das Durchstoßen der unteren Deckschicht wird wiederum von einem finalen Kraftpeak begleitet.

Die Sandwich-Konfigurationsparameter bewirken hierbei Unterschiede im ansonsten vergleichbaren Kurvenverlauf: Während das Faser-Flächengewicht und die Faserarchitektur (im Gegensatz zum Dehnungsfeld der Deckschichten) auf den Kraftverlauf der Indentation keinen messbaren Einfluss aufweisen, beeinflussen die PUR-Menge und vor allem die Kernstruktur den Kraftverlauf deutlich.

Eine größere PUR-Menge bewirkt dabei höhere Durchstoßkräfte, sowohl in der initialen und finalen Kraftspitze beim Durchstoßen der Deckschichten, als auch im Kraftniveau des Plateaus während der Perforation des Kerns. Da das Schadensbild optisch jenen Konfigurationen mit geringerer PUR-Menge gleicht, wird hier jedoch kein unterschiedlicher Mechanismus vermutet, sondern lediglich eine stärkere Ausprägung der Stützwirkung des PUR.

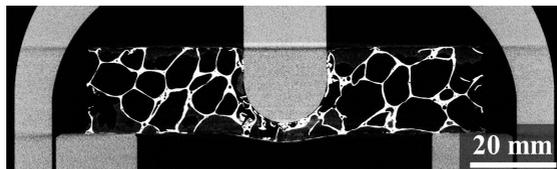
Die Kerntypen unterscheiden sich im Kraftverlauf des Plateaus und in dessen Betrag. Die oc-Kernstruktur zeigt nach dem ersten Plateaubereich ein weiteres Plateau mit etwas erhöhter Kraft. Während des ersten Plateaus scheint die Kernstruktur maßgeblich vom Indenter radial verdrängt zu werden, wohingegen im zweiten Plateaustadium eine Verdichtung der Kernstruktur sowie das Abreißen des Kerns am Rand des Indenterquerschnitts erkennbar ist (vgl. CT-Bilder in Abbildung 6.37, Stufe 3). Das Plateau beim Durchstoßen der cc-Kernstruktur hat einen deutlich höheren Betrag, sodass es nur durch einen kurzen Kraftabfall nach der Perforation der oberen Deckschicht von ebendieser Perforation unterscheidbar ist. Dieser hohe Kraftbetrag im Plateau, verbunden mit der starken Schwankung, ist vermutlich abhängig von der jeweiligen lokalen Kerndichte, denn nicht alle cc-Proben weisen ihn in dieser Ausprägung auf (vgl. Abbildung 7.15b). Die CT-Aufnahme einer Probe mit cc-Kern zeigt, dass das Durchstoßen des Kerns verstärkt von einem „Stanzen“ der Kernstruktur unter dem Indenter begleitet wird (vgl. Abbildung 6.38, Stufen 3 bis 7). Bei Erreichen der unteren Deckschicht wird diese vom Kern abgelöst und (bis auf jene Versuche mit abweichender Geometrie in der PMMA-Glocke) durchstoßen. Hierbei legen sowohl die CT-Scans in Abbildung 6.38i, als auch jene der dynamisch durchstoße-

nen Proben in Abbildung 6.39 (Abschnitt 6.3.1) nahe, dass das Durchstoßen der unteren Deckschicht mit einem Ausstanzen eines Teils der Kernstruktur verbunden sein kann.

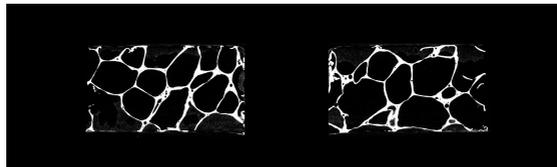
Verformungsverhalten der Kernstrukturen Auch das Verformungsverhalten der gesamten Probe wird maßgeblich von den Kernstrukturen beeinflusst, wie die CT-Aufnahmen in den Abbildungen 6.37, 6.38 und 6.39 zeigen. Die Deckschicht ist im Bild aufgrund der Kontrastverhältnisse des deutlich dichteren Kerns jeweils nicht immer gut erkennbar, das globale Verformungsverhalten der Probe kann dennoch gut beurteilt werden. Auffällig ist die insgesamt geringere Ausbeulung der cc-Proben, obwohl das Kraftniveau das der Standardkonfiguration deutlich übertrifft. Die Probe bleibt dabei insgesamt fast gerade, im Gegensatz zur oc-Probe, welche auf beiden Seiten der Probe eine deutliche Ausbeulung zeigt. Während sich bei der oc-Probe in Stufe 4 ein Riss durch den Kern erahnen lässt, ist in der Konfiguration mit cc-Kern deutlich ein Ablösen der unteren Deckschicht ab Stufe 7 erkennbar. Äußerlich lassen sich diese beiden Schadensbilder nicht unterscheiden, da die Deckschichten den Kern verdecken.

Um den beschriebenen Unterschied des Verformungsverhaltens der oc- und cc-Kernstrukturen in der Umgebung des Indenters quantitativ beschreiben zu können, wurden die CT-Aufnahmen der schrittweise in der PMMA-Glocke durchgeführten Indentationsversuche ausgewertet (160gew113cc-Probe siehe Abbildung 6.38, 320gew113oc-Probe siehe Abbildung 6.37). Die Segmentierung erfolgte per dynamischem Schwellwert, was sich bei den Untersuchungen zur Korrosion als geeignet erwiesen hat (vgl. Abschnitt 4.1.2). Hierbei wird die relative Dichte jenes Probenvolumens betrachtet, welches den Indenter radial umgibt. Das Probenvolumen, das vom Indenter durchstoßen wird (d.h. probenmittig ein Zylinder mit dem Durchmesser des Indenters, nachfolgend mit „Indenterbahn“ beschrieben) wird dabei bewusst nicht berücksichtigt.

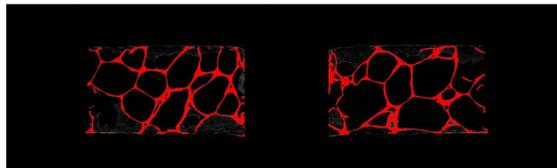
Abbildung 7.17 zeigt schematisch die Verarbeitung der CT-Bilder für den Vergleich des Verformungsverhaltens, beispielhaft an der 160gew113cc-Probe in Stufe 6 (vgl. Abbildung 6.38g): Die Probe wurde isoliert, sowie die „Indenterbahn“ als Zylinder mit dem Durchmesser des Indenters ausgeschnitten, siehe Abbildung 7.17b. Das verbleibende Volumen wurde segmentiert (rot markiert in Abbildung 7.17c), und daraus die relative Dichte errechnet. Dieses Vorgehen wurde jeweils für jede Stufe auf das gesamte Probenvolumen angewandt.



(a) Exemplarischer Probenausschnitt



(b) Entfernen des Auflagers sowie der „Indenterbahn“



(c) Segmentiertes Kernvolumen

Abbildung 7.17: Schematischer Ablauf der Bildverarbeitung zur Untersuchung des Durchstoß-Verformungsverhaltens am Beispiel einer cc-Konfiguration

Abbildung 7.18 zeigt die Änderung dieser relativen Dichte, wobei die beiden betrachteten oc- und cc-Probenkonfigurationen jeweils mit ihrem Ausgangszustand vor der Indentierung verglichen wurden.

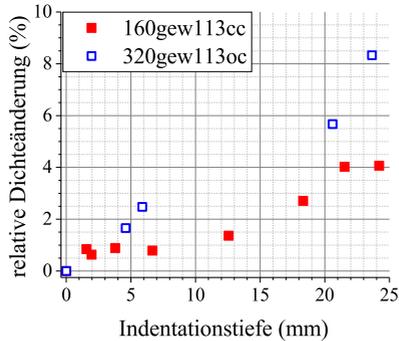


Abbildung 7.18: Vergleich der Dichteänderung außerhalb der „Indenterbahn“ beim Durchstoßversuch

Bei der oc-Probe wurde in Abbildung 6.37 ein Verdrängen des Kernmaterials beobachtet, welches sich durch ein zur-Seite-Schieben radial zur Bewegungsrichtung des Indenters beschreiben lässt. Hierdurch erhöht sich die lokale relative Dichte um den Indenter herum, da das vom Indenter verdrängte Material zusätzlich in dieses Volumen gedrückt wird. Die relative Dichte des betrachteten Probenvolumens nimmt entsprechend mit fortschreitender Indentation zu, wie auch die Werte in Abbildung 7.18 bestätigen.

Ein dem Stanzen ähnliches Verformungsverhalten (beobachtet beim geschlossenzelligen Kerntyp) bewirkt eine Verdrängung des Materials unter dem Indenter in dessen Bewegungsrichtung. Da das Material hauptsächlich vor dem Indenter vorangeschoben wird und somit weniger in radialer Richtung, ist die Änderung der lokalen relative Dichte um den Indenter geringer. Die Werte für die Probe mit cc-Kern in Abbildung 7.18 zeigen entsprechend eine weniger ausgeprägte Zunahme der relativen Dichte des betrachteten Probenvolumens.

Diese Werte decken sich mit den Beobachtungen in Abschnitt 6.3.1: Die im dynamischen LVI-Versuch durchstoßenen Proben in Abbildung 6.39 lassen für den oc-Kern ebenfalls eine radiale Verdrängung der Kernstruktur er-

kennen, während die cc-Struktur abgesehen von einigen abgeknickten Zellwänden eher ausgestanzt wurde.

Vergleich mit der Literatur Ein quantitativer Vergleich der Durchstoßkräfte und -energien ist bei abweichender Geometrie der Proben bzw. des Versuchsaufbaus nicht trivial, da im Gegensatz zu den Biegeversuchen der Lastfall der Durchstoßversuche nicht auf einfache Weise skalierbar ist. Dennoch bietet sich ein Vergleich der Größenordnungen mit der Literatur an. Hierzu zeigt Tabelle 7.5 eine Übersicht mit Vergleichswerten aus zwei Quellen, die sich durch ähnliche Materialwahl (Li et al. [89]) bzw. durch eine ähnliche Versuchsführung (Crupi et al. [19]) als besonders passend für den Vergleich auszeichnen.

Zusätzlich sinnvoll ist ein qualitativer Vergleich. Hier zeigt sich, dass das Verformungsverhalten der untersuchten Sandwichverbunde – speziell mit der oc-Struktur – jenem von AFS ähnelt, bei denen die Deckschichten ebenfalls aus Aluminium bestehen (vgl. Crupi et al. [19,21], bzw. Abschnitt 2.3.3 Abbildung 2.3). Dies ist insofern erstaunlich, als dass Aluminium in diesem Fall sehr duktile Verformung zeigt, während faserverstärkte Kunststoffe in der Regel spröde brechen (vgl. Li et al. [89], bzw. Abbildung 2.6). Zudem enthalten AFS geschlossenzellige Aluminiumschaumkerne, während die Ähnlichkeit mit den hier untersuchten Konfigurationen für die offenzellige Kernstruktur ausgeprägter ist als für die geschlossenzelligen Kerne.

Li et al. [89] (vgl. Tabelle 7.5) untersuchen das Durchstoßverhalten von Sandwichverbunden mit GFK-Deckschichten und geschlossenzelligem Aluminiumschaumkern. Der Faservolumengehalt, die Gewebestruktur und die biaxiale Faserorientierung sind hierbei ähnlich zu den in dieser Arbeit untersuchten Sandwichverbunden. Die Deckschichtdicke ist jedoch deutlich größer (1,2 bis 2 mm im Gegensatz zu den hier verwendeten ca. 0,2 bis 0,6 mm), während die Sandwichhöhe mit 18,2 mm nur etwas geringer ist als die der hier geprüften Sandwichverbunde. Die Verstärkung besteht aus Glasfasern, und die Matrix ist monolithisch. Ein weiterer relevanter Unterschied ist die

Tabelle 7.5: Vergleich der Durchstoßeigenschaften mit Literaturwerten

Quelle	Breite x Höhe Proben (mm)	Inden- ter-Ø (mm)	max. Kraft (kN)	absor- bierte Energie (J)	dichte- spez. Energie (Jcm³/g)
Li et al. [89]					
2.0-15-1.2-1	150x18,2	39	9,2	137	187,1
2.0-15-1.2-2	150x18,2	39	10,0	120	163,8
Crupi et al [19] (jeweils 8 m/s)					
Alulight	60x11	20	10,7	118	124,2
Schunk	60x11	20	8,7	120	137,9
Eigene Sandwichkonfigurationen					
320gew113oc	150x20,7	20	2,1	31,1	147,4
320gew113cc	150x20,7	20	2,6	47,5	159,4
320gew226oc	150x20,7	20	2,2	47,4	180,0

formschlüssige Fixierung der Proben im Versuch durch Bohrungen, während hier eine Klemmung eingesetzt wurde. Li et al. führen ebenfalls zum Vergleich quasistatische Indentationsversuche durch. Es zeigt sich auch hier, dass der Kraftverlauf der dynamischen und quasistatischen Indentation nahezu identisch ist. Auch werden die drei Stadien mit erster Lastspitze, Plateaubereich und zweiter Lastspitze beobachtet. Das Versagensbild ähnelt jenem der hier untersuchten Proben mit cc-Kern, jedoch mit noch geringerer Ausbeulung der Sandwichprobe: Die obere Deckschicht wird kreisförmig und nahezu ohne weitere Verformung durchstanz, und die untere Deckschicht löst sich vor der Perforation vom Kern ab (vgl. Abschnitt 2.3.3, Abbildung 2.6). Die Deckschichten zeigen hier keine Verformung im Sinne einer Aus-

beulung, sondern behalten auch beim Reißen weitgehend ihre Plattenform bei. Obwohl ein quantitativer Vergleich aufgrund der Unterschiede des Versuchsaufbaus schwierig ist, gibt der Vergleich der spezifischen Energieaufnahme einen Eindruck wieder: Li et al. [89] geben für eine hemisphärische Indentergeometrie massespezifische Energiewerte von 400 sowie 457 J/kg an. Diese Größe ist stark abhängig von den Probenabmaßen bzw. dem nicht indentierten Volumen der Probe. Daher bietet sich als Vergleichsgröße die dichtetpezifische Energie an. Die entsprechenden Werte werden jeweils aus den Angaben in der Veröffentlichung errechnet. Das Ergebnis entspricht in etwa jenem der hier geprüften Proben. Hervorzuheben ist hierbei jedoch, dass bei gleichem Plattenmaß der Proben der Indenter in der Arbeit von Li et al. den doppelten Querschnittsradius aufweist, und dadurch ein größeres Volumen durchstößt und verformt. Entsprechend ist zu erwarten, dass bei gleichem Versuchsaufbau die spezifische Energieaufnahme bei den hier untersuchten Sandwichverbunden deutlich größer ausfiele als bei jenen in der Arbeit von Li et al. [89].

Dies zeigt auch der Vergleich mit den hier durchgeführten Small-Mass-Impactversuchen, bei denen mit gleicher Auflagergeometrie ähnliche Kraftwerte erzielt wurden wie im Durchstoßversuch. Es wurde hier zwar mit einer höheren Impactgeschwindigkeit gearbeitet (und einer entsprechend geringeren Masse), jedoch zeigen die Durchstoßversuche keinen nennenswerten Geschwindigkeitseinfluss, sodass die Vergleichbarkeit hier gegeben scheint. Der Durchmesser der eingesetzten Impacterkugel ist mit ca. 39 mm etwa doppelt so groß wie der des Indenters im Durchstoßversuch. Keine der Proben wurde vollständig durchstoßen, allenfalls ist die obere Deckschicht gerissen. Demnach wären mit dem größeren Indenterradius größere Kräfte (und somit höhere Energien) nötig, um die Proben zu durchstoßen.

Crupi et al. [19] (vgl. Tabelle 7.5) verwenden den gleichen Indenterdurchmesser von 20 mm, jedoch kleinere Probenmaße (60 mm Seitenlänge) und ein Auflager mit nur 40 mm Lochdurchmesser, verglichen mit den hier verwendeten Proben mit 150 mm Seitenlänge und 100 mm Lochdurchmesser.

Die Sandwichgeometrie weicht auch in der Dicke von der hier verwendeten ab: Crupi et al. untersuchen Sandwiches mit 1 mm Aluminiumdeckschichten und Kernstrukturen aus einem (mit der cc-Struktur vergleichbaren) Aluminiumschaum von 9 mm Dicke. In ihren Versuchen werden verschiedene Inkremente der Impactgeschwindigkeit geprüft, wobei speziell bei kleinen Geschwindigkeiten nur ein Eindellen oder partielles Durchstoßen der Probe erreicht wird (vgl. Abschnitt 2.3.3, Abbildung 2.3). Für den Vergleich werden daher die Durchschnittswerte der maximalen Geschwindigkeit von 8 m/s herangezogen, die auch den geringsten Unterschied zu den hier gemessenen ca. 10 m/s aufweisen. Die Durchstoßkräfte und -energien übersteigen jene der in dieser Arbeit geprüften Probenkonfigurationen um das drei- bis vierfache. Dies ist vermutlich den Deckschichten zuzuordnen, da sie den größten Unterschied zwischen den Proben darstellen. Die aufgrund der relativ dicken Deckschichten hohe Dichte bewirkt auch einen niedrigen Wert der dichtespezifischen Energie, wenngleich die Absolutwerte der absorbierten Energie höher liegen als bei den hier geprüften Sandwichkonfigurationen.

Über die in dieser Arbeit geprüften Sandwichkonfigurationen kann über die Stützwirkung des PUR bemerkt werden, dass trotz Dichtezuwachs die Sandwichkonfiguration mit 226 g/m Austragsmenge und oc-Kern eine höhere spezifische Durchstoßenergie aufweist als die Standardkonfiguration mit 113 g/m PUR und oc-Kern.

7.3.2 Impactversuch

Modellierung der Impactkräfte Die Modellierung des Impactverhaltens ist Bestandteil einer eigenen Veröffentlichung [151]. Entsprechend dem in Abschnitt 5.5.1 beschriebenen Vorgehen nach der Energiegleichgewichtsmethode wurden zunächst die Maximalkräfte im Impactversuch über der rückseitigen Ausbeulung aufgetragen, wie in Abbildung 7.19 beispielhaft dargestellt. Hierbei wurde jede Sandwichkonfiguration separat betrachtet. Gezeigt wird hier beispielhaft die Standardkonfiguration sowie eine Kon-

figuration mit cc-Kern und ansonsten gleichen Parametern. Durch die drei verschiedenen Energieinkremente wurde eine ausreichend große Spreizung der Messwerte realisiert, um eine jeweils Ausgleichsgerade zu ermöglichen. Die Steigung der Geraden entspricht hierbei K_{bs} . Es sei anzumerken, dass speziell bei höheren Energien einige Versuche nicht ausgewertet und für die Bestimmung von K_{bs} berücksichtigt wurden, da die dem Impact zugewandte Deckschicht gerissen war, und somit nicht mehr von einer linearen Steifigkeit ausgegangen werden konnte.

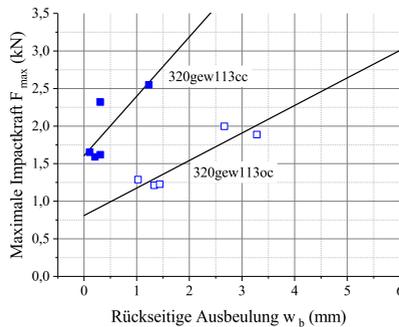


Abbildung 7.19: Maximale Impactkraft über rückseitiger Ausbeulung, inklusive Regressionsgerade zur Bestimmung von K_{bs} [151]

Mit den ermittelten Werten von K_{bs} und den daraus resultierenden Energien W_{bs} wurde nach Gleichung 5.60 (siehe Abschnitt 5.5.1) jeweils die Kontaktenergie W_c errechnet. Abbildung 7.20 zeigt die Werte von W_c über der maximalen Impactkraft im doppelt logarithmischen Diagramm, beispielhaft für die Sandwichkonfigurationen, die bereits in Abbildung 7.19 betrachtet wurden. Entsprechend Gleichung 5.66 wurden über die Steigung der Ausgleichsgeraden sowie den Wert der Geraden bei $F_{max} = 1$ N jeweils die Parameter K_i und n bestimmt.

Mit den drei Parametern K_{bs} , n und K_i wurde nun die maximale Impactkraft F_{max} abhängig von der Impactgeschwindigkeit v über die implizite Funktion in Gleichung 5.62 extrapoliert, wie Abbildung 7.21 für die beiden

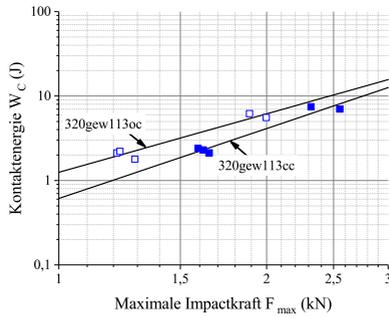


Abbildung 7.20: Kontaktenergie W_c über maximaler Impactkraft, doppelt logarithmische Skalierung, inklusive Regressionsgerade zur Bestimmung von K_i und n [151]

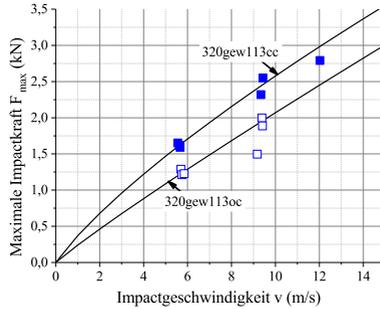


Abbildung 7.21: Maximale Impactkraft über Impactgeschwindigkeit, inklusive Extrapolation nach Energiegleichgewichts-Modell [151]

betrachteten Sandwichkonfigurationen zeigt. Der Übersicht halber sind die weiteren geprüften Sandwichkonfigurationen in Abbildung 7.22 dargestellt. Die Zahlenwerte der ermittelten Parameter K_{bs} , n und K_i zeigt Tabelle 7.6.

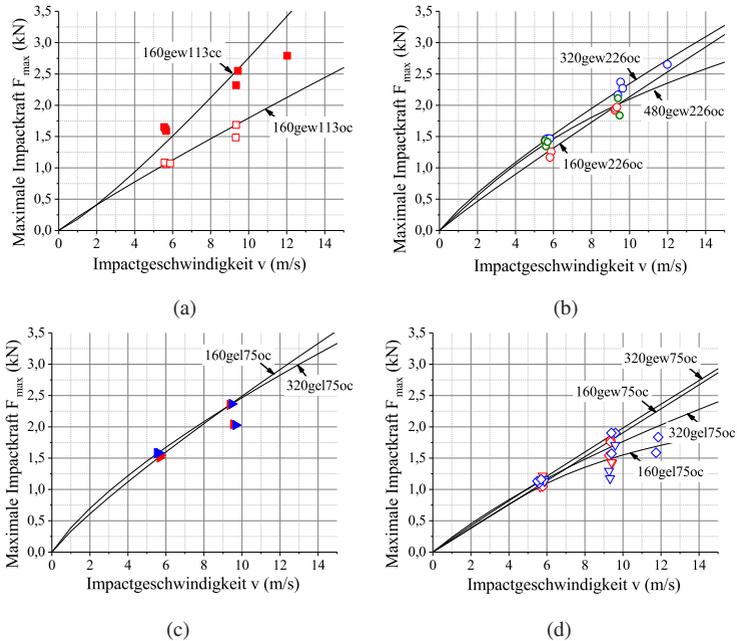


Abbildung 7.22: Maximale Impactkraft über Impactgeschwindigkeit für verschiedene Sandwich-Parameterkombinationen, jeweils inklusive Extrapolation nach Energiegleichgewichts-Modell [151]

Vergleich mit der Literatur Die Darstellung der modellierten Extrapolation der Impactkraft als Abhängigkeit von der Impactgeschwindigkeit wirft die Frage der Vergleichbarkeit auf, wenn Impactkörper mit verschiedener Masse eingesetzt werden. Sinnvoller erscheint eine Abhängigkeit von der Impactenergie. Für die durchgeführte Versuchsreihe würde sich hier jedoch lediglich die Skalierung der horizontalen Koordinatenachse ändern, da die Geschwindigkeit quadratisch in die Impactenergie eingeht. Die Größen K_{bs} , K_i und n werden jedoch unter Berücksichtigung der Impactenergie und der Maximalkräfte errechnet (vgl. Abschnitt 5.5.1). Die Impactgeschwindigkeit wird erst beim Erstellen der Funktion der Kraft explizit eingeführt. Daher ist die Modellierung trotz der gewählten Veranschaulichung nicht unmit-

Tabelle 7.6: Ermittelte Parameter für das Energiegleichgewichts-Modell (entnommen aus [151])

Bezeichnung	K_{bs} (N/m)	n	K_i (Nm ⁻ⁿ)
160gel75oc	$1,48 \cdot 10^5$	0,18	$4,33 \cdot 10^3$
160gel113cc	$1,61 \cdot 10^6$	0,73	$9,10 \cdot 10^4$
160gew75oc	$4,57 \cdot 10^5$	1,01	$2,21 \cdot 10^5$
160gew113oc	$4,02 \cdot 10^5$	0,78	$7,59 \cdot 10^4$
160gew113cc	$2,87 \cdot 10^6$	1,51	$2,83 \cdot 10^6$
160gew226oc	$5,39 \cdot 10^5$	0,85	$1,39 \cdot 10^5$
320gel75oc	$2,37 \cdot 10^5$	0,45	$1,90 \cdot 10^4$
320gel113cc	$9,12 \cdot 10^5$	0,52	$3,68 \cdot 10^4$
320gew75oc	$5,63 \cdot 10^5$	0,91	$1,46 \cdot 10^5$
320gew113oc	$3,66 \cdot 10^5$	0,77	$1,09 \cdot 10^5$
320gew113cc	$7,90 \cdot 10^5$	0,57	$5,24 \cdot 10^4$
320gew226oc	$7,90 \cdot 10^5$	0,63	$5,83 \cdot 10^4$
480gew226oc	$3,18 \cdot 10^5$	0,29	$1,09 \cdot 10^4$

telbar abhängig von der Impactermasse. Es sollte jedoch beachtet werden, dass zumindest beim gewählten Versuchsaufbau des Small-Mass-Impacts mit kugelförmigem, stählernem Impactkörper eine Veränderung der Impacttmasse in der Regel nur durch einen veränderten Kugelradius möglich ist, welcher die Vergleichbarkeit wiederum begrenzt.

Der Vergleich mit der Literatur zeigt qualitativ noch deutlicher als die Beobachtung im Durchstoßversuch, dass die untersuchten CFK-Deckschichten ein Verformungsverhalten aufweisen, welches dem deutlich duktileren Aluminium ähnelt (vgl. Abschnitt 6.3.2, Abbildung 6.41). Es werden zwar vermutlich nicht die gleichen Dehnungen erreicht. Jedoch gleicht die Form der eingedellten Proben jenen mit Aluminiumdeckschichten aus den Arbeiten

von Crupi et al. [19,21], während Proben mit zusätzlich aufgebrachtene GFK-Deckschichten ein deutlich anderes Schadensbild zeigen (vgl. [23] bzw. Abbildung 2.5). Hier delaminiert die GFK-Deckschicht großflächig, während sich das darunterliegende Aluminiumsandwich ähnlich verformt, wie es ohne die zusätzliche GFK-Schicht beobachtet wurde. Die CFK-Deckschicht der in dieser Arbeit untersuchten Sandwichproben ermöglicht diese duktile Verformung (im Impactversuch ohne Delamination), bewirkt sie aber nicht alleine. Der Vergleich der Indentationstiefe der Konfigurationen mit oc- und cc-Kern zeigt, dass nur oc-Konfigurationen eine ausgeprägte Verformung aufweisen, während cc-Konfigurationen nur wenig eindellen (vgl. Abschnitt 6.3.2, Abbildungen 6.41, 6.42, bzw. 6.50). Die Indentation ist demnach hauptsächlich kerngesteuert.

Quantitativ wurde in den Ergebnissen der hier durchgeführten Small-Mass-Impactversuche beobachtet, dass sowohl die Maximalkräfte als auch die Indentationstiefe stark von der Kernstruktur der Sandwichverbunde abhängt. Dies ist in Übereinstimmung mit den Durchstoßversuchen. Der dort beobachtete Einfluss der PUR-Menge ist jedoch im Small-Mass-Impactversuch nur geringfügig ausgeprägt. Die cc-Kernstruktur bewirkt maximale Impactkräfte bei gleichzeitig kaum vorhandener Indentation, die lediglich in deren Zentrum messbar ist. Proben mit oc-Kern verursachen niedrige Impactkräfte und entsprechend tiefe Indentationen mit breitem Radius.

Ein quantitativer Vergleich bietet sich zudem über die Größen K_{bs} , K_i und n an, vgl. Tabelle 7.6. Für einen Vergleich mit den eigenen Ergebnissen anderer Versuche sei anzumerken, dass trotz der Ähnlichkeit von K_{bs} zu Größen wie der Biege- oder Schersteifigkeit keine direkte Korrelation vorliegt. Dies wird auch, allerdings nicht ausschließlich durch die unterschiedliche Probenlagerung hervorgerufen. Besonders deutlich wird beispielsweise bei Konfigurationen mit cc-Kern, dass mit höherem Deckschicht-Fasergewicht geringere Werte von K_{bs} erreicht werden, obwohl eine höhere Biegesteifigkeit plausibel wäre. In Abschnitt 6.3.2 konnte gezeigt werden, dass die Indentation an der Probenoberseite w_I bei gleichen Energieinkrementen für

geringere Deckschicht-Fasergewichte höher ist. Dies bedeutet, dass ein größerer Teil der Impactenergie durch die Indentation der Probenoberseite absorbiert wird, und entsprechend nicht für die globale Biege- und Scherverformung der Probe zur Verfügung steht. Für K_{bs} wird die globale Scher- und Biegeverformung über die Ausbeulung der Rückseite w_B betrachtet, die wiederum nicht direkt mit w_I zusammenhängt, wie in Abschnitt 6.3.2 gezeigt wurde. Es ist also angebracht, die Werte von K_{bs} losgelöst von den quasistatischen Eigenschaften (beispielsweise im Biegeversuch) zu betrachten. Auch die Vergleichbarkeit von K_i ist nicht ohne weiteres gegeben, da die Dimension von K_i wiederum von n abhängt.

Der Literaturvergleich erfolgt daher anhand der Werte für K_{bs} . Hierbei werden außerdem die Werte der Maximalkräfte und der Indentationstiefe bei ähnlicher Impactenergie von ca. 10 J betrachtet, was dem Energieinkrement II des hier durchgeführten Versuchs entspricht. Ein Vergleich mit den Ergebnissen von Crupi et al. (vgl. Tabelle 7.7) zeigt, dass die Werte von K_{bs} jene der hier untersuchten Proben deutlich übersteigt. Die Sandwichverbunde von Crupi et al. sind demnach deutlich steifer. Dabei sind auch die Durchbiegungen entsprechend geringer und die Maximalkräfte höher, wobei das Energieinkrement mit 8 J sogar leicht unterhalb der eigenen Versuche liegt.

Eine Bewertung des Impactverhaltens hängt ab von der Definition des Versagens. Kleine Indentationen bewirken hohe Restfestigkeiten, wie die eigenen Ergebnisse zeigen (vgl. Abschnitt 6.3.2, Abbildungen 6.48 und 6.49). Für Strukturbauteile ist demnach eine hohe Impactfestigkeit wichtig, bei der auch große Impactenergien nur kleine Dellen erzeugen. In der Anwendung als Flugzeugaußenhaut oder Frontverkleidungsteil bei Straßen- bzw. Schienenfahrzeugen wäre von den untersuchten Sandwichverbunden eine Konfiguration mit cc-Kernstruktur besser geeignet als oc-Konfigurationen.

Gleichzeitig sind mit geringen Indentationstiefen bei gleichem Energieinkrement die Impactkräfte höher. Für Anwendungen im Transport von Menschen, Tieren oder empfindlicher Ladung kann es daher bei Crashbeanspruchungen wichtig sein, eine gegebene Impactenergie bei möglichst kleinen

Tabelle 7.7: Vergleich der Small-Mass-Impacteigenschaften mit Literaturwerten

Quelle	Breite x Höhe Proben (mm)	Inden- ter- \varnothing (mm)	max. Kraft (kN)	Inden- tations- tiefe (mm)	K_{bs} (N/m)
Crupi et al [21] (<i>bei 8 J</i>)					
Alulight	60x11	20	3,46	4,0	$1,48 \cdot 10^9$
Schuck	60x11	20	3,76	3,5	$1,44 \cdot 10^9$
Eigene Sandwichkonfigurationen (<i>bei ca. 10 J</i>)					
320gew113oc	150x20,7	39	1,79	6,2	$3,66 \cdot 10^5$
320gew113cc	150x20,7	39	2,44	2,8	$7,90 \cdot 10^5$

Kräften abzubauen. Hierfür wäre unter den untersuchten Sandwichverbunden eine Konfiguration mit oc-Kernstruktur im Vergleich zur cc-Struktur deutlich besser geeignet – auch im Vergleich mit den von Crupi et al. [21] untersuchten Sandwichverbunden, welche auch von den hier untersuchten cc-Strukturen hinsichtlich der Maximalkräfte noch unterboten werden.

7.3.3 Geschwindigkeitsabhängigkeit der auftretenden Kräfte

Die Modellierung der Impactkräfte zeigt für den Small-Mass-Impact-Test eine deutliche Abhängigkeit der Kräfte von der Impactgeschwindigkeit, während im LVI-Versuch für quasistatische und dynamische Indentation bei ansonsten gleichem Aufbau identische Kraft-Indentations-Verläufe erzielt, und demnach eine Geschwindigkeitsabhängigkeit ausgeschlossen wurden. Diese scheinbare Diskrepanz stellt jedoch keinen Widerspruch dar, denn im Unterschied zum Durchstoßversuch wurden die Proben im Impactversuch nicht

vollständig perforiert. Allenfalls riss die obere Deckschicht, während der Sandwichverbund generell nur plastisch eingedellt wurde.

Der Vergleich mit der Literatur verdeutlicht dies. Während der Small-Mass-Impactversuch nicht verbreitet ist, wird üblicherweise der Aufbau des Durchstoßversuchs bei niedrigen Impactgeschwindigkeiten verwendet, um das gleiche Schadensbild der indentierten Proben zu erzielen. Crupi et al. [19, 21, 23, 24] führen eine umfangreiche Versuchsreihe im LVI-Test durch, und wenden auf die nicht durchstoßenen Proben das selbe Energiegleichgewichtsmodell an wie in dieser Arbeit. Es können daher sowohl die eigenen Durchstoßversuche als auch die Small-Mass-Impactversuche mit den Arbeiten von Crupi et al. verglichen werden. Eine Darstellung der Maximalkraft im Versuch über der Impactgeschwindigkeit von Crupi et al. zeigt bis zum Punkt der vollständigen Perforation ansteigende Maximalkräfte, gefolgt von einem konstanten Bereich nach der Perforation (vgl. [19] bzw. Abbildung 2.4). Ähnliche Ergebnisse erzielen Li et al. [89]. Ihre Darstellung der absorbierten Energie über der Impactenergie lässt letztendlich die gleiche Aussage zu. Weitere Arbeiten zeigen das gleiche Ergebnis auch für Sandwichverbunde mit anderen Werkstoffkombinationen, darunter Abrate et al. [115], Anderson et al. [146] sowie Mines et al. [147].

Entsprechend muss bei der gewählten Extrapolation nach dem Energiegleichgewichtsmodell angemerkt werden, dass es nur für unvollständige Durchdringung gilt. Eine vollständige Perforation war in den hier durchgeführten Small-Mass-Impactversuchen nicht erwünscht und wurde entsprechend nicht erreicht. Nimmt man den Betrag der im Durchstoßversuch absorbierten Energie (beispielsweise 31,1 J für die 320gew113oc-Standardkonfiguration) als Vergleich für eine konservative Rechnung, wäre bei einer Impactermasse von 250 g eine Geschwindigkeit von 15,8 m/s erforderlich. Diese ist mit dem verwendeten Versuchsaufbau jedoch nicht realisierbar. Hier stellt das verwendete Energieinkrement III (vgl. Tabelle 6.3) das praktisch erreichbare Maximum dar, wobei im Versuch schon bei dieser Energie viele Messwerte verworfen werden mussten. Jedoch ist der Betrag der abge-

schätzten Geschwindigkeit nicht deutlich höher als die im höchsten getesteten Energieinkrement erreichten 11,9 m/s. Der durch die Energieinkremente abgedeckte Bereich ist demnach nicht zu klein gewählt, und für die Extrapolation der Impactkräfte ausreichend groß.

7.4 Einfluss der PUR-Matrix auf die Verbundeigenschaften

Ein wichtiges Charakteristikum der hier untersuchten Sandwichverbunde in sämtlichen Konfigurationen ist die Verbindung von Deckschicht und Kern durch eine zusätzliche Menge der geschäumten PUR-Matrix. Abgesehen von der einschränkenden Herstellbarkeit der Sandwichverbunde wurde diese Verbindung durch die Vermutung motiviert, eine Stützwirkung des PUR auf die Kernstruktur zu erzielen. Das aufgeschäumte, zusätzliche Volumen benetzt ohne Zuwachs an Masse eine größere Oberfläche des Kerns, als dies mit einem monolithischen Klebstoff der Fall wäre. Dies soll nicht nur eine bessere Verklebung bewirken, sondern durch die Steifigkeit des PUR auch eine Stützwirkung auf die Kernligamente. Die positive Wirkung auf die Verklebung stellt sich nur bedingt als zutreffend heraus, da durch das PUR ein unterschiedlicher Rissverlauf bewirkt wird, wie die Ergebnisse des Tommelschälversuchs zeigen. Die Stützwirkung kann dennoch plausibel formuliert werden. Die Steifigkeit des PUR-Schaums ist niedrig, daher ist die Stützwirkung nicht als direkte Verstärkung Kernstruktur zu verstehen. Vergleichbare Verstärkungselemente werden in der Literatur über zusätzlich in den Kern eingebrachte Strukturen realisiert, wie beispielsweise in der Arbeit von Davies et al. [52]. Vielmehr wird die Stützwirkung des PUR im Abstützen der Kernligamente gegen Knicken vermutet, wofür nur relativ geringe Kräfte benötigt werden. Wenn Kernligamente am Knicken gehindert werden, erhöht sich die ertragbare Spannung, d.h. eine größere Festigkeit wird erreicht. Dies klingt zunächst wenig plausibel: Die Festigkeit eines Bauteils wird von der

Stelle limitiert, welche im Vergleich die geringste Festigkeit aufweist, wodurch eine Verstärkung, die das Volumen nur teilweise betrifft, keine Festigkeitssteigerung bewirken sollte. Es sind jedoch Spannungsspitzen zu beachten, die durch die Lasteinleitung von der steifen Deckschicht in den Kern entstehen. Ein lokales Abstützen der Ligamente in diesem Bereich könnte also durch Mildern dieser Spannungsspitzen tatsächlich eine Festigkeitssteigerung bewirken. Dietrich [41] beobachtet genau diesen Effekt der Festigkeitssteigerung bei Sandwichverbunden mit Wabenkernen, die auf ähnliche Weise mit PUR-Schaum an die Deckschichten angebunden sind. In seinen Untersuchungen reduziert sich das Kernvolumen, indem die Wabenwände bei Druck- bzw. Schubbeanspruchung ausbeulen, maßgeblich auf den nicht eingeschäumten Bereich. Übertragen auf die hier offenzelligen Kernstrukturen lässt sich aus dieser Beobachtung äquivalent die Vermutung einer Stützwirkung auf die der Zellstege ableiten, die im Folgenden diskutiert wird.

7.4.1 Steuerbarkeit der PUR-Menge

Um eine Stützwirkung durch PUR in den Rändern der Kernstruktur nutzen zu können, sollte zunächst die Menge bzw. das Volumen des PUR im Sandwichverbund durch den Herstellungsprozess gesteuert werden können. Die Untersuchungen zeigten, dass dies stark von der Deckschichtkonfiguration abhängt. Während die untersuchten Gewebestrukturen gute Durchlässigkeit aufweisen, welche sich in einer linearen Abhängigkeit der PUR-Einschäumtiefe in Bezug auf die Austragsmenge zeigen, erscheinen die Gelegestrukturen nicht gut durchdringbar. Zwar weist die Konfiguration mit 160 g/m^2 Mattengewicht eine ähnliche Einschäumtiefe auf wie jene mit Gewebeverstärkung (vgl. Abschnitt 6.1.1, Abbildung 6.1). Bei 320 g/m^2 Mattengewicht wurde jedoch eine deutlich geringere Einschäumtiefe gemessen. Noch höhere Faser-Flächengewichte mussten schon während der Produktion verworfen werden, da sie aufgrund unvollständiger Infiltration bereits beim Entformen delaminierten.

Weitere Abhängigkeiten vom Herstellprozess konnten nicht beobachtet werden. Die Kernstruktur hat nur insofern einen Einfluss auf die Einschäumtiefe, als dass bei geschlossenerporiger Struktur die Porengröße das Einschäumen limitiert. Auch ein Einfluss der Schwerkraft wurde ausgeschlossen.

Bei den Messungen der Einschäumtiefe wurde die Deckschichtdicke vernachlässigt, da sie einerseits lokal schwankt, und zudem durch ihre Welligkeit nicht mit einfachen Mitteln herauszurechnen ist. Die Messungen mittels CT-Aufnahmen zeigen jedoch eine Deckschichtdicke von 0,2 mm pro Lage Fasertextil, die somit sehr gering ausfällt und zudem offensichtlich nicht von der PUR-Menge beeinflusst wird. Der entstehende Fehler ist demnach klein.

7.4.2 Dichte

Auch die Dichte des PUR kann die Stützwirkung auf den Kern beeinflussen. Während der Durchschnittswert der Dichte durch entsprechende Materialwahl und Prozessparameter eingestellt werden kann, wäre ein eventueller Dichtegradient über die Schäumhöhe davon nicht betroffen. Die Ergebnisse der Untersuchungen nach dem Archimedischen Prinzip (vgl. Abschnitt 6.1.4) zeigen, dass die PUR-Dichte nicht von der Einschäumtiefe abhängt. Sie ist damit über die Einschäumtiefe als homogen anzunehmen. Eine Ausnahme hiervon ist die PUR-Menge im Faserpaket der Deckschicht. Hier zeigen REM-Aufnahmen deutliche Unterschiede in der Porenstruktur zwischen den Fasern und in der Umgebung des Faserpakets (vgl. Abschnitt 6.1.2). Dies ist plausibel, da die Fasern als Keimbildner einer großen Porendurchmessern entgegenwirken. Ein weiterer Indikator für die Dichtezunahme durch Keimwirkung ist der Vergleich mit einer PUR-Menge, die in einem Messbecher drucklos aushärten konnte. Die Dichte dieser Menge ist mit $0,18 \text{ g/cm}^3$ deutlich geringer als die mit dem Archimedischen Prinzip ermittelten Werte von $0,3$ bis $0,35 \text{ g/cm}^3$. Die abweichende Porenstruktur innerhalb des Deckschichtfaserpakets wird hier allerdings aufgrund des geringen Anteils der Deckschichtdicke an der gesamten Einschäumtiefe vernachlässigt. Es wird

also von einer homogen verteilten PUR-Dichte ausgegangen, bei der Gradienten nicht berücksichtigt werden müssen.

7.4.3 Stützwirkung

Die Stützwirkung des PUR wird, wie beschrieben, in den Werten der Festigkeit vermutet, da die Aussteifung Kernligamente am Knicken hindern soll. Die Ergebnisse des Schubversuchs zeigen, dass die Schubfestigkeit tatsächlich durch eine höhere PUR-Menge gesteigert wird (vgl. Abschnitt 6.2.2, Abbildung 6.17). Im Druckversuch wurde nur ein Inkrement der PUR-Menge untersucht, sodass der Einfluss nicht im Schaubild der Messergebnisse sichtbar wird. Es konnte jedoch beobachtet werden, dass – wie auch im Schubversuch – die Kernstruktur immer in einem freien Volumen versagt, das nicht von PUR benetzt ist, während die durch PUR benetzten Volumina erst im letzten Stadium der Verdichtung verformt wird. Dies wird beispielsweise in Abbildung 6.15, Abschnitt 6.2.2 deutlich.

Auch bei dynamischer Belastung stützt der PUR-Schaum die Kernstruktur. Dies zeigt sich zwar nur in geringer Ausprägung durch die Maximalkräfte im Impactversuch (vgl. Abschnitt 6.3.2, Abbildung 6.45), jedoch umso deutlicher im Durchstoßversuch (vgl. Abschnitt 6.3.1, Abbildung 6.28c). Hier sind sowohl die Kraftwerte als auch die absorbierte Energie für das PUR-Inkrement 226 g/m deutlich erhöht. Im Impactversuch wird die Stützwirkung deutlich, wenn die Restfestigkeit nach der Beanspruchung betrachtet wird. Hier wird durch die Lagerung ein globales Ausknicken der Deckschichten verhindert, weswegen auch Proben mit großer Indentationstiefe geprüft werden können. Proben mit größerer PUR-Austragsrate zeigen höhere Restfestigkeiten, vgl. Abschnitt 6.3.2, Abbildung 6.47. Diese Stützwirkung in Bezug auf die Restfestigkeit ist durch zwei Effekte erklärbar, die sich gegenseitig überlagern: Einerseits wurde für den quasistatischen Drucklastfall bereits diskutiert, dass die eingeschäumte Kernstruktur später verformt wird als die freie Kernstruktur. Unabhängig von der vorherigen Impactbelastung

weisen Proben mit großer Einschäumtiefe demnach größere Druckfestigkeiten in Plattenebene auf. Die beobachtete leichte Erhöhung der Impactkraft bei Konfigurationen mit hoher PUR-Einschäumtiefe geht bei konstanter Impactenergie mit einer geringeren Indentationstiefe einher, welche zusätzlich eine höhere Restfestigkeit bewirkt.

Dichtespezifische Stützwirkung Eine höhere Menge an PUR im Sandwichverbund geht zwingend mit einer Erhöhung der Dichte einher. Aufgrund der ohnehin geringen Dichte der Sandwichkomponenten ist die Dichteerhöhung signifikant, obwohl das PUR selbst geschäumt vorliegt. Da die Steifigkeit nur unwesentlich durch die PUR-Menge beeinflusst wird, und die Dichte in dritter Potenz in die Berechnung eingeht, sinkt beispielsweise die massespezifische Biegesteifigkeit der Sandwichverbunde drastisch. Darüber hinaus ist im Biegelastfall auch die geringste betrachtete PUR-Menge ausreichend, um ein Versagen der Grenzschicht zu verhindern. Für Sandwichverbunde, die auf massespezifische Biegesteifigkeit ausgelegt werden, ist demnach eine möglichst geringe Menge PUR zweckmäßig. Im Falle einer Auslegung nach massespezifischer Durchstoßfestigkeit konnte hingegen gezeigt werden, dass der Zugewinn an absorbierter Energie den Dichtezuwachs überwiegt, vgl. Tabelle 7.5. Hier ist die Stützwirkung des PUR derart ausgeprägt, dass eine hohe Einschäumtiefe den höchsten Wert der dichtespezifischen Energie bewirkt. Zusammengefasst kann bemerkt werden, dass die Stützwirkung des PUR in verschiedener Ausprägung beobachtet und bewertet werden konnte, und ihr Vorteil speziell bei dynamischer Belastung dem Zuwachs an Bauteilmasse überwiegt.

8 Zusammenfassung und Ausblick

Zur Herstellung von Sandwichverbunden mit biaxial endlosfaserverstärkter CFK-Deckschicht und Aluminiumschaumkern wurde das bereits etablierte PUR-Sprühverfahren erfolgreich angepasst. Durch das Vermeiden einer Wendung des nassen Sandwich-Preforms wurde erreicht, dass die Faserorientierung der Textile nicht durch Ablösen und schiefes Wiederanhaften verfälscht wird.

Bei der Sandwichherstellung zeigte sich, dass das Infiltrationsvermögen des PUR-Sprühverfahrens limitiert ist. Dies äußerte sich in Bezug auf die Dicke des zu infiltrierenden Faserpakets, welches bei 480 g/m^2 Flächengewicht nur noch durch eine erhebliche Steigerung des PUR-Austrags im Vergleich zur Standardmenge infiltriert wurde. Gleichzeitig konnten Unterschiede in der Permeabilität zwischen zwei Faserarchitekturen beobachtet werden: Die Leinwand-Gewebestruktur ließ mit einer guten Durchlässigkeit für das PUR-Harz eine Steuerung der Einschäumtiefe zu. Im Gegensatz hierzu zeigte sich die Gelegestruktur, die durch flächigen Binder keine Löcher (beispielsweise durch Binderfäden) aufwies, als nicht gut durchlässig. Dies hatte zur Konsequenz, dass bereits bei einem Flächengewicht von 320 g/m^2 ein deutlicher Rückgang der Einschäumtiefe beobachtet wurde, und höhere Flächengewichte nicht mehr vollständig infiltriert wurden.

Der verwendete Herstellprozess zeigte sich darüber hinaus frei von unerwünschten Einflüssen, wie beispielsweise durch die Schwerkraft oder durch temperaturinduzierte Restspannungen im Sandwichverbund.

In großer Breite wurden Sandwich-Konfigurationsparameter geprüft, indem mit Deckschicht-Faserarchitektur, Deckschicht-Fasergewicht, PUR-Austragsmenge und Kernstruktur vier Parameter ausgewählt wurden, und jeweils in mehreren Variationen kombiniert wurden. Für alle variierten Parameter konnten jeweils Auswirkungen auf die Mikrostruktur und die mechanischen Eigenschaften identifiziert und quantifiziert werden.

Hierzu wurden Prüfverfahren auf verschiedenen Ebenen eingesetzt. Einerseits wurden etablierte mechanische Normversuche wie beispielsweise quasistatische Zugversuche, Bauteil-Trommelschälversuche, oder dynamische Durchstoßversuche durchgeführt, um belastbare Vergleichsgrößen zu erhalten. In einigen Fällen wurden Normversuche angepasst, um Eigenheiten der untersuchten Sandwichverbunde zu berücksichtigen. Beispielsweise wurden Druck- und Schubversuche zur Prüfung des Kernmaterials an Proben im Sandwichverbund durchgeführt, um das Verhalten der Kernstruktur während der Prüfung möglichst realistisch an jenes im Verbund anzugleichen.

Es wurden zahlreiche Möglichkeiten genutzt, mechanische Versuche mit optischen Messverfahren zu kombinieren, um eine genauere Aussage des mechanischen Verhaltens treffen zu können. Hierzu wurden wiederum etablierte, kommerzielle DIC-Systeme eingesetzt, um beispielsweise das quasistatische Durchstoßverhalten der unteren Deckschicht beobachten zu können. Zudem wurden diese Systeme angepasst oder erweitert, indem zum Beispiel Bilddaten aus einer Hochgeschwindigkeitskamera ausgewertet wurden, um das beschriebene Durchstoßverhalten auch im dynamischen Versuch besser verstehen zu können. Ebenso wurden weniger verbreitete Methoden aus der Literatur angewandt, wie beispielsweise der Small-Mass-Impactversuch mit optischer Aufzeichnung des Fallkörpers, bei dem sämtliche Kraft- und Energiewerte aus den Bilddaten gewonnen wurden. Auch eigene Methoden wurden erfolgreich umgesetzt, indem beispielsweise im quasistatischen Vierpunkt-Biegeversuch die Probendurchbiegung mittels Bildauswertung an mehreren Stellen der Probe ermöglicht wurde. Sämtliche Prüfmethoden

lieferten Kenngrößen für eine quantitative Beurteilung der Sandwicheigenschaften.

Materialographische Methoden wurden angewandt, um quantifizierbare Werte zu erhalten. Aus CT-Bilddaten konnten geometrische Größen wie die Dicke des Deckschicht-Faserpakets oder der durchschnittliche Abstand der Zellwände im Kern gewonnen werden, um daraus das jeweilige mechanische Verhalten modellieren zu können. Auch nicht bildgebende Verfahren, wie das Archimedische Prinzip zur Dichtebestimmung der Deckschicht, wurden erfolgreich eingesetzt.

Die Charakterisierung erfolgte zunächst auf der Ebene der Komponenten Deckschicht und Kern, wobei grundlegend die Daten aus den jeweiligen Prüfverfahren waren. Auch der Sandwichverbund wurde mechanisch untersucht, beispielsweise im quasistatischen Vierpunktbiegeversuch oder dynamisch im Impact- und Durchstoßversuch.

Als eher untypischer Lastfall für einen Sandwichverbund wurde die Korrosion auf ihre Auswirkungen auf die mechanischen Eigenschaften untersucht. Hier konnte der Rückgang der Steifigkeit und der Festigkeit beobachtet und quantifiziert werden, und ein Zusammenhang zum Versagensmechanismus hergestellt werden. Auf materialographischer Ebene konnten schlüssige Vermutungen aufgestellt werden, die die beobachtete mechanische Degradation durch Erosion der Kernstruktur erklären, jedoch konnten diese Vermutungen mit den gewählten Mitteln nicht eindeutig bestätigt werden.

Besondere Berücksichtigung, nicht nur in Bezug auf die Auswirkungen von Korrosion, erfuhr die Grenzschicht zwischen Kern und Deckschichten. Diese stellt aufgrund des integralen Aufbaus mit der Deckschichtmatrix eine Besonderheit der untersuchten Sandwichverbunde dar. Einflüsse auf die Festigkeit dieser Grenzschicht konnten materialographisch (z.B. über Untersuchungen des PUR-Schaums in Bezug auf seine Dichte, seine Porosität und sein Volumen) sowie mechanisch (z.B. über Schälversuche, aber auch über Zugversuche senkrecht zur Deckschichtebene) quantifiziert werden. Die ermittelten Einflüsse konnten hierbei den entsprechenden Herstellparametern

PUR-Menge, Kernstruktur, Faserarchitektur und -flächengewicht zugeordnet werden.

Die Modellierung des Sandwichverbunds und seiner Komponenten erfolgte in jedem betrachteten Fall analytisch. Auf Basis der Komponenteneigenschaften konnte beispielsweise der Biegeverhalten des Verbunds erfolgreich abgebildet werden. Darüber hinaus konnte ein Zusammenhang der Biegesteifigkeit mit der Dichte des Sandwichverbunds hergestellt werden. Die Abweichung der Dichtewerte vom Modell konnte eindeutig dem nicht berücksichtigten PUR zugeordnet werden, wobei das Einbeziehen des PUR in einem einzigen Modell aufgrund der Parameterzahl nur durch gezieltes Herausrechnen der PUR-Dichte möglich war.

Auch auf Komponentenebene konnten analytische Modellierungsverfahren erfolgreich umgesetzt werden. Verfahren der Werkstoffauswahl wurden angewandt und anhand der Messwerte validiert. Hierbei wurde auch eine Optimierung der massespezifischen Biegesteifigkeit durchgeführt, wobei gezeigt wurde, dass – im Rahmen der prozesstechnischen Möglichkeiten – die untersuchten Sandwichkonfigurationen nahe an das jeweilige Optimum heranreichten. Weitere Betrachtungen, die (zusätzlich zur massespezifischen Biegesteifigkeit) große Relevanz für den Einsatz von Sandwichverbunden haben, konnten durch das Erstellen von Failure Mode Maps im Biegelastfall und durch die Extrapolation der Maximalkräfte im dynamischen Impactversuch erfolgreich in Modellen umgesetzt werden.

Die Failure Mode Maps unterschieden zwischen vier Versagensmechanismen, die jeweils für unterschiedliche Sandwichkonfigurationen im Biegeversuch beobachtet wurden. Mit Hilfe der ermittelten Materialdaten der Komponenten konnte zuverlässig der auftretende Versagensmodus modelliert werden. Auftretende Ausnahmen konnten jeweils einer bestimmten Fehlerquelle zugeordnet werden, beispielsweise einer unzuverlässig infiltrierten Gelege-Deckschicht oder einer fehlerhaften Deckschicht-Kern-Anbindung aufgrund lokaler Fehlstellen in der Oberfläche der Kernstruktur.

Im Rahmen der Charakterisierung der dynamischen Eigenschaften wurde durch ein Energy-Balance-Modell eine Extrapolation der auftretenden Maximalkräfte in Abhängigkeit von der Aufprallgeschwindigkeit eines Fallkörpers durchgeführt. Basis hierfür waren die aus den optischen Hochgeschwindigkeitsaufnahmen abgeleiteten Kraftdaten der Small-Mass-Impact-versuchsreihe. Mittels computertomographischer Aufnahmen konnte auch das Verformungsverhalten untersucht und in Bezug auf die Kernstruktur quantifiziert werden.

Für den Einfluss der vier untersuchten Sandwich-Konfigurationsparameter auf die mechanischen Eigenschaften der Sandwichverbunde lassen sich folgende Schlussfolgerungen formulieren:

Die Deckschicht-Faserarchitektur hat zunächst maßgeblichen Einfluss auf die Steuerbarkeit des Herstellprozesses. Durchlässige Strukturen wie das untersuchte Gewebe lassen sich hervorragend hinsichtlich der PUR-Einschäumung steuern und liefern reproduzierbare Deckschichteigenschaften mit der im Vergleich geringsten Streuung für alle drei untersuchten Inkremente des Flächengewichts. Resultierend sind auch die Verbundeigenschaften zuverlässig vorauszusagen. Die einzige Abweichung von der Modellrechnung der Failure Modes ist durch eine inhomogene bc-Kernstruktur erklärbar, während der Versagensmodus der übrigen Konfiguration mit dem Modell übereinstimmt. Die untersuchten Deckschichten mit Gelege erwiesen sich in einigen Punkten als nicht zuverlässig modellierbar. Der Zug-E-Modul und daraus resultierend auch die massespezifische Sandwich-Biegesteifigkeit konnten im Modell abgebildet werden, das Versagen im Verbund jedoch nicht generell. Auch in den Untersuchungen zur PUR-Einschäumtiefe konnten Regelmäßigkeiten wie die Proportionalität der Einschäumtiefe zur PUR-Austragsmenge nur für die gewebeverstärkten Deckschichten formuliert werden. Die Deckschichtdicke der Gelegestrukturen war zwar qualitativ, jedoch nicht quantitativ übereinstimmend mit den Beobachtungen zu den Gewebe-Deckschichten. Zusammen mit der Beobachtung während der Sandwichherstellung, dass Gelege-Deckschichten mit einem Flächengewicht von 480 g/m^2

nicht vollständig infiltriert wurden, ist naheliegend, dass das verwendete Gelegetextil speziell mit hohen Fasermengen nicht ohne weiteres mit dem PUR-Sprühprozess kompatibel ist. Im Gegensatz zu den verwendeten Gewebetextilen, die durch die Webstruktur senkrecht zu ihrer Ebene durchlässig für das PUR-Harz sind, war die Durchlässigkeit der flächig bebinderten Gelege offensichtlich weniger ausgeprägt. Ein Vorteil der Gelegestruktur liegt hingegen in der Deckschicht-Kern-Anbindung (vorausgesetzt, die Infiltration der Fasern erfolgte vollständig): Die Kernstruktur kann sich in den Deckschichtfasern verhaken, sodass ein Riss, der zwischen Deckschicht und Kern entlangläuft, durch das Faserpaket hindurch gezwungen werden kann, wodurch das Risswachstum hohe Schälkräfte benötigt. Darüber hinaus konnte gezeigt werden, dass die Faserarchitektur das Dehnungsfeld bei Indentationsbelastung beeinflusst.

Das Flächengewicht der Deckschicht-Faserverstärkung bestimmt maßgeblich die Biegesteifigkeit. Es konnte gezeigt werden, dass der massespezifische E-Modul jedes geprüften Inkrements an Faser-Flächengewicht durch das selbe Modell abgebildet werden kann. Somit war auch die Modellierbarkeit der massespezifischen Biegesteifigkeit möglich. Erstaunlicherweise konnte kein Einfluss des Faser-Flächengewichts auf die dynamischen Durchstoßeigenschaften ausgemacht werden. Die Belastung, die zudem senkrecht zur Faserorientierung in die Sandwichplatte hineinzeigt, ist hier offensichtlich so punktuell, dass die Lastverteilung durch die Deckschicht nicht nennenswert erfolgen kann. Die beim Perforieren der Deckschichten erzeugte Lastspitze (1 bis 2,5 kN) liegt dabei trotz vergleichbar breitem Deckschichtausschnitt im Betrag noch unterhalb der entsprechenden Kräfte im Zugversuch (2 bis 6 kN). Auch auf die Maximalkräfte im Small-Mass-Impactversuch hat das Flächengewicht keinen nennenswerten Einfluss. Hier ist die indentierte Fläche aufgrund des doppelt so großen Durchmessers des Indentationskörpers zwar größer, jedoch ist die Lastrichtung nach wie vor senkrecht zur Faserorientierung. Zudem wird nicht zwingend bis zur vollständigen Perforation der Deckschicht belastet, sodass Festigkeitsunter-

schiede der Deckschichtkonfigurationen nicht zum Tragen kommen. Unter Biegelast hat die Deckschicht zwar bestimmenden Einfluss auf die Biegesteifigkeit des Verbunds, jedoch ist die eigene Biegesteifigkeit sehr gering. Dies hat zur Folge, dass beispielsweise die Indentationstiefe im Impactversuch nicht vom Faser-Flächengewicht abhängt.

Die bei der Herstellung aufgebrauchte PUR-Menge resultiert in einer unterschiedlich ausgeprägten Stützwirkung auf die Kernstruktur, die das Ausknicken der Ligamente bzw. Zellwände des Kerns behindern. Diese Stützwirkung äußert sich beispielsweise in einer höheren Schubfestigkeit des Verbunds, aber auch in einer deutlich erhöhten Restfestigkeit nach einer Impactbelastung. Eine direkte Abhängigkeit der Anbindung zwischen Deckschicht und Kern von der aufgebrauchten PUR-Menge ist nicht erkennbar. Selbst bei der geringsten betrachteten PUR-Menge übersteigt die Festigkeit dieser Verbindung die Risszähigkeit des PUR-Schaums. Resultierend läuft bei Schälbelastung der Riss idealerweise direkt unterhalb der Deckschichtfasern durch das PUR, und ist damit nicht von Unterschieden der Einschäumtiefe betroffen.

Die Kernstruktur hat vor allem Einfluss auf das Durchstoß- und Impactverhalten. Dieser äußert sich einerseits in höheren Kräften und Energiewerten für die cc-Kernstruktur, verglichen mit der offenzelligen oc-Struktur, wie CT-Untersuchungen zeigen. Zudem ist die Indentationsverformung der cc-Kernstruktur geringer als bei der oc-Struktur. Das indentierte Volumen der cc-Struktur wird in größerem Maße ähnlich eines Stanzvorgangs verdichtet und herausgebrochen, während jenes der oc-Struktur eher radial verdrängt wird. Ebenfalls stark von der Kernstruktur beeinflusst ist die Dichte des Verbunds, da der Kern den größten Volumenanteil am Sandwich aufweist. Auch wenn beispielsweise die Biegesteifigkeit (bei korrekter Auslegung) maßgeblich durch die Deckschichten bestimmt ist, wirkt sich der vom Kern verursachte Dichteunterschied letztendlich auf die massespezifischen Eigenschaften aus. Unter Biegelast überwiegt der Dichteinfluss, sodass die (absolut weniger steifen) Verbunde mit offenzelliger Struktur höhere mas-

sespezifische Biegesteifigkeiten aufweisen als jene mit geschlossenzelliger Struktur. Die dichtespezifische Durchstoßenergie ist wiederum bei Proben mit cc-Kern deutlich größer, da hier der Energiezugewinn den Dichtezuwachs überwiegt. Die Maximalkräfte im Impactversuch liegen für beide untersuchten Kernstrukturen bei vergleichbarer Impactenergie unterhalb von AFS-Verbunden, was für Crashanwendungen von großem Vorteil ist.

Die Kernstruktur ist demnach in mehreren Fällen bestimmend für die Sandwicheigenschaften. In Bezug auf die massespezifischen Eigenschaften konnte der erhebliche Streubereich der Schaumstrukturen – voran jener der oc-Struktur – bereits in Hinblick auf die Untersuchung der Auswirkungen auf die mechanischen Eigenschaften hin genutzt werden. Diese Untersuchungen könnten sinnvollerweise mit Hilfe weiterer Dichte-Inkrementen der Schaumstruktur intensiviert werden. Dies wäre nicht zuletzt in Hinblick auf die Optimierung des Leichtbaupotentials interessant. Hierbei ist unbedingt sicherzustellen, dass die Dichte der Kernstruktur probengenau bestimmbar ist, und nicht lediglich ein Wert für eine gesamte Sandwichplatte vorliegt. Die hier ausgeführte Modellierung der massespezifischen Biegesteifigkeit kann die im Verbund enthaltene PUR-Menge nicht auf direktem Wege berücksichtigen, da mit der Kerndichte eine weitere Unbekannte vorliegt. Stattdessen muss über das Verwenden von Durchschnittswerten das PUR herausgerechnet werden, damit die geprüften Sandwichkonfigurationen gemeinsam in einem Modell betrachtet werden können. Ist die Kerndichte bekannt, kann probengenau auf die enthaltene PUR-Menge geschlossen werden, und diese somit im Modell berücksichtigt werden, was für die Anwendbarkeit des Modells in der Praxis einen deutlichen Mehrwert darstellen würde. Auch die Untersuchungen der Failure Modes im Biegefall könnten in einer weiteren Dimension ausgeführt werden. Zudem könnte das Phänomen der galvanischen Korrosion weiter beleuchtet werden. Hierzu wäre interessant, die Mikrostruktur des Aluminiumabtrags zu erforschen, um die beobachtete Degradation der Festigkeit und der Steifigkeit erklären und modellieren zu können.

Einige Phänomene, wie beispielsweise der jeweils wahrscheinlichste Versagensmechanismus, lassen sich nicht einem einzelnen Parameter der Sandwichkonfiguration zuordnen, sondern werden vom Zusammenspiel aller Komponenten bestimmt. Hier wäre es interessant, durch das Prüfen weiterer Geometrieverhältnisse bzw. anderer Auflagerabstände das betrachtete Fenster zu erweitern, um ggf. weitere Versagensmechanismen berücksichtigen zu können. Jedoch zeigten auch bereits die durchgeführten Untersuchungen, dass die verwendeten Modelle für den Sandwichverbund (vor allem in Bezug auf die Biegesteifigkeit) und für die Komponenten (beispielsweise in Bezug auf die Deckschichtsteifigkeit) gut miteinander kompatibel sind, und somit ein realistisches Modell des Versagensverhaltens zulassen.

Für potentielle strukturelle Anwendungen unter statischer bzw. Impact-Beanspruchung erscheinen die Konfigurationen 320gew113oc bzw. 320gew113cc am ehesten geeignet. Gewebe-Konfigurationen sind hinsichtlich Infiltrierbarkeit und Modellierbarkeit den entsprechenden Gelegen vorzuziehen, wobei das Flächengewicht von 320 g/m² einen Kompromiss zwischen Infiltrierbarkeit und Nähe zum Optimum der massespezifischen Biegesteifigkeit darstellt. Ebenso ist das mittlere PUR-Inkrement von 133 g/m ein Kompromiss zwischen geringer effektiver Dichte des Verbunds, ausreichender Interface-Festigkeit sowie möglichst hohen Impactenergien mit maximaler Stützwirkung auf die Kernstruktur. Ist die Anwendung eher auf die Biegesteifigkeit fokussiert, ist die offenzellige Kernstruktur vorzuziehen. Bei Beschränkungen hinsichtlich der Sandwichhöhe, oder Randbedingungen an Absolutwerte von Impactenergie und -kraft ist jedoch die geschlossenzellige Kernstruktur besser geeignet.

Abbildungsverzeichnis

2.1	Werkstoffauswahldiagramm für verschiedene Verhältnisse von E-Modul und Dichte nach Ashby	16
2.2	Druckversagen von Schaumstrukturen mit <i>deformation bands</i> [73]	26
2.3	Nicht perforiertes Aluminiumblech-Aluminiumschaum-Sandwich nach einem LVI-Versuch [19]	30
2.4	Abhängigkeit der Maximalkräfte von AFS im LVI-Versuch von der Impactgeschwindigkeit [19]	30
2.5	Aluminiumschaum-Sandwich mit Aluminiumblech-GFK-Deckschichten nach einem LVI-Versuch [23]	30
2.6	Vollständig perforiertes GFK-Aluminiumschaum-Sandwich nach einem LVI-Versuch [89]	31
2.7	Vollständig perforiertes GFK-PVC-Schaum-Sandwich nach einem LVI-Versuch [90]	31
2.8	Korrosionsprodukt $\text{Al}(\text{OH})_3$ aufgrund von galvanischer Korrosion von Aluminium und Kohlenstoff [99]	35
2.9	Beispielhafte Darstellung einer Failure Mode Map [110]	42
2.10	Versagensmechanismus Kernschub, unterschiedliche Moden [76]	44
3.1	Detailausschnitte der verwendeten Kernstrukturen	50
3.2	Schema der Sandwichherstellung	51
3.3	Schematische Darstellung des Sandwichaufbaus mit variierten Parametern entsprechend Tabelle 3.2	53

3.4	Orientierungen in den hergestellten Sandwichplatten	58
3.5	Probengeometrie für Zugversuche an den Deckschichten	58
3.6	Probengeometrie für Druckversuche am Sandwichkern	59
3.7	Proben für Kopfzugversuch an Sandwichverbunden, jeweils mit aufgeleimten Zugankern	60
3.8	Probengeometrie für Schubversuche am Sandwichkern	61
3.9	Probengeometrie für Biegeversuche am Sandwichverbund	62
3.10	Probengeometrie für Trommelschälversuche an Sandwichverbunden	63
3.11	Probengeometrie für DCB-Versuche am Sandwichverbund	65
3.12	DCB-Probe mit aufgebracht Zugankern und Millimeterskala, noch ohne Anriss in der markierten Deckschicht	65
3.13	Geometrie der Probekörper für Durchstoßversuche am Sandwichverbund	66
3.14	Geometrie der Probekörper für Impact- und CAI-Versuche am Sandwichverbund	67
4.1	Beispielhafte Darstellung der Messung der PUR-Tiefe per Polygonzug an einer Sandwichprobe	70
4.2	Eingebettete, geschliffene und polierte Probe für Schliffbilder	71
4.3	Beispielhafte Darstellung der Messung der Fläche des Deckschicht-Faserpakets per Polygonzug in CT-Scan	72
4.4	Verarbeitung von Durchstrahlungsbildern zur Analyse der Kernhomogenität	75
4.5	Beispielhafte Darstellung der Messung der Porengröße des geschlossenzelligen Aluminiumschaumkerns durch Linienschnittverfahren an CT-Scan	77
4.6	Beispielhafte Darstellung der Messgrößen zur Charakterisierung der Impactverformung an CT-Schnitt längsseitig aus Probenmitte	79
4.7	Aufbau der PMMA-Kuppel für Indentationsversuche	80

4.8	Zugversuch an Sandwich-Deckschichten	81
4.9	Aufbau der Druckversuche inklusive optischer Messung	82
4.10	Probekörper für Druckversuche senkrecht zur Deckschichtebene	83
4.11	Schubversuch, rechte Einspannung bewegt sich nach unten . . .	84
4.12	Aufbau der Vierpunkt-Biegeversuche	86
4.13	Trommelschälversuch: Die untere Einspannung mit Joch bewegt sich nach unten, induziert ein Aufwärtsrollen der Trommel	88
4.14	Eingespannte Probe im DCB-Test nach Versuchsende	90
4.15	Aufbau des Kopfbzugversuchs in der Universalprüfmaschine, links mit installierter Klimakammer	91
4.16	Aufbau des Indentationsversuchs	93
4.17	Versuchsaufbau des Impactversuchs	95
4.18	Extraktion der Kugeltrajektorie aus Hochgeschwindigkeits-Bilddaten im Impactversuch	97
4.19	Beispielhafte Ermittlung der Kraft-Weg-Kurve im Impactversuch durch zweifaches Ableiten der Weg-Zeit-Daten, inklusive Glättungsschritten	98
4.20	Schematischer Aufbau der CAI-Versuche	100
4.21	Aufbau des CAI-Prüfstands in Universalprüfmaschine	100
4.22	Aufbau der Salzsprühnebelkammer für den Korrosionsversuch .	102
5.1	Beispielhafte Darstellung der Funktion des effektiven Biegemoduls (Gleichung 5.27) und der Optimierung der massespezifischen Biegesteifigkeit per Werkstoffauswahlgerade (Gleichung 5.28)	118
5.2	Biegelinie im Vierpunktbiegeversuch: Koordinatensystem, Biege- und Schubanteil, sowie Superposition	119
5.3	Beispielhafte Darstellung der Funktionen aus den Gleichungen der kritischen Kräfte	128
5.4	Beispielhafte Darstellung einer Failure Mode Map	128

5.5	Schematische Darstellung der Ermittlung von Konstanten für das Energy-Balance-Modell	131
6.1	Eindringtiefe des PUR in das Sandwich, Vergleich für variierte Sandwichkomponenten	134
6.2	Lokal schwankende PUR-Tiefe	135
6.3	Ausschnitt aus eingebetteter Deckschicht-Schliffprobe, REM	136
6.4	Zusammengesetzte Aufnahme einer Deckschichtprobe aus dem REM	137
6.5	Aus CT-Messungen errechnete Dicke des Deckschicht-Faserpakets, für Proben mit oc-Kern, mit Unterscheidung der Deckschichtposition, des Faser-Flächengewichts und der Faserarchitektur	138
6.6	Werte für die Deckschichtdicke, den Faservolumengehalt sowie die Deckschichtdichte, basierend auf CT-Aufnahmen der Deckschicht	138
6.7	Ergebnisse der Dichte-Untersuchung der Deckschicht nach Archimedes-Prinzip an drei Konfigurationen	139
6.8	Ergebnisse des Zugversuchs der Deckschichten, drei repräsentative Sandwichkonfigurationen mit verschiedenen Deckschichtdicken	142
6.9	Effektiver Zug-E-Modul der Deckschicht über Deckschichtdicke	143
6.10	Effektiver Zug-E-Modul über Dichte der Deckschicht	143
6.11	Zugfestigkeit über Dichte der Deckschicht	144
6.12	Ergebnisse des Druckversuchs senkrecht zur Plattenebene	145
6.13	E-Modul der Kernstrukturen über der effektiven Dichte	146
6.14	Druckfestigkeit der Kernstrukturen über der effektiven Dichte	146
6.15	Sandwichprobe im Druckversuch in verschiedenen Stadien, inklusive lokalem vertikalem Verschiebungsfeld	148
6.16	Ergebnisse des Schubversuchs in Plattenebene	149

6.17	effektiver Schubmodul über effektiver Dichte, Messwerte aus Schubversuch	150
6.18	Schubfestigkeit über effektiver Dichte, Messwerte aus Schubversuch	150
6.19	Beispielhafte Verläufe der aufgezeichneten Messwerte im Trommelschälversuch, unterteilt in ausgewertete und nicht ausgewertete Bereiche, unterschieden nach Rissverlaufsort . . .	152
6.20	Proben nach dem Trommelschälversuch mit charakteristischem Schadensbild	153
6.21	Spezifische Abschälkraft im Trommelschälversuch über optisch bestimmter PUR-Eindringtiefe, segmentiert nach Schadensbild .	154
6.22	DCB-Proben nach Prüfung	156
6.23	Exemplarische DCB-Auswertung, Konfiguration 320gew226bc .	156
6.24	Effektiver Biege-E-Modul über effektiver Dichte	158
6.25	Effektiver (Biege-)Schubmodul über effektiver Dichte	158
6.26	Kraft-Verlängerungskurven aus dem Biegeversuch, jeweils eine repräsentative Kurve für jeden beobachteten Versagensfall . . .	159
6.27	Beobachtete Schadensbilder im Biegeversuch	162
6.28	Ergebnisse des LVI-Versuchs, jeweils ein Parameter pro Diagramm variiert	164
6.29	Ergebnisse des LVI-Versuchs für Sandwichkonfigurationen mit oc- und cc-Kern	165
6.30	Beispielhafte DIC-Ergebnisse der LVI-Versuche	166
6.31	Ergebnisse der quasi-statischen Indentationsversuche, jeweils ein Parameter pro Diagramm variiert	167
6.32	Ergebnisse der quasi-statischen Indentationsversuche für Sandwichkonfigurationen mit oc- und cc-Kern	168
6.33	Beispielhafte DIC-Ergebnisse der quasistatischen Indentationsversuche, variierte Faserarchitektur	169
6.34	Beispielhafte DIC-Ergebnisse der quasistatischen Indentationsversuche, variiertes Faser-Flächengewicht	169

6.35	Beispielhaftes Ergebnis des in-situ CT Indentationstests einer Probe mit Standardkonfiguration (320gew113oc)	171
6.36	Ergebnisse des in-situ CT Indentationstests für Proben mit geschlossenem Kern	172
6.37	CT-Rekonstruktion einer 320gew113oc-Probe im In-Situ-Indentationstest	173
6.38	CT-Rekonstruktion einer 160gew113cc-Probe im In-Situ-Indentationstest	175
6.39	Querschnitte von LVI-Proben vor und nach dem Versuch	177
6.40	Beispielhafte Kugeltrajektorien mit horizontaler Bewegung nach dem Impact	178
6.41	Probenverformung nach Impactversuch, oc-Konfigurationen, abhängig vom Energieinkrement	179
6.42	Probenverformung nach Impactversuch, cc-Konfigurationen, abhängig vom Energieinkrement	180
6.43	Absorbierte Energie im Impactversuch über der kinetischen Energie, mit proportionalem Zusammenhang	181
6.44	Maximale Kraft im Impactversuch über absorbierte Energie	181
6.45	Maximale Kraft im Impactversuch über effektiver Sandwichdichte	183
6.46	Maximale Restkraft im CAI-Versuch über absorbierte Energie	183
6.47	Maximale Restkraft im CAI-Versuch über effektiver Sandwichdichte	184
6.48	Maximale Restkraft im CAI-Versuch über maximaler Restkraft im CAI-Versuch	185
6.49	Maximale Kraft im Impactversuch über Indentationstiefe an der Probenoberseite	185
6.50	Ausbeulung an der Probenrückseite über Indentationstiefe an der Probenoberseite	186
6.51	Indentationsbreite bei 50 % Tiefe über Indentationstiefe an der Probenoberseite	187

6.52	Visuelle Inspektion der Proben nach Korrosionsbehandlung . . .	188
6.53	Beispielhafte Kraft-Weg-Kurven aus dem Kopffzugversuch für verschiedene Stadien der Korrosion	191
6.54	Resultierende Steifigkeit und Zugfestigkeit von Kopffzugproben mit oc-, cc bzw. bc-Kern für verschiedene Korrosionsstadien . .	192
6.55	Kraft-Weg-Kurve für cc-Proben im Kopffzugversuch nach Korrosion, unterschieden nach Versagensmechanismus	193
7.1	Beispielhafte Grauwertanalyse zur Bestimmung der PUR-Einschäumtiefe	197
7.2	Beispielhafte Dickenmessung einer Deckschicht	199
7.3	Werkstoffauswahldiagramm für die Deckschicht	221
7.4	Effektiver Zug-E-Modul der Deckschicht über Deckschichtdicke, mit Modellierung nach Gleichung 5.5	223
7.5	Effektiver Zug-E-Modul der Deckschicht über Dichte der Deckschicht, mit Modellierung nach Gleichung 5.9	223
7.6	Zugfestigkeit über Dichte der Deckschicht, mit Modellierung nach Gleichung 5.12	224
7.7	Werkstoffauswahldiagramm für den Kern	227
7.8	E-Modul des oc-Kerns über der effektiven Dichte, Modellierung nach Ashby (vgl. Gleichung 5.13)	229
7.9	E-Modul des cc-Kerns über der effektiven Dichte, Modellierung nach Ashby (vgl. Gleichungen 2.10 und 2.11) . . .	230
7.10	Biege-E-Modul über effektiver Dichte: Messwerte aus Biegeversuch, Modellierung basierend auf Komponenteneigenschaften	237
7.11	Biege-E-Modul über effektiver Dichte: Modellierung mit Berücksichtigung des überschüssigen PUR	240
7.12	Vergleich des errechneten Biege-E-Moduls mit dem jeweils zugehörigen Messwert aus dem Biegeversuch	241

7.13 Vergleich des optimalen Werkstoffindex (Gleichung 5.28) und der dem Optimum am nächsten liegenden Sandwichkonfiguration, jeweils für verschiedene Deckschicht-Kern-Kombinationen	244
7.14 Eindimensionale Failure Mode Map inklusive experimentellem Abgleich	248
7.15 Vergleich von LVI (blau) und quasi-statischen (rot) Ergebnissen der Indentationsversuche	252
7.16 Vergleich der Messkurven aus dem Durchstoßversuch: LVI, quasistatisch, sowie quasistatisch im CT	254
7.17 Schematischer Ablauf der Bildverarbeitung zur Untersuchung des Durchstoß-Verformungsverhaltens am Beispiel einer cc-Konfiguration	257
7.18 Vergleich der Dichteänderung außerhalb der „Indenterbahn“ beim Durchstoßversuch	258
7.19 Maximale Impactkraft über rückseitiger Ausbeulung, inklusive Regressionsgerade zur Bestimmung von K_{bs}	263
7.20 Kontaktenergie W_c über maximaler Impactkraft, doppelt logarithmische Skalierung, inklusive Regressionsgerade zur Bestimmung von K_i und n	264
7.21 Maximale Impactkraft über Impactgeschwindigkeit, inklusive Extrapolation nach Energiegleichgewichts-Modell	264
7.22 Maximale Impactkraft über Impactgeschwindigkeit für verschiedene Sandwich-Parameterkombinationen, jeweils inklusive Extrapolation nach Energiegleichgewichts-Modell	265

Tabellenverzeichnis

3.1	Verwendete Kernstrukturen mit Herstellerangaben	49
3.2	Übersicht der variierten Sandwichparameter	53
3.3	Übersicht der untersuchten Sandwichkonfigurationen	55
6.1	Durchschnittliche Zellwand-Abstände der untersuchten Kernstrukturen	141
6.2	Übersicht der Messergebnisse des Durchstoßversuchs, sortiert nach den geprüften Sandwichkonfigurationen	170
6.3	Inkremente der Fallhöhe, mit resultierenden durchschnittlichen Aufprallgeschwindigkeiten und Impactenergien	178
6.4	Masse der Korrosionsproben zu verschiedenen Stadien	189
7.1	Vergleich des Schubmoduls G aus Biege- und Schubversuch . . .	206
7.2	Werte aus der Geometrieoptimierung für verschiedene Sandwichkonfigurationen	242
7.3	Vergleich der massespezifischen Biegesteifigkeit mit Literaturwerten	246
7.4	Vergleich der kritischen Kräfte im Vierpunkt-Biegeversuch mit FMM-Modellierung	250
7.5	Vergleich der Durchstoßeigenschaften mit Literaturwerten . . .	260
7.6	Ermittelte Parameter für das Energiegleichgewichts-Modell . . .	266
7.7	Vergleich der Small-Mass-Impacteigenschaften mit Literaturwerten	269

Literaturverzeichnis

- [1] D. Zenkert (Herausgeber) *The handbook of sandwich construction*. North European engineering and science conference series. Engineering Materials Advisory Services Ltd. (EMAS), Cradley Heath, West Midlands, 1997. ISBN 9780947817961.
- [2] F. F. Plantema. *Sandwich construction: The bending and buckling of sandwich beams, plates, and shells*. John Wiley & Sons, Inc, New York, 1966.
- [3] H. G. Allen. *Analysis and design of structural sandwich panels*. Commonwealth and international library. Structures and solid body mechanics division. Pergamon, Oxford, 1969.
- [4] M. F. Ashby. *Materials selection in mechanical design*. Butterworth-Heinemann/Elsevier, Amsterdam u.a., 4. ed. Auflage, 2011. ISBN 1-85617-663-0.
- [5] M. Flemming, G. Ziegmann, und S. Roth. *Faserverbundbauweisen: Halbzeuge und Bauweisen*. Springer, Berlin, 1996. ISBN 3-540-60616-5.
- [6] W. Appel, H. Brähler, U. Dahlhaus, T. Esch, S. Kopp, B. Rhein, E. Hoepke, und S. Breuer. *Nutzfahrzeugtechnik*. Vieweg+Teubner, Wiesbaden, 2010. ISBN 978-3-8348-0995-7. doi:10.1007/978-3-8348-9757-2.
- [7] K. Stamm und H. Witte. *Sandwichkonstruktionen: Berechnung, Fertigung, Ausführung*, Band 3 von *Ingenieurbauten*. Springer, Wien and New York, 1974. ISBN 0-387-81121-4.

- [8] M. Trzesniowski. *Rennwagentechnik*. Springer Fachmedien Wiesbaden, Wiesbaden, 2014. ISBN 978-3-658-04918-8. doi:10.1007/978-3-658-04919-5.
- [9] I. G. Colombo, M. Colombo, und M. Di Prisco. Bending behaviour of Textile Reinforced Concrete sandwich beams. *Construction and Building Materials*, 95:675–685, 2015. ISSN 0950-0618. doi:10.1016/j.conbuildmat.2015.07.169.
- [10] A. R. Othman und D. C. Barton. Failure initiation and propagation characteristics of honeycomb sandwich composites. *Composite Structures*, 85(2):126–138, 2008. ISSN 0263-8223. doi:10.1016/j.compstruct.2007.10.034.
- [11] L. J. Gibson und M. F. Ashby. *Cellular Solids*. Cambridge University Press, Cambridge, 1997. ISBN 9781139878326. doi:10.1017/CBO9781139878326.
- [12] G. Petrone, S. Rao, S. de Rosa, B. R. Mace, F. Franco, und D. Bhattacharyya. Behaviour of fibre-reinforced honeycomb core under low velocity impact loading. *Composite Structures*, 100:356–362, 2013. ISSN 0263-8223. doi:10.1016/j.compstruct.2013.01.004.
- [13] R. Roy, S.-J. Park, J.-H. Kweon, und J.-H. Choi. Characterization of Nomex honeycomb core constituent material mechanical properties. *Composite Structures*, 117:255–266, 2014. ISSN 0263-8223. doi:10.1016/j.compstruct.2014.06.033.
- [14] T. Wierzbicki. Crushing analysis of metal honeycombs. *International Journal of Impact Engineering*, 1(2):157–174, 1983. doi:10.1016/0734-743X(83)90004-0.
- [15] M. Giglio, A. Gilioli, und A. Manes. Numerical investigation of a three point bending test on sandwich panels with aluminum skins and Nomex™ honeycomb core. *Computational Materials Science*,

- 56:69–78, 2012. ISSN 0927-0256. doi:10.1016/j.commat.2012.01.007.
- [16] V. Deshpande und N. Fleck. Collapse of truss core sandwich beams in 3-point bending. *International Journal of Solids and Structures*, 38(36–37):6275–6305, 2001. ISSN 0020-7683. doi:10.1016/S0020-7683(01)00103-2.
- [17] D. W. Zhou und W. J. Stronge. Low velocity impact denting of HS-SA lightweight sandwich panel. *International Journal of Mechanical Sciences*, 48(10):1031–1045, 2006. ISSN 0020-7403. doi:10.1016/j.ijmecsci.2006.05.011.
- [18] V. Crupi und R. Montanini. Aluminium foam sandwiches collapse modes under static and dynamic three-point bending. *International Journal of Impact Engineering*, 34(3):509–521, 2007. doi:10.1016/j.ijimpeng.2005.10.001.
- [19] V. Crupi, G. Epasto, und E. Guglielmino. Impact Response of Aluminium Foam Sandwiches for Light-Weight Ship Structures. *Metals*, 1(1):98–112, 2011. ISSN 2075-4701. doi:10.3390/met1010098.
- [20] V. Crupi, G. Epasto, und E. Guglielmino. Collapse modes in aluminium honeycomb sandwich panels under bending and impact loading. *International Journal of Impact Engineering*, 43:6–15, 2012. doi:10.1016/j.ijimpeng.2011.12.002.
- [21] V. Crupi, G. Epasto, und E. Guglielmino. Comparison of aluminium sandwiches for lightweight ship structures: Honeycomb vs. foam. *Marine Structures*, 30:74–96, 2013. ISSN 0951-8339. doi:10.1016/j.marstruc.2012.11.002.
- [22] V. Crupi, G. Epasto, E. Guglielmino, H. Mozafari, und S. Najafian. Computed tomography-based reconstruction and finite element modelling of honeycomb sandwiches under low-velocity impacts.

- Journal of Sandwich Structures and Materials*, 16(4):377–397, 2014. ISSN 1099-6362. doi:10.1177/1099636214531515.
- [23] V. Crupi, E. Kara, G. Epasto, E. Guglielmino, und H. Aykul. Prediction model for the impact response of glass fibre reinforced aluminium foam sandwiches. *International Journal of Impact Engineering*, 77:97–107, 2015. doi:10.1016/j.ijimpeng.2014.11.012.
- [24] V. Crupi, G. Epasto, und E. Guglielmino. Internal Damage Investigation of Composites Subjected to Low-Velocity Impact. *Experimental Techniques*, 40(2):555–568, 2016. ISSN 1747-1567. doi:10.1007/s40799-016-0057-1.
- [25] V. Crupi, E. Kara, G. Epasto, E. Guglielmino, und H. Aykul. Theoretical and experimental analysis for the impact response of glass fibre reinforced aluminium honeycomb sandwiches. *Journal of Sandwich Structures and Materials*, 20(1):42–69, 2016. ISSN 1099-6362. doi:10.1177/1099636216629375.
- [26] T. Vodenitcharova, K. Kabir, und M. Hoffman. Indentation of metallic foam core sandwich panels with soft aluminium face sheets. *Materials Science and Engineering: A*, 558:175–185, 2012. ISSN 0921-5093. doi:10.1016/j.msea.2012.07.108.
- [27] V. S. Deshpande und N. A. Fleck. Isotropic constitutive models for metallic foams. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 48(6–7):1253–1283, 2000. ISSN 0022-5096. doi:10.1016/S0022-5096(99)00082-4.
- [28] M. F. Ashby und R. F. M. Medalist. The mechanical properties of cellular solids. *Metallurgical Transactions A*, 14(9):1755–1769, 1983. ISSN 0360-2133. doi:10.1007/BF02645546.
- [29] J. Banhart (Herausgeber) *Cellular metals and metal foaming technology: International Conference on Cellular Metals and Metal Foaming*

-
- Technology, 18th - 20th June 2001, Bremen (Germany)*. Verl. MIT Publ, Bremen, 2001. ISBN 3-935538-11-1.
- [30] J. Banhart und H.-W. Seeliger. Aluminium Foam Sandwich Panels: Manufacture, Metallurgy and Applications. *Advanced Engineering Materials*, 10(9):793–802, 2008. ISSN 14381656. doi:10.1002/adem.200800091.
- [31] A. Pollien, Y. Conde, L. Pambaguian, und A. Mortensen. Graded open-cell aluminium foam core sandwich beams. *Materials Science and Engineering: A*, 404(1–2):9–18, 2005. ISSN 0921-5093. doi:10.1016/j.msea.2005.05.096.
- [32] V. Altstädt und A. Mantey. *Thermoplast-Schaumspritzgießen*. Hanser, München, 2011. ISBN 978-3-446-41251-4.
- [33] T. Hipke, G. Lange, und R. Poss. *Taschenbuch für Aluminiumschäume*. Aluminium-Verl., Düsseldorf, 1. Aufl. Auflage, 2007. ISBN 978-3-87017-285-5.
- [34] H.-W. Seeliger. Manufacture of Aluminum Foam Sandwich (AFS) Components. *Advanced Engineering Materials*, 4(10):753–758, 2002. ISSN 14381656. doi:10.1002/1527-2648(20021014).
- [35] H.-W. Seeliger. Aluminium Foam Sandwich (AFS) Ready for Market Introduction. *Advanced Engineering Materials*, 6(6):448–451, 2004. ISSN 14381656. doi:10.1002/adem.200405140.
- [36] K. F. Karlsson und B. T. Åström. Manufacturing and applications of structural sandwich components. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 28(2):97–111, 1997. doi:10.1016/S1359-835X(96)00098-X.
- [37] R. Hartmann und M. Koch. CFRP and aluminum foam hybrid composites. *Shaping the future by engineering : 58th IWK, Ilmenau Scientific Colloquium, Technische Universität Ilmenau, 8 - 12 September 2014*

- ; *proceedings*, 2014. URL <http://nbn-resolving.de/urn:nbn:de:gbv:ilm1-2014iwk-100:6>.
- [38] M. E. Steffen und M. Koch. Manufacturing hybrid lightweight compounds of closed-cell aluminium foam and thermosoftening plastics in injection moulding processes. *Shaping the future by engineering : 58th IWK, Ilmenau Scientific Colloquium, Technische Universität Ilmenau, 8 - 12 September 2014 ; proceedings*, 2014. URL <http://nbn-resolving.de/urn:nbn:de:gbv:ilm1-2014iwk:3>.
- [39] KrausMaffei. Faserverbundlösungen: für anspruchsvolle Leichtbauteile, 11.04.2018. URL https://www.krausmaffei.com/media/files/kmdownloadlocal/rpm-de/KM_BR_Faserverbund_de_17.pdf.
- [40] KrausMaffei. Innovative Misch- und Dosiermaschinen: Herausragende Produktqualität in der PU-Verarbeitung, 11.04.2018. URL https://www.krausmaffei.com/media/files/rpm/RPM_BR_Dosiermaschinen_de_16.pdf.
- [41] S. Dietrich. *Mechanisches Verhalten von GFK-PUR-Sandwichstrukturen unter quasistatischer und dynamischer Beanspruchung: Dissertation: KITopen ID: 1000034970*. Karlsruhe Institut für Technologie, 2013.
- [42] J. Kuppinger. *Material- und Prozessvalidierung zur Herstellung faserverstärkter Polyurethane als Konstruktionswerkstoff im Fasersprühverfahren*, Band 51 von *Wissenschaftliche Schriftenreihe des Fraunhofer ICT*. Fraunhofer-Verl., Stuttgart, 2012. ISBN 3839604079.
- [43] T. C. Triantafillou und L. J. Gibson. Minimum weight design of foam core sandwich panels for a given strength. *Materials Science and Engineering*, 95:55–62, 1987. ISSN 00255416. doi:10.1016/0025-5416(87)90497-6.

- [44] C. A. Steeves und N. A. Fleck. Material selection in sandwich beam construction. *Scripta Materialia*, 50(10):1335–1339, 2004. ISSN 1359-6462. doi:10.1016/j.scriptamat.2004.02.015.
- [45] M. F. Ashby. *Metal foams: A design guide*. Butterworth-Heinemann, Boston, 2000. ISBN 0-7506-7219-6. URL <http://site.ebrary.com/lib/alltitles/docDetail.action?docID=10245838>.
- [46] T. Buzug. *Computed Tomography: From Photon Statistics to Modern Cone-Beam CT*. Springer-Verlag, Berlin, Heidelberg, 2008. ISBN 978-3-540-39407-5. URL <http://site.ebrary.com/lib/alltitles/docDetail.action?docID=10284881>.
- [47] S. M. Sisodia, S. C. Garcea, A. R. George, D. T. Fullwood, S. M. Spearing, und E. K. Gamstedt. High-resolution computed tomography in resin infused woven carbon fibre composites with voids. *Composites Science and Technology*, 131:12–21, 2016. ISSN 0266-3538. doi:10.1016/j.compscitech.2016.05.010.
- [48] P. Pinter, S. Dietrich, B. Bertram, L. Kehrler, P. Elsner, und K. A. Weidenmann. Comparison and error estimation of 3D fibre orientation analysis of computed tomography image data for fibre reinforced composites. *NDT & E International*, 95:26–35, 2018. ISSN 0963-8695. doi:10.1016/j.ndteint.2018.01.001.
- [49] J.-Y. Buffiere, E. Maire, J. Adrien, J.-P. Masse, und E. Boller. In Situ Experiments with X ray Tomography: An Attractive Tool for Experimental Mechanics. *Experimental Mechanics*, 50(3):289–305, 2010. ISSN 0014-4851. doi:10.1007/s11340-010-9333-7.
- [50] D. J. Bull, L. Helfen, I. Sinclair, S. M. Spearing, und T. Baumbach. A comparison of multi-scale 3D X-ray tomographic inspection techniques for assessing carbon fibre composite impact damage. *Composites Science and Technology*, 75:55–61, 2013. ISSN 0266-3538. doi:10.1016/j.compscitech.2012.12.006.

- [51] S. Dietrich, K. Weidenmann, und P. Elsner. 3D tomographic characterization of sandwich structures. *NDT & E International*, 62:77–84, 2014. ISSN 0963-8695. doi:10.1016/j.ndteint.2013.12.001.
- [52] P. Davies, D. Choqueuse, und G. Bourbouze. Micro-Tomography to Study High-performance Sandwich Structures. *Journal of Sandwich Structures and Materials*, 13(1):7–21, 2011. ISSN 1099-6362. doi:10.1177/1099636209344273.
- [53] M. Styles, P. Compston, und S. Kalyanasundaram. The effect of core thickness on the flexural behaviour of aluminium foam sandwich structures. *Composite Structures*, 80(4):532–538, 2007. ISSN 0263-8223. doi:10.1016/j.compstruct.2006.07.002.
- [54] L. Barrière, O. Cherrier, J.-C. Passieux, M. Bouquet, und J.-F. Ferrero. 3D Digital Image Correlation Applied to Birdstrike Tests. In M. Sutton und P. L. Reu (Herausgeber) *International Digital Imaging Correlation Society*, Seiten 17–20. Springer International Publishing, Cham, 2017. ISBN 978-3-319-51439-0.
- [55] M. Grimm, R. Bigger, und C. Freitas. High-Speed DIC on Inside Perma-Gel During Ballistic Penetration. In M. Sutton und P. L. Reu (Herausgeber) *International Digital Imaging Correlation Society*, Seiten 259–262. Springer International Publishing, Cham, 2017. ISBN 978-3-319-51439-0.
- [56] J. Vagovský, I. Buranský, und A. Görög. Evaluation of Measuring Capability of the Optical 3D Scanner. *Procedia Engineering*, 100:1198–1206, 2015. ISSN 1877-7058. doi:10.1016/j.proeng.2015.01.484.
- [57] DIN Deutsches Institut für Normung e.V. DIN EN ISO 527 Kunststoffe - Bestimmung der Zugeigenschaften - Teil 5: Prüfbedingungen für unidirektional faserverstärkte Kunststoffverbundwerkstoffe, 01.01.2010.

-
- [58] DIN Deutsches Institut für Normung e.V. DIN EN 2850 Luft- und Raumfahrt - Unidirektionale Laminat aus Kohlenstoffasern und Reaktionsharz - Druckversuch parallel zur Faserrichtung, 01.01.2018.
- [59] C. R. Schultheisz und A. M. Waas. Compressive failure of composites, part I: Testing and micromechanical theories. *Progress in Aerospace Sciences*, 32(1):1–42, 1996. ISSN 03760421. doi: 10.1016/0376-0421(94)00002-3.
- [60] J. Zhou, Z. W. Guan, und W. J. Cantwell. The impact response of graded foam sandwich structures. *Composite Structures*, 97:370–377, 2013. ISSN 0263-8223. doi:10.1016/j.compstruct.2012.10.037.
- [61] J. S. Tomblin, E. J. Barbero, und L. A. Godoy. Imperfection sensitivity of fiber microbuckling in elastic-nonlinear polymer-matrix composites. *International Journal of Solids and Structures*, 34(13):1667–1679, 1997. ISSN 0020-7683. doi:10.1016/S0020-7683(96)00108-4.
- [62] R. Joffe, D. Mattsson, J. Modniks, und J. Varna. Compressive failure analysis of non-crimp fabric composites with large out-of-plane misalignment of fiber bundles. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 36(8):1030–1046, 2005. doi:10.1016/j.compositesa.2004.10.028.
- [63] A. Russo und B. Zuccarello. Experimental and numerical evaluation of the mechanical behaviour of GFRP sandwich panels. *Composite Structures*, 81(4):575–586, 2007. ISSN 0263-8223. doi:10.1016/j.compstruct.2006.10.007.
- [64] P. Berbinau, C. Soutis, und I. A. Guz. Compressive failure of 0° unidirectional carbon-fibre-reinforced plastic (CFRP) laminates by fiber microbuckling. *Composites Science and Technology*, 59(9):1451–1455, 1999. ISSN 0266-3538. doi:10.1016/S0266-3538(98)00181-X.

- [65] C. Soutis. Measurement of the static compressive strength of carbon-fibre/epoxy laminates. *Composites Science and Technology*, 42(4):373–392, 1991. ISSN 0266-3538. doi:10.1016/0266-3538(91)90064-V.
- [66] DIN Deutsches Institut für Normung e.V. DIN 53292 Prüfung von Kernverbunden; Zugversuch senkrecht zur Deckschichtebene, 01.02.1982.
- [67] DIN Deutsches Institut für Normung e.V. DIN 53295 Prüfung von Kernverbunden; Trommel-Schälversuch, 01.02.1982.
- [68] DIN Deutsches Institut für Normung e.V. DIN 53293 Prüfung von Kernverbunden; Biegeversuch, 01.02.1982.
- [69] L. Aktay, A. F. Johnson, und B.-H. Kröplin. Numerical modelling of honeycomb core crush behaviour. *Engineering Fracture Mechanics*, 75(9):2616–2630, 2008. ISSN 0013-7944. doi:10.1016/j.engfracmech.2007.03.008.
- [70] C. C. Foo, G. B. Chai, und L. K. Seah. Mechanical properties of Nomex material and Nomex honeycomb structure. *Composite Structures*, 80(4):588–594, 2007. ISSN 0263-8223. doi:10.1016/j.compstruct.2006.07.010.
- [71] I. Duarte, M. Vesenjajak, und L. Krstulović-Opara. Compressive behaviour of unconstrained and constrained integral-skin closed-cell aluminium foam. *Composite Structures*, 154:231–238, 2016. ISSN 0263-8223. doi:10.1016/j.compstruct.2016.07.038.
- [72] H. Tuwair, M. Hopkins, J. Volz, M. A. ElGawady, M. Mohamed, K. Chandrashekhara, und V. Birman. Evaluation of sandwich panels with various polyurethane foam-cores and ribs. *Composites Part B: Engineering*, 79:262–276, 2015. ISSN 1359-8368. doi:10.1016/j.compositesb.2015.04.023.

- [73] A. Evans. Multifunctionality of cellular metal systems. *Progress in Materials Science*, 43(3):171–221, 1998. ISSN 00796425. doi:10.1016/S0079-6425(98)00004-8.
- [74] ASTM International. Practice for Determining Sandwich Beam Flexural and Shear Stiffness, 2016. doi:10.1520/D7250-D7250M-16.
- [75] DIN Deutsches Institut für Normung e.V. DIN 53291 Prüfung von Kernverbunden; Druckversuch senkrecht zur Deckschichtebene, 01.02.1982.
- [76] T. M. McCormack, R. Miller, O. Kesler, und L. J. Gibson. Failure of sandwich beams with metallic foam cores. *International Journal of Solids and Structures*, 38(28–29):4901–4920, 2001. ISSN 0020-7683. doi:10.1016/S0020-7683(00)00327-9.
- [77] H. Bart-Smith, J. W. Hutchinson, und A. G. Evans. Measurement and analysis of the structural performance of cellular metal sandwich construction. *International Journal of Mechanical Sciences*, 43(8):1945–1963, 2001. ISSN 0020-7403. doi:10.1016/S0020-7403(00)00070-9.
- [78] A. Petras und M. Sutcliffe. Indentation resistance of sandwich beams. *Composite Structures*, 46(4):413–424, 1999. ISSN 0263-8223. doi:10.1016/S0263-8223(99)00109-9.
- [79] C. A. Steeves und N. A. Fleck. Collapse mechanisms of sandwich beams with composite faces and a foam core, loaded in three-point bending. Part I: Analytical models and minimum weight design. *International Journal of Mechanical Sciences*, 46(4):561–583, 2004. ISSN 0020-7403. doi:10.1016/j.ijmecsci.2004.04.003.
- [80] M. Styles, P. Compston, und S. Kalyanasundaram. Finite element modelling of core thickness effects in aluminium foam/composite sandwich structures under flexural loading. *Composite Structures*, 86(1–3):227–232, 2008. ISSN 0263-8223. doi:10.1016/j.compstruct.2008.03.024.

- [81] DIN Deutsches Institut für Normung e.V. DIN 53294 Prüfung von Kernverbunden; Schubversuch, 01.02.1982.
- [82] ASTM International. Standard Test Method for Climbing Drum Peel for Adhesives, 2012. doi:10.1520/D1781-98R12.
- [83] ASTM International. Standard Test Method for Mode I Interlaminar Fracture Toughness of Unidirectional Fiber-Reinforced Polymer Matrix Composites, 2013. doi:10.1520/D5528.
- [84] F. Avilés und L. A. Carlsson. Analysis of the sandwich DCB specimen for debond characterization. *Engineering Fracture Mechanics*, 75(2):153–168, 2008. ISSN 0013-7944. doi:10.1016/j.engfracmech.2007.03.045.
- [85] L. A. Carlsson, R. C. Matteson, F. Avilés, und D. C. Loup. Crack path in foam cored DCB sandwich fracture specimens. *Composites Science and Technology*, 65(15-16):2612–2621, 2005. ISSN 0266-3538. doi:10.1016/j.compscitech.2005.05.013.
- [86] F. Daghia und C. Cluzel. The Climbing Drum Peel Test: An alternative to the Double Cantilever Beam for the determination of fracture toughness of monolithic laminates. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 78:70–83, 2015. doi:10.1016/j.compositesa.2015.07.010.
- [87] DIN Deutsches Institut für Normung e.V. DIN EN ISO 6603-1 Kunststoffe - Bestimmung des Durchstoßverhaltens von festen Kunststoffen - Teil 1: Nicht-instrumentierter Schlagversuch, 01.10.2000.
- [88] DIN Deutsches Institut für Normung e.V. DIN EN ISO 6603-2 Kunststoffe - Bestimmung des Durchstoßverhaltens von festen Kunststoffen - Teil 2: Instrumentierter Schlagversuch, 01.04.2002.
- [89] Z. Li, Z. Zheng, und J. Yu. Low-velocity perforation behavior of composite sandwich panels with aluminum foam core. *Journal of*

- Sandwich Structures and Materials*, 15(1):92–109, 2013. ISSN 1099-6362. doi:10.1177/1099636212454538.
- [90] M. Z. Hassan und W. J. Cantwell. The influence of core properties on the perforation resistance of sandwich structures – An experimental study. *Composites Part B: Engineering*, 43(8):3231–3238, 2012. ISSN 1359-8368. doi:10.1016/j.compositesb.2012.03.012.
- [91] S. Dietrich, J. Kuppinger, P. Elsner, und K. Weidenmann. Small Mass Impact Testing of Sandwich Structures. *Materials Testing*, 52(11-12):765–770, 2010. ISSN 0025-5300. doi:10.3139/120.110184.
- [92] R. Olsson. Engineering Method for Prediction of Impact Response and Damage in Sandwich Panels. *Journal of Sandwich Structures and Materials*, 4(1):3–29, 2002. ISSN 1099-6362. doi:10.1177/1099636202004001192.
- [93] W. Göttner und H.-G. Reimerdes. Low Velocity Impact Investigations of Sandwich Panels with Different Cores. In O. T. Thomsen, E. Bozhevolnaya, und A. Lyckegaard (Herausgeber) *Sandwich Structures 7*, Seiten 661–670. Springer, Dordrecht, 2006. ISBN 1-4020-3444-X. doi:10.1007/1-4020-3848-8-67.
- [94] E. Roos und K. Maile (Herausgeber) *Werkstoffkunde für Ingenieure: Grundlagen, Anwendung, Prüfung*. Springer-Lehrbuch. Springer-Verlag Berlin Heidelberg, Berlin, Heidelberg, 4. bearb. Aufl. Auflage, 2011. ISBN 978-3-642-17463-6. doi:10.1007/978-3-642-17464-3.
- [95] K.-H. Grote, J. Feldhusen, und H. Dubbel (Herausgeber) *Dubbel: Taschenbuch für den Maschinenbau*. Springer Vieweg, Berlin, 24., aktualisierte Aufl. Auflage, 2014. ISBN 978-3-642-38890-3. doi:10.1007/978-3-642-38891-0.
- [96] M. Mandel und L. Krüger. Electrochemical corrosion studies and pitting corrosion sensitivity of a self-pierce rivet joint of carbon fibre

- reinforced polymer (CFRP) - laminate and EN AW-6060-T6. *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*, 43(4):302–309, 2012. ISSN 09335137. doi:10.1002/mawe.201200945.
- [97] M. Mandel und L. Krüger. Determination of pitting sensitivity of the aluminium alloy EN AW-6060-T6 in a carbon-fibre reinforced plastic/aluminium rivet joint by finite element simulation of the galvanic corrosion process. *Corrosion Science*, 73:172–180, 2013. ISSN 0010938X. doi:10.1016/j.corsci.2013.03.033.
- [98] J. R. Davis (Herausgeber) *Corrosion of aluminum and aluminum alloys*. ASM International, Materials Park, Ohio, 1. print Auflage, 1999. ISBN 0871706296.
- [99] E. Håkansson, J. Hoffman, P. Predecki, und M. Kumosa. The role of corrosion product deposition in galvanic corrosion of aluminum/carbon systems. *Corrosion Science*, 114:10–16, 2017. ISSN 0010938X. doi:10.1016/j.corsci.2016.10.011.
- [100] Y. Pan, G. Wu, Z. Huang, X. Wu, Y. Liu, und H. Ye. Corrosion behaviour of carbon fibre reinforced polymer/magnesium alloy hybrid laminates. *Corrosion Science*, 115:152–158, 2017. ISSN 0010938X. doi:10.1016/j.corsci.2016.11.022.
- [101] E. McCafferty. Sequence of steps in the pitting of aluminum by chloride ions. *Corrosion Science*, 45(7):1421–1438, 2003. ISSN 0010938X. doi:10.1016/S0010-938X(02)00231-7.
- [102] R. Srinivasan und L. H. Hihara. Utilization of hydrophobic coatings on insulative skirts to attenuate galvanic corrosion between mechanically-fastened aluminum alloy and carbon-fiber reinforced polymer-matrix composites. *Electrochemistry Communications*, 72:96–99, 2016. ISSN 13882481. doi:10.1016/j.elecom.2016.09.014.
- [103] T.-C. Nguyen, Y. Bai, X.-L. Zhao, und R. Al-Mahaidi. Durability of steel/CFRP double strap joints exposed to sea water, cyclic tempe-

- ature and humidity. *Composite Structures*, 94(5):1834–1845, 2012. ISSN 0263-8223. doi:10.1016/j.compstruct.2012.01.004.
- [104] F. Henning und E. Moeller (Herausgeber) *Handbuch Leichtbau: Methoden, Werkstoffe, Fertigung*. Hanser, München, 2011. ISBN 978-3-446-42267-4. doi:10.3139/9783446428911.
- [105] AVK - Industrievereinigung Verstärkte Kunststoffe. *Handbuch Faserverbundkunststoffe*. Springer Fachmedien, Wiesbaden, 2010. ISBN 978-3-8348-0881-3.
- [106] H. Schürmann. *Konstruieren mit Faser-Kunststoff-Verbunden*. VDI-Buch. Springer-Verlag Berlin Heidelberg, Berlin, Heidelberg, 2., bearbeitete und erweiterte Auflage Auflage, 2007. ISBN 978-3-540-72189-5. doi:10.1007/978-3-540-72190-1.
- [107] G. W. Ehrenstein. *Faserverbund-Kunststoffe: Werkstoffe - Verarbeitung - Eigenschaften*. Hanser, München and Wien, 2., völlig überarbeitete Auflage Auflage, 2006. ISBN 3-446-22716-4.
- [108] A. Kelly und G. J. Davies. THE PRINCIPLES OF THE FIBRE REINFORCEMENT OF METALS. *International Materials Reviews*, 10(1):1–77, 1965. ISSN 09506608. doi:10.1179/095066065790138357.
- [109] D. Gross, W. Hauger, J. Schröder, und W. A. Wall. *Technische Mechanik 2*. Springer Berlin Heidelberg, Berlin, Heidelberg, 2017. ISBN 978-3-662-53678-0. doi:10.1007/978-3-662-53679-7.
- [110] A.-M. Harte, N. Fleck, und M. Ashby. The fatigue strength of sandwich beams with an aluminium alloy foam core. *International Journal of Fatigue*, 23(6):499–507, 2001. ISSN 0142-1123. doi:10.1016/S0142-1123(01)00012-3.
- [111] R. P. Ley, W. Lin, und U. Mbanefo. *Facesheet wrinkling in sandwich structures*, Band NASA/CR-1999-208994 von [NASA contractor re-

- port*]. National Aeronautics and Space Administration, Langley Research Center and National Technical Information Service, distributor, Hampton, Va. and Springfield, VA, 1999.
- [112] T. C. Triantafillou und L. J. Gibson. Failure mode maps for foam core sandwich beams. *Materials Science and Engineering*, 95:37–53, 1987. ISSN 00255416. doi:10.1016/0025-5416(87)90496-4.
- [113] R. Hussein, P. Fazio, und K. Ha. Analytical evaluations of local failures in sandwich panels. *Building and Environment*, 26(2):209–215, 1991. ISSN 0360-1323. doi:10.1016/0360-1323(91)90028-A.
- [114] B. Jiang, Z. Li, und F. Lu. Failure mechanism of sandwich beams subjected to three-point bending. *Composite Structures*, 133:739–745, 2015. ISSN 0263-8223. doi:10.1016/j.compstruct.2015.07.056.
- [115] S. Abrate. Localized Impact on Sandwich Structures With Laminated Facings. *Applied Mechanics Reviews*, 50(2):69, 1997. ISSN 00036900. doi:10.1115/1.3101689.
- [116] S. Abrate. Modeling of impacts on composite structures. *Composite Structures*, 51(2):129–138, 2001. ISSN 0263-8223. doi:10.1016/S0263-8223(00)00138-0.
- [117] G. B. Chai und S. Zhu. A review of low-velocity impact on sandwich structures. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part L: Journal of Materials Design and Applications*, 225(4):207–230, 2011. ISSN 1464-4207. doi:10.1177/1464420711409985.
- [118] D. P. W. Horrigan und R. A. Staal. Predicting Failure Loads of Impact Damaged Honeycomb Sandwich Panels - A Refined Model. *Journal of Sandwich Structures and Materials*, 13(1):111–133, 2011. ISSN 1099-6362. doi:10.1177/1099636208105039.
- [119] K. N. Shivakumar, W. Elber, und W. Illg. *Prediction of impact force and duration during low velocity impact on circular composite laminates*. Langley Research Center, Hampton, Va, 1983.

- [120] R. Olsson. Closed form prediction of peak load and delamination onset under small mass impact. *Composite Structures*, 59(3):341–349, 2003. ISSN 0263-8223. doi:10.1016/S0263-8223(02)00244-1.
- [121] J. Park und H.-J. Choi. Experiments and numerical analyses of HB400 and aluminum foam sandwich structure under landmine explosion. *Composite Structures*, 134:726–739, 2015. ISSN 0263-8223. doi:10.1016/j.compstruct.2015.08.133.
- [122] M. A. Yahaya, D. Ruan, G. Lu, und M. S. Dargusch. Response of aluminium honeycomb sandwich panels subjected to foam projectile impact – An experimental study. *International Journal of Impact Engineering*, 75:100–109, 2015. doi:10.1016/j.ijimpeng.2014.07.019.
- [123] J. Kuppinger, G. Kopp, S. Dietrich, und F. Henning. Polyurethane base sandwich structures - Face sheet characteristics. In *The 12th-annual SPE Automotive Composites Conference & Exhibition (ACCE)*, 2012. URL <http://elib.dlr.de/78362/>.
- [124] T. Niemann. PTLens, 2018. URL <http://www.epaperpress.com/ptlens/index.html>.
- [125] J. Schindelin, I. Arganda-Carreras, E. Frise, V. Kaynig, M. Longair, T. Pietzsch, S. Preibisch, C. Rueden, S. Saalfeld, B. Schmid, J.-Y. Tinevez, D. J. White, V. Hartenstein, K. Eliceiri, P. Tomancak, und A. Cardona. Fiji: an open-source platform for biological-image analysis. *Nature methods*, 9(7):676–682, 2012. ISSN 1548-7105. doi:10.1038/nmeth.2019.
- [126] Fraunhofer ITWM. MAVI: Modular Algorithms for Volume Images, 2015. URL <https://www.itwm.fraunhofer.de/de/abteilung/bv/produkte-und-leistungen/mavi.html>.
- [127] K. A. Weidenmann, L. Baumgärtner, und B. Haspel. The Edge Shear Test - An Alternative Testing Method for the Determination of

- the Interlaminar Shear Strength in Composite Materials. *Materials Science Forum*, 825-826:806–813, 2015. ISSN 1662-9752. doi: 10.4028/www.scientific.net/MSF.825-826.806.
- [128] P. Woolford. Guidance on the Engineering Acceptance of On-Track Machines. *Railway Group Guidance Note*, (GM/GN2575), 2004.
- [129] DIN Deutsches Institut für Normung e.V. DIN EN 6038 Luft- und Raumfahrt – Faserverstärkte Kunststoffe – Prüfverfahren – Bestimmung der Restdruckfestigkeit nach Schlagbeanspruchung;, 02 2016.
- [130] J. Wang, B. Chen, H. Wang, und A. M. Waas. Experimental study on the compression-after-impact behavior of foam-core sandwich panels. *Journal of Sandwich Structures and Materials*, 17(4):446–465, 2015. ISSN 1099-6362. doi:10.1177/1099636215577367.
- [131] J. Tomblin. *Impact Damage Characterization and Damage Tolerance of Composite Sandwich Airframe Structures - Phase II*. AD-a411 895. wichita state univ ks, [United States], 2002.
- [132] DIN Deutsches Institut für Normung e.V. DIN EN ISO 9227 Korrosionsprüfungen in künstlichen Atmosphären - Salzsprühnebelprüfungen, 01.07.2017.
- [133] T. L. Heath (Herausgeber) *The Works of Archimedes: Edited in Modern Notation with Introductory Chapters*. Cambridge library collection. Mathematics. Cambridge University Press, Cambridge, 1897. ISBN 9781108006156. URL <http://dx.doi.org/10.1017/CB09780511695124>.
- [134] Linstrom, Peter National Institute of Standards and Technology. NIST Chemistry WebBook, NIST Standard Reference Database 69. doi: 10.18434/T4D303.
- [135] M. F. Ashby und Y. Bréchet. Designing hybrid materials. *Acta Materialia*, 51(19):5801–5821, 2003. ISSN 13596454. doi:10.1016/S1359-6454(03)00441-5.

- [136] O. Kesler und L. Gibson. Size effects in metallic foam core sandwich beams. *Materials Science and Engineering: A*, 326(2):228–234, 2002. ISSN 0921-5093. doi:10.1016/S0921-5093(01)01487-3.
- [137] C. Chen, A.-M. Harte, und N. A. Fleck. The plastic collapse of sandwich beams with a metallic foam core. *International Journal of Mechanical Sciences*, 43(6):1483–1506, 2001. ISSN 0020-7403. doi:10.1016/S0020-7403(00)00069-2.
- [138] A. Petras und M. Sutcliffe. Failure mode maps for honeycomb sandwich panels. *Composite Structures*, 44(4):237–252, 1999. ISSN 0263-8223. doi:10.1016/S0263-8223(98)00123-8.
- [139] J. Yu, E. Wang, J. Li, und Z. Zheng. Static and low-velocity impact behavior of sandwich beams with closed-cell aluminum-foam core in three-point bending. *International Journal of Impact Engineering*, 35(8):885–894, 2008. doi:10.1016/j.ijimpeng.2008.01.006.
- [140] X. Zhu, S. Ai, X. Lu, K. Cheng, X. Ling, L. Zhu, und B. Liu. Collapse models of aluminum foam sandwiches under static three-point bending based on 3D geometrical reconstruction. *Computational Materials Science*, 85:38–45, 2014. ISSN 0927-0256. doi:10.1016/j.commatsci.2013.12.055.
- [141] R. Sullins, G. Smith, und E. Spier. *Manual for structural stability analysis of sandwich plates and shells*. National aeronautics and space Administration, Washington, 1969.
- [142] J. Blaber. ncorr, 2015. URL www.ncorr.com.
- [143] Granta Design. CES EduPack, 2016.
- [144] MatWeb Material Property Data. The Online Materials Information Resource: ERG Aerospace Duocel Aluminum Metal Foam, 2018. URL <http://www.matweb.com/search/datasheet.aspx?matguid=5e18e74a69754dfab0ff01ededd90f3d>.

- [145] E. C. Botelho, L. C. Pardini, und M. C. Rezende. Evaluation of hygrothermal effects on the shear properties of Carall composites. *Materials Science and Engineering: A*, 452-453:292–301, 2007. ISSN 0921-5093. doi:10.1016/j.msea.2006.10.127.
- [146] T. Anderson und E. Madenci. Experimental investigation of low-velocity impact characteristics of sandwich composites. *Composite Structures*, 50(3):239–247, 2000. ISSN 0263-8223. doi:10.1016/S0263-8223(00)00098-2.
- [147] R. Mines, C. M. Worrall, und A. G. Gibson. LOW VELOCITY PERFORATION BEHAVIOUR OF POLYMER COMPOSITE SANDWICH PANELS. *International Journal of Impact Engineering*, 21(10):855–879, 1998. doi:10.1016/S0734-743X(98)00037-2.

Eigene Veröffentlichungen

- [148] P. Rupp, F. Wafzig, und K. A. Weidenmann. The interface of CFRP face sheets and aluminum foam cores in hybrid sandwich panels manufactured by a PUR spraying process: 17th European Conference on Composite Materials, Munich, Germany, 26 - 30th June 2016.
- [149] P. Rupp, P. Elsner, und K. A. Weidenmann. Specific bending stiffness of in-mould-assembled hybrid sandwich structures with carbon fibre reinforced polymer face sheets and aluminium foam cores manufactured by a polyurethane-spraying process. *Journal of Sandwich Structures and Materials*, 2017. ISSN 1099-6362. doi:10.1177/1099636217725250.
- [150] P. Rupp, J. Imhoff, und K. A. Weidenmann. Low-Velocity Impact Properties of Sandwich Structures with Aluminum Foam Cores and CFRP Face Sheets. *Journal of Composites Science*, 2(2):24, 2018. doi:10.3390/jcs2020024.
- [151] P. Rupp, P. Elsner, und K. A. Weidenmann. Small object low-velocity impact damage on hybrid sandwich structures with CFRP face sheets and aluminum foam cores. *International Journal of Crashworthiness*, 2018. doi:10.1080/13588265.2018.1489338.
- [152] P. Rupp, P. Elsner, und K. A. Weidenmann. Material Selection for CFRP-Aluminium-Foam-Sandwiches Manufactured by a PUR Spraying Process. *Key Engineering Materials*, 742:317–324, 2017. ISSN 1662-9795. doi:10.4028/www.scientific.net/KEM.742.317.

- [153] P. Rupp, P. Elsner, und K. A. Weidenmann. Failure mode maps for four-point-bending of hybrid sandwich structures with carbon fiber reinforced plastic face sheets and aluminum foam cores manufactured by a polyurethane spraying process. *Journal of Sandwich Structures and Materials*, 2017. ISSN 1099-6362. doi:10.1177/1099636217722052.
- [154] S. Ilinzeer, P. Rupp, und K. A. Weidenmann. Influence of corrosion on the mechanical properties of hybrid sandwich structures with CFRP face sheets and aluminum foam core. *Composite Structures*, 2018. ISSN 0263-8223. doi:10.1016/j.compstruct.2018.01.012.
- [155] J. Hüther, P. Rupp, I. Kohlschreiber, und K. A. Weidenmann. An enhanced method to determine the Young's modulus of technical single fibres by means of high resolution digital image correlation. *Measurement Science and Technology*, 29(4):045601, 2018. ISSN 0957-0233. doi:10.1088/1361-6501/aaa0bb.

Betreute studentische Arbeiten

- [Bal17] Lukas Balle. Auslegung, Prüfung und Modellierung einer CFK-Sandwichstruktur hergestellt mit dem Vakuumpressverfahren. *Bachelorarbeit*, 2017.
- [Bla18] Juliane Blarr. Numerische FEM-Modellierung von CFK-Aluminiumschaum-Sandwichverbunden im Vierpunkt-Biegeversuch basierend auf mechanischen Effektivwerten. *Bachelorarbeit*, 2018.
- [Hal18] Stephan Hallmann. Numerische, strukturbasierte FEM-Modellierung von CFK-Aluminiumschaum-Sandwichverbunden im Vierpunkt-Biegeversuch. *Bachelorarbeit*, 2018.
- [Ili17] Sergej Ilinzeer. Ermittlung der Auswirkungen von Korrosion auf die mechanischen Eigenschaften von CFK-Metall-Verbunden. *Masterarbeit*, 2017.
- [Imh17] Jonas Imhoff. Durchstoßversuche an Aluminiumschaum-CFK-Sandwichverbunden mit optischer Auswertung des Schädigungsbildes. *Bachelorarbeit*, 2017.
- [Lia18] Qingli Liao. Numerical FEM Modeling of CFRP-Aluminum Foam Sandwich Composites under compressive load based on single-cell models. *Masterarbeit*, 2018.
- [Neb16] Alexander Neber. Entwicklung eines Verfahrens zur Detektion nicht infiltrierter Fasern in CFK-Alu-Sandwiches mit geschäumter Deckschichtmatrix. *Bachelorarbeit*, 2016.

Schriftenreihe des Instituts für Angewandte Materialien

ISSN 2192-9963

- Band 1 Prachai Norajitra
Divertor Development for a Future Fusion Power Plant. 2011
ISBN 978-3-86644-738-7
- Band 2 Jürgen Prokop
Entwicklung von Spritzgießsonderverfahren zur Herstellung von Mikrobauteilen durch galvanische Replikation. 2011
ISBN 978-3-86644-755-4
- Band 3 Theo Fett
New contributions to R-curves and bridging stresses – Applications of weight functions. 2012
ISBN 978-3-86644-836-0
- Band 4 Jérôme Acker
Einfluss des Alkali/Niob-Verhältnisses und der Kupferdotierung auf das Sinterverhalten, die Strukturbildung und die Mikrostruktur von bleifreier Piezokeramik ($K_{0,5}Na_{0,5}$)NbO₃. 2012
ISBN 978-3-86644-867-4
- Band 5 Holger Schwaab
Nichtlineare Modellierung von Ferroelektrika unter Berücksichtigung der elektrischen Leitfähigkeit. 2012
ISBN 978-3-86644-869-8
- Band 6 Christian Dethloff
Modeling of Helium Bubble Nucleation and Growth in Neutron Irradiated RAFM Steels. 2012
ISBN 978-3-86644-901-5
- Band 7 Jens Reiser
Duktilisierung von Wolfram. Synthese, Analyse und Charakterisierung von Wolframlaminaten aus Wolframfolie. 2012
ISBN 978-3-86644-902-2
- Band 8 Andreas Sedlmayr
Experimental Investigations of Deformation Pathways in Nanowires. 2012
ISBN 978-3-86644-905-3

- Band 9 Matthias Friedrich Funk
Microstructural stability of nanostructured fcc metals during cyclic deformation and fatigue. 2012
ISBN 978-3-86644-918-3
- Band 10 Maximilian Schwenk
Entwicklung und Validierung eines numerischen Simulationsmodells zur Beschreibung der induktiven Ein- und Zweifrequenzrandschichthärtung am Beispiel von vergütetem 42CrMo4. 2012
ISBN 978-3-86644-929-9
- Band 11 Matthias Merzkirch
Verformungs- und Schädigungsverhalten der verbundstrang-gespresten, federstahldrahtverstärkten Aluminiumlegierung EN AW-6082. 2012
ISBN 978-3-86644-933-6
- Band 12 Thilo Hammers
Wärmebehandlung und Recken von verbundstrang-gespresten Luftfahrtprofilen. 2013
ISBN 978-3-86644-947-3
- Band 13 Jochen Lohmiller
Investigation of deformation mechanisms in nanocrystalline metals and alloys by in situ synchrotron X-ray diffraction. 2013
ISBN 978-3-86644-962-6
- Band 14 Simone Schreijäg
Microstructure and Mechanical Behavior of Deep Drawing DC04 Steel at Different Length Scales. 2013
ISBN 978-3-86644-967-1
- Band 15 Zhiming Chen
Modelling the plastic deformation of iron. 2013
ISBN 978-3-86644-968-8
- Band 16 Abdullah Fatih Çetinel
Oberflächendefektausheilung und Festigkeitssteigerung von niederdruckspritzgegossenen Mikrobiengebalken aus Zirkoniumdioxid. 2013
ISBN 978-3-86644-976-3
- Band 17 Thomas Weber
Entwicklung und Optimierung von gradierten Wolfram/EUROFER97-Verbindungen für Divertorkomponenten. 2013
ISBN 978-3-86644-993-0

- Band 18 Melanie Senn
Optimale Prozessführung mit merkmalsbasierter Zustandsverfolgung. 2013
ISBN 978-3-7315-0004-9
- Band 19 Christian Mennerich
Phase-field modeling of multi-domain evolution in ferromagnetic shape memory alloys and of polycrystalline thin film growth. 2013
ISBN 978-3-7315-0009-4
- Band 20 Spyridon Korres
On-Line Topographic Measurements of Lubricated Metallic Sliding Surfaces. 2013
ISBN 978-3-7315-0017-9
- Band 21 Abhik Narayan Choudhury
Quantitative phase-field model for phase transformations in multi-component alloys. 2013
ISBN 978-3-7315-0020-9
- Band 22 Oliver Ulrich
Isothermes und thermisch-mechanisches Ermüdungsverhalten von Verbundwerkstoffen mit Durchdringungsgefüge (Preform-MMCs). 2013
ISBN 978-3-7315-0024-7
- Band 23 Sofie Burger
High Cycle Fatigue of Al and Cu Thin Films by a Novel High-Throughput Method. 2013
ISBN 978-3-7315-0025-4
- Band 24 Michael Teutsch
Entwicklung von elektrochemisch abgeschiedenem LIGA-Ni-Al für Hochtemperatur-MEMS-Anwendungen. 2013
ISBN 978-3-7315-0026-1
- Band 25 Wolfgang Rheinheimer
Zur Grenzflächenanisotropie von SrTiO₃. 2013
ISBN 978-3-7315-0027-8
- Band 26 Ying Chen
Deformation Behavior of Thin Metallic Wires under Tensile and Torsional Loadings. 2013
ISBN 978-3-7315-0049-0

- Band 27 Sascha Haller
Gestaltfindung: Untersuchungen zur Kraftkegelmethode. 2013
ISBN 978-3-7315-0050-6
- Band 28 Nicht erschienen
- Band 29 Gunnar Picht
Einfluss der Korngröße auf ferroelektrische Eigenschaften dotierter $\text{Pb}(\text{Zr}_{1-x}\text{Ti}_x)\text{O}_3$ Materialien. 2013
ISBN 978-3-7315-0106-0
- Band 30 Esther Held
Eigenspannungsanalyse an Schichtverbunden mittels inkrementeller Bohrlochmethode. 2013
ISBN 978-3-7315-0127-5
- Band 31 Pei He
On the structure-property correlation and the evolution of Nanofeatures in 12-13.5% Cr oxide dispersion strengthened ferritic steels. 2014
ISBN 978-3-7315-0141-1
- Band 32 Jan Hoffmann
Ferritische ODS-Stähle – Herstellung, Umformung und Strukturanalyse. 2014
ISBN 978-3-7315-0157-2
- Band 33 Wiebke Sittel
Entwicklung und Optimierung des Diffusionsschweißens von ODS Legierungen. 2014
ISBN 978-3-7315-0182-4
- Band 34 Osama Khalil
Isothermes Kurzzeitermüdungsverhalten der hoch-warmfesten Aluminium-Knetlegierung 2618A (AlCu2Mg1,5Ni). 2014
ISBN 978-3-7315-0208-1
- Band 35 Nicht erschienen
- Band 36 Christoph Hage
Grundlegende Aspekte des 2K-Metallpulverspritzgießens. 2014
ISBN 978-3-7315-0217-3
- Band 37 Bartłomiej Albiński
Instrumentierte Eindringprüfung bei Hochtemperatur für die Charakterisierung bestrahlter Materialien. 2014
ISBN 978-3-7315-0221-0

- Band 38 Tim Feser
Untersuchungen zum Einlaufverhalten binärer alpha-Messinglegierungen unter Ölschmierung in Abhängigkeit des Zinkgehaltes. 2014
ISBN 978-3-7315-0224-1
- Band 39 Jörg Ettrich
Fluid Flow and Heat Transfer in Cellular Solids. 2014
ISBN 978-3-7315-0241-8
- Band 40 Melanie Syha
Microstructure evolution in strontium titanate Investigated by means of grain growth simulations and x-ray diffraction contrast tomography experiments. 2014
ISBN 978-3-7315-0242-5
- Band 41 Thomas Haas
Mechanische Zuverlässigkeit von gedruckten und gasförmig abgeschiedenen Schichten auf flexiblem Substrat. 2014
ISBN 978-3-7315-0250-0
- Band 42 Aron Kneer
Numerische Untersuchung des Wärmeübertragungsverhaltens in unterschiedlichen porösen Medien. 2014
ISBN 978-3-7315-0252-4
- Band 43 Manuel Feuchter
Investigations on Joule heating applications by multiphysical continuum simulations in nanoscale systems. 2014
ISBN 978-3-7315-0261-6
- Band 44 Alexander Vondrous
Grain growth behavior and efficient large scale simulations of recrystallization with the phase-field method. 2014
ISBN 978-3-7315-0280-7
- Band 45 Tobias Kennerknecht
Fatigue of Micro Molded Materials – Aluminum Bronze and Yttria Stabilized Zirconia. 2014
ISBN 978-3-7315-0293-7
- Band 46 Christopher Scherr
Elektrochemisches Verhalten von Lithium-Schwefel-Zellen mit unterschiedlicher Kathodenstruktur. 2015
ISBN 978-3-7315-0296-8

- Band 47 Konstantin Frölich
Der Decal-Prozess zur Herstellung katalysatorbeschichteter Membranen für PEM-Brennstoffzellen. 2015
ISBN 978-3-7315-0334-7
- Band 48 Benedikt Haspel
Werkstoffanalytische Betrachtung der Eigenschaften von mittels neuartiger RTM-Fertigungsprozesse hergestellten glasfaserverstärkten Polymerverbunden. 2015
ISBN 978-3-7315-0337-8
- Band 49 Marco Berghoff
Skalenübergreifende Modellierung und Optimierung vom atomistischen kristallinen Phasenfeldmodell bis zur mesoskopischen Phasenfeldmethode. 2015
ISBN 978-3-7315-0416-0
- Band 50 Michael Selzer
Mechanische und Strömungsmechanische Topologieoptimierung mit der Phasenfeldmethode. 2016
ISBN 978-3-7315-0431-3
- Band 51 Michael Mahler
Entwicklung einer Auswertemethode für bruchmechanische Versuche an kleinen Proben auf der Basis eines Kohäsivzonenmodells. 2016
ISBN 978-3-7315-0441-2
- Band 52 Christoph Bohnert
Numerische Untersuchung des Verformungs- und Bruchverhaltens von einkristallinem Wolfram auf mikroskopischer Ebene. 2016
ISBN 978-3-7315-0444-3
- Band 53 Stefan Guth
Schädigung und Lebensdauer von Nickelbasislegierungen unter thermisch-mechanischer Ermüdungsbeanspruchung bei verschiedenen Phasenlagen. 2016
ISBN 978-3-7315-0445-0
- Band 54 Markus Klinsmann
The Effects of Internal Stress and Lithium Transport on Fracture in Storage Materials in Lithium-Ion Batteries. 2016
ISBN 978-3-7315-0455-9

- Band 55 Thomas Straub
Experimental Investigation of Crack Initiation in Face-Centered Cubic Materials in the High and Very High Cycle Fatigue Regime. 2016
ISBN 978-3-7315-0471-9
- Band 56 Maren Lepple
Kupfer- und Eisenoxide als Konversions-Elektrodenmaterialien für Lithium-Ionen-Batterien: Thermodynamische und Elektrochemische Untersuchungen. 2016
ISBN 978-3-7315-0482-5
- Band 57 Stefan Andreas Slaby
Charakterisierung und Bewertung der Zug- und Ermüdungseigenschaften von Mikrobauteilen aus 17-4PH Edelstahl. Ein Vergleich von mikropulverspritzgegossenem und konventionell hergestelltem Material. 2017
ISBN 978-3-7315-0484-9
- Band 58 Kumar Ankit
Phase-field modeling of microstructural pattern formation in alloys and geological veins. 2016
ISBN 978-3-7315-0491-7
- Band 59 Kuo Zhang
Characterization and Modeling of the Ratcheting Behavior of the Ferritic-Martensitic Steel P91. 2017
ISBN 978-3-7315-0503-7
- Band 60 Nicht erschienen
- Band 61 Fabian Lemke
Untersuchung des Sinterverhaltens von SrTiO₃ unter Berücksichtigung der Defektchemie. 2016
ISBN 978-3-7315-0510-5
- Band 62 Johannes Kümmel
Detaillierte Analyse der Aufbauschneidenbildung bei der Trockenerspannung von Stahl C45E mit Berücksichtigung des Werkzeugverschleißes. 2016
ISBN 978-3-7315-0518-1
- Band 63 László Hagymási
Modellierung der Stoffübertragung beim Niederdruck-carbonitrieren mit Ammoniak und Acetylen. 2016
ISBN 978-3-7315-0568-6

- Band 64 Reza Eslami
A novel micro-mechanical model for prediction of multiaxial high cycle fatigue at small scales. 2017
ISBN 978-3-7315-0583-9
- Band 65 Sebastian Schulz
Phase-field simulations of multi-component solidification and coarsening based on thermodynamic datasets. 2017
ISBN 978-3-7315-0618-8
- Band 66 Markus Stricker
Die Übertragung von mikrostrukturellen Eigenschaften aus der diskreten Versetzungsdynamik in Kontinuumsbeschreibungen. 2017
ISBN 978-3-7315-0658-4
- Band 67 Luis Straßberger
Untersuchung und Modellierung des viskoplastischen Verformungsverhaltens oxidpartikelverstärkter Stähle. 2018
ISBN 978-3-7315-0674-4
- Band 68 Mark Wobrock
Microplasticity of idealized single crystalline Ag cantilevers characterized with methods of high resolution. 2017
ISBN 978-3-7315-0682-9
- Band 69 Amritesh Kumar
Micromechanical study on the deformation behaviour of directionally solidified NiAl-Cr eutectic composites. 2017
ISBN 978-3-7315-0694-2
- Band 70 Johannes Hötzer
Massiv-parallele und großskalige Phasenfeldsimulationen zur Untersuchung der Mikrostrukturentwicklung. 2017
ISBN 978-3-7315-0693-5
- Band 71 Thomas Hupfer
Herstellung von LATP für den Einsatz als Festkörperelektrolyt und dessen Eigenschaften. 2017
ISBN 978-3-7315-0702-4
- Band 72 Florentin Pottmeyer
Schädigungsverhalten von in CFK-Laminaten eingebetteten Inserts unter bauteilnahen Beanspruchungen. 2017
ISBN 978-3-7315-0719-2

- Band 73 Andres Höweling
Untersuchung der Hochvoltstabilität und Tiefentladung von dotierten $\text{LiNi}_{0,5}\text{Mn}_{1,5}\text{O}_4$ -Hochvoltspinellen. 2018
ISBN 978-3-7315-0728-4
- Band 74 Tabea Gisela Schwark
Deformation and Fracture Properties of the Soft Magnetic Composite Somaloy 700 3P on Different Length Scales. 2018
ISBN 978-3-7315-0759-8
- Band 75 Klaudia Lichtenberg
Metallmatrixverbunde mit Verstärkungselementen aus metallischem Glas $\text{Ni}_{60}\text{Nb}_{20}\text{Ta}_{20}$ – Herstellung und Charakterisierung. 2018
ISBN 978-3-7315-0782-6
- Band 76 Claudio Findeisen
Charakterisierung und Modellierung von instabilen Metamaterialien. 2019
ISBN 978-3-7315-0869-4
- Band 77 Nilescha Mishra
Influence of strain on the functionality of ink-jet printed thin films and devices on flexible substrates. 2019
ISBN 978-3-7315-0853-3
- Band 78 Simon Werner Bonk
Plastische Verformungsmechanismen in hochgradig kaltgewalzten, ultrafeinkörnigen Wolframblechen. 2019
ISBN 978-3-7315-0878-6
- Band 79 Tim Gräning
Herstellung, Charakterisierung und Optimierung von austenitischen ODS Stählen. 2019
ISBN 978-3-7315-0732-1
- Band 80 Peter Rupp
Herstellung, Prüfung und Modellierung neuartiger hybrider Aluminiumschaum-CFK-Sandwichverbunde. 2019
ISBN 978-3-7315-0880-9

KARLSRUHER INSTITUT FÜR TECHNOLOGIE (KIT)
SCHRIFTENREIHE DES INSTITUTS FÜR ANGEWANDTE MATERIALIEN

Der spezielle hybride Aufbau der in dieser Arbeit untersuchten Sandwichverbunde bewirkt besondere mechanische Eigenschaften. Für deren Charakterisierung wurden mechanische Kennwerte aus quasistatischen und dynamischen Prüfverfahren ermittelt, unter Berücksichtigung der Mikrostruktur und des Verformungsverhaltens auf Basis von computertomographischen Aufnahmen.

Aus diesen Ergebnissen wurden analytische Modelle gebildet. Hierbei wurde die massespezifische Biegesteifigkeit des Verbunds sowie das Versagensverhalten mittels Failure Mode Maps modelliert, und mittels Energy-Balance-Modell die Maximalkräfte im Impactversuch extrapoliert. Das beobachtete Verhalten der Sandwichverbunde konnte dabei jeweils mit den variierten Sandwichkomponenten in Zusammenhang gebracht werden. Hierbei zeigt das Deckschicht-Fasergewicht maßgeblichen Einfluss auf die Biegesteifigkeit, während die Kernstruktur hauptsächlich die Dichte und das Verformungsverhalten unter dynamischer Last bestimmt.

ISSN 2192-9963
ISBN 978-3-7315-0880-9

