

IVW - Schriftenreihe Band 153

Leibniz-Institut für Verbundwerkstoffe GmbH
Kaiserslautern

Florian Schimmer

**Einfluss des Matrixsystems und
der Strukturkrümmung auf die
Schlagbelastbarkeit von
Faser-Kunststoff-Verbunden**

Bibliografische Information Der Deutschen Bibliothek

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

Bibliographic information published by Die Deutsche Bibliothek

Die Deutsche Bibliothek lists this publication in the Deutsche Nationalbibliografie; detailed bibliographic data is available in the Internet at <<http://dnb.dnb.de>>.

Herausgeber: Leibniz-Institut für Verbundwerkstoffe GmbH
Prof. Dr.-Ing. Ulf Breuer
Erwin-Schrödinger-Straße 58
Technische Universität Kaiserslautern
67663 Kaiserslautern
<http://www.ivw.uni-kl.de>

Verlag: Leibniz-Institut für Verbundwerkstoffe GmbH

Druck: pri-me Printservice & Medienservice
Barbarossastraße 1
67655 Kaiserslautern
D-386

© Leibniz-Institut für Verbundwerkstoffe GmbH, Kaiserslautern 2022

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

Als Manuskript gedruckt. Printed in Germany.
ISSN 1615-021X
ISBN: 978-3-944440-50-7

Einfluss des Matrixsystems und der Strukturkrümmung auf die Schlagbelastbarkeit von Faser-Kunststoff- Verbunden

Vom Fachbereich Maschinenbau und Verfahrenstechnik
der Technischen Universität Kaiserslautern
zur Verleihung des akademischen Grades

Doktor-Ingenieur (Dr.-Ing.)

genehmigte Dissertation

von Herrn
Florian Schimmer, M. Sc.
aus Bad Dürkheim

Tag der mündlichen Prüfung: 13. Juni 2022

Prüfungsvorsitzender: Prof. Dr.-Ing. Ulf Paul Breuer
1. Berichterstatter: Prof. Dr.-Ing. Joachim Hausmann
2. Berichterstatter: Prof. Dr.-Ing. habil. Bodo Fiedler

Vorwort

Die vorliegende Arbeit entstand im Rahmen meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter an der Leibniz-Institut für Verbundwerkstoffe GmbH (IVW) in der Abteilung Bauteilentwicklung im Kompetenzfeld Bauweisen.

Mein besonderer Dank gilt meinem Doktorvater Herrn Prof. Dr.-Ing. Joachim Hausmann für die fachliche Unterstützung und Betreuung meiner Arbeit sowie für die Übernahme des Erstgutachtens. Außerdem danke ich Herrn Prof. Dr.-Ing. habil. Bodo Fiedler vom Institut für Kunststoffe und Verbundwerkstoffe der Technischen Universität Hamburg für das Interesse an meiner Arbeit und die freundliche Übernahme des Zweitgutachtens. Meinem Institutsleiter Herrn Prof. Dr.-Ing. Ulf P. Breuer danke ich für seine Tätigkeit als Prüfungsvorsitzender.

Weiterhin gilt mein außerordentlicher Dank meiner Vorgesetzten Frau Dr.-Ing. Nicole Motsch-Eichmann für die gewährten Freiräume bei der Gestaltung dieser Arbeit. Ihr Engagement hat maßgeblich zum Gelingen dieser Arbeit beigetragen. Zudem bedanke ich mich bei meinem ehemaligen Vorgesetzten Prof. Dr.-Ing. Michael Magin für das entgegengebrachte Vertrauen in meine Person.

Ebenso gilt mein Dank Herrn Prof. Dr.-Ing. Ingo Ehrlich und seinen wissenschaftlichen Mitarbeitern Jakob Gebhardt und Sven Ladewig des Labors Faserverbundtechnik der Ostbayerischen Technischen Hochschule Regensburg für die intensive Kooperation im Rahmen der Forschungsfragen dieser Arbeit.

Für die Unterstützung bei der Durchführung von Ultraschalluntersuchungen bedanke ich mich bei Herrn Prof. Dr.-Ing. Jens Schuster vom Institut für Kunststofftechnik Westfalz der Hochschule Kaiserslautern.

Darüber hinaus gilt mein Dank der gesamten Belegschaft des IVW für die kollegiale Zusammenarbeit und freundschaftliche Arbeitsatmosphäre. Besonders hervorheben möchte ich Andreas Baumann, Christian Becker, Ulrich Blass, Pia Eichert, Nora Feiden, Stefan Gabriel, Werner Gölzer, Torsten Heydt, Jannis Hüppauff, Valentine Kessler, Regina Köhne, Janna Krummenacker, Vinay Nagaraj, Thomas Pfaff, Thomas Rief, Sebastian Schmeer, Uwe Schmitt, Ralph Schneider, Nithya Sindhe Narayana Rao und Joachim Stephan. Auch den ehemaligen Kollegen Constantin Bauer, Yves

Becker, Marcel Bücken, Benedikt Hannemann, Bernhard Helfrich, Benjamin Kelkel, Vitalij Popov, Florian Rieger und Stefan Schmitt sei an dieser Stelle gedankt.

Schließlich danke ich besonders meinen Eltern für die jederzeit uneingeschränkte Unterstützung, die ich auch im Rahmen meiner beruflichen Entwicklung erfahren habe. Den größten Dank möchte ich meiner Frau Alexandra aussprechen, deren Verständnis, Geduld und Verzicht ein Gelingen der Arbeit überhaupt möglich machte. Meiner Tochter Johanna danke ich dafür, dass sie mich in dieser Phase nachts schlafen ließ und tagsüber zum Lachen brachte.

Landau in der Pfalz, Juni 2022

Inhaltsverzeichnis

Kurzfassung	V
Abstract	VII
Nomenklatur	IX
1 Einleitung	1
1.1 Motivation	2
1.2 Zielsetzung und Eingrenzung der Problemstellung	5
2 Stand der Forschung	9
2.1 Niedrigenergetische Schlagbelastung	9
2.2 Entstehung und Ausbreitung von Schlagschädigungen	10
2.3 Auslegung und Wartung von Luftfahrtstrukturen	12
2.3.1 Konstruktionsphilosophien	12
2.3.2 Visuelle Sichtbarkeit von Schlagschädigungen	15
2.4 Einflussgrößen auf die Schlagbelastbarkeit	17
2.4.1 Einfluss des Matrixsystems.....	17
2.4.2 Einfluss der Strukturkrümmung.....	25
2.5 Fazit zum Stand der Forschung und Forschungsbedarf	37
3 Methodenentwicklung und Versuchstechniken	41
3.1 Simulationsmethodik	41
3.2 Untersuchte Werkstoffe	43
3.3 Untersuchte Geometrien	44
3.3.1 Geometrische Kenngrößen	44
3.3.2 Ableitung einer gekrümmten Probekörpergeometrie	47
3.4 Hergestellte Lamine.....	51
3.4.1 Harzinjektionsverfahren	53
3.4.2 Autoklavtechnik.....	54

3.4.3	Besonderheiten bei der Herstellung von Faser-Thermoplast-Schalen	55
3.5	Eingestellte Konditionier- und Prüfklimate	57
3.6	Qualitätssicherung	61
3.6.1	Bestimmung der Maßhaltigkeit	61
3.6.2	Bestimmung des Faservolumengehalts	62
3.6.3	Bestimmung des Porengehalts	64
3.6.4	Bestimmung des Kristallinitätsgrads	64
3.6.5	Bestimmung des Aushärtegrads	65
3.6.6	Bestimmung der Glasübergangstemperatur	66
3.7	Aufbringen von Schlagschädigungen am Fallturm	67
3.7.1	Beschreibung der Fallturmkonfiguration	67
3.7.2	Messdatenerfassung	69
3.7.3	Bestimmung der auf den Probekörper wirkenden Kraft	70
3.7.4	Charakterisierung der Schlagschädigungen anhand der Messdaten	72
3.7.5	Messdatenverarbeitung	75
3.7.6	Abschätzung des Dehnrateneinflusses	78
3.8	Bestimmung der Eindringtiefe mittels Weißlichtinterferometrie	80
3.9	Bestimmung des Schädigungsausmaßes mittels Ultraschalltechnik	82
4	Experimentelle Charakterisierung der Schlagbelastbarkeit	89
4.1	Vergleichbarkeit der Versuchsserien	89
4.2	Einfluss des Matrixsystems	92
4.2.1	Ergebnisse zur Sichtbarkeit der Schädigung	92
4.2.2	Ergebnisse des Fallgewichtsversuchs	97
4.2.3	Ergebnisse der Bestimmung des Schädigungsausmaßes	103
4.3	Einfluss der Krümmung	107
4.3.1	Ergebnisse zur Sichtbarkeit der Schädigung	107
4.3.2	Ergebnisse des Fallgewichtsversuchs	108

4.3.3	Ergebnisse der Bestimmung des Schädigungsausmaßes	111
4.4	Einfluss der Konditionierung	112
4.4.1	Ergebnisse der Versuchsserien an schwach hygrothermischen Werkstoffen	112
4.4.2	Ergebnisse der Versuchsserien an stark hygrothermischen Werkstoffen	113
4.5	Einfluss des Lagenaufbaus	117
4.6	Einfluss der Faserarchitektur	119
5	Schlussfolgerungen für Faser-Kunststoff-Verbunde unter Schlagbelastung	121
5.1	Diskussion der Ergebnisse	121
5.1.1	Globale Auswirkungen von Schlagbelastungen	123
5.1.2	Lokale Auswirkungen von Schlagbelastungen	132
5.2	Werkstoffliche Gestaltungsempfehlungen	134
5.3	Geometrische Gestaltungsempfehlungen	136
5.4	Beispielhafte Anwendung auf ein Strukturbauteil	138
6	Zusammenfassung	141
6.1	Fazit	142
6.2	Ausblick	143
Anhang	145	
A.1	Weiterführende Informationen zum Stand der Forschung	145
A.2	Weiterführende Informationen zur Methodenentwicklung	156
A.3	Weiterführende Informationen zur Ergebnisdarstellung	160
Literaturverzeichnis	161	

Kurzfassung

Das Leichtbaupotential duroplastischer Verbundwerkstoffe ist durch deren Sensitivität gegenüber transversalen Schlagbelastungen limitiert. Eine Möglichkeit dem spröden Versagensverhalten unter dynamischer Beanspruchung werkstofflich entgegenzuwirken, ist die Zähigkeit des Verbundwerkstoffs durch thermoplastische Matrixsysteme zu erhöhen. Zur Auslegung schlaggefährdeter Strukturen wird das Werkstoffverhalten unter Schlagbelastung im Experiment an ebenen Probekörpern quantifiziert. Viele in der Praxis eingesetzte Faser-Kunststoff-Verbunde sind jedoch gekrümmt, sodass eine Übertragbarkeit auf praxisrelevante Strukturen verifiziert werden muss.

Die vorliegende Arbeit adressiert den bisher unbekanntem Einfluss der Krümmung auf die Schlagbelastbarkeit von Faser-Thermoplast-Verbunden. Aufbauend auf Ergebnissen an ebenen duroplastischen und thermoplastischen Referenzprobekörpern mit unterschiedlichen Faserarchitekturen und Lagenaufbauten werden drei elliptisch gekrümmte Probekörpergeometrien abgeleitet, gefertigt und auf deren konvexer Seite im Fallgewichtsversuch impaktiert. Zur phänomenologischen Beschreibung werden robuste Versuchstechniken und Analysemethoden entwickelt. Eine umfassende Qualitätssicherung sowie die Konditionierung und Prüfung bei definierten Temperaturen und Feuchtegehalten gewährleisten die Vergleichbarkeit der Ergebnisse. Mittels Weißlichtinterferometrie wird das Relaxationsverhalten der Eindringtiefe des Impaktors auf der Laminatoberfläche analysiert. Angepasste Ultraschallanalysen geben Aufschluss über das Ausmaß der Schädigung. Abschließend werden die identifizierten lokalen und globalen Effekte vor dem Hintergrund der Auslegung und Wartung von schlaggefährdeten Strukturbauteilen mit hoher Leichtbaugüte diskutiert und Gestaltungsempfehlungen abgeleitet.

Abstract

The lightweight potential of thermoset composites is limited by their sensitivity to transverse impact loadings. One possibility to counteract the brittle failure behavior under dynamic loading is to increase the toughness of the composite by thermoplastic matrix systems. For the design of structures susceptible to impact, the material behavior under impact loading is quantified in experiments on flat specimens. However, many fiber-reinforced polymers used in practice are curved, with the result that a transferability to real structures have to be verified.

The present work addresses the previously unknown influence of curvature on the impact resistance of continuous fiber-reinforced thermoplastics. Based on the results of flat thermoset and thermoplastic reference specimens with different fiber architectures and lay-ups, three elliptically curved specimen geometries are derived, manufactured, and impacted on their convex side in drop-weight tests. Robust experimental techniques and analysis methods are developed for phenomenological description. Comprehensive quality assurance as well as conditioning and testing at defined temperatures and moisture contents ensure the comparability of the results. White light interferometry is used to analyze the relaxation behavior of the impactor dent depth on the laminate surface. Adapted ultrasonic analyses provide information on the extent of the damage. Finally, the identified local and global effects are discussed regarding the design and maintenance of impact-prone structural components of high lightweight quality and design recommendations are derived.

Nomenklatur

Abkürzungen

A	außen, Außenradius
AF	Aramidfaser
ATR	<i>Avions de Transport Régional</i>
AWV	ausgeglichener Winkelverbund
BVID	gerade so sichtbare Schädigung infolge Schlagbelastung (<i>barely visible impact damage</i>)
CAI	Restdruckfestigkeit nach Schlagbeanspruchung (<i>compression after impact</i>)
CF	Kohlenstofffaser
CFK	kohlenstofffaserverstärkter Kunststoff
DCB	Probekörper zur Bestimmung der interlaminaren Energiefreisetzungsrates unter Mode I Belastung (<i>double cantilever beam</i>)
DET	detaillierte Inspektion (<i>detailed inspection</i>)
DIN	Deutsches Institut für Normung
DGL	Differentialgleichung
DMTA	dynamisch-mechanisch thermische Analyse
DP	Duroplast
DSC	dynamische Differenz-Thermoanalyse (<i>differential scanning calorimetry</i>)
DTL	Maximalkraft vor erstem signifikanten Lastabfall (<i>damage threshold load</i>)
ENF	Probekörper zur Bestimmung der interlaminaren Energiefrei- setzungsrate unter Mode II Belastung (<i>end notched flexure</i>)
EP	Epoxidharz
FDV	Faser-Duroplast-Verbund
FE	Fehlerecho
FE	Finite Elemente
FEP	Farbeindringprüfung
FFT	schnelle Fourier-Transformation (<i>fast Fourier transform</i>)
FKV	Faser-Kunststoff-Verbund
FTV	Faser-Thermoplast-Verbund
FVG	Faservolumengehalt
FWD	Faserwinkeldifferenz
GF	Glasfaser

GFK	glasfaserverstärkter Kunststoff
GUI	grafische Benutzeroberfläche (<i>graphical user interface</i>)
GVI	allgemeine Sichtprüfung (<i>general visual inspection</i>)
HE	Hilfsreflektorecho, Bodenecho
HF	Hochfrequenz
HZ	Halbzylinder
I	innen, Innenradius
KDF	Sicherheitsfaktor (<i>knock down factor</i>)
KMD	Kraftmessdose
KV	Kreuzverbund
LDPE	Weich-Polyethylen (<i>low desity polyethylen</i>)
LL	maximal zu ertragende Last (<i>limit load</i>)
LVI	niedrigenergetische Schlagbelastung (<i>low-velocity impact</i>)
MD	multidirektional
NASA	<i>National Aeronautics and Space Administration</i>
NDT	zerstörungsfreie Prüfung (<i>non-destructive testing</i>)
NPL	<i>National Physical Laboratory</i>
n.-sym.	nicht symmetrisch
OE	Oberflächenecho, Eintrittsecho
PA66	Polyamid 66
PCL	Polycaprolacton
PEEK	Polyetheretherketon
PK	Probekörper
POD	Auffindwahrscheinlichkeit (<i>probability of detection</i>)
QI	quasiisotrop
RE	Rückwandecho, Austrittsecho
REM	Rasterelektronenmikroskopie
RIFT	Variante des RTM-Verfahrens (<i>resin infusion under flexible tooling</i>)
ROI	interessierender Bereich (<i>region of interest</i>)
RTM	Harzinjektionsverfahren (<i>resin transfer molding</i>)
SI	Sendeimpuls
sym.	symmetrisch
TAI	Restzugfestigkeit nach Schlagbeanspruchung (<i>tension after impact</i>)
TGA	thermogravimetrische Analyse
TP	Thermoplast

UL	Auslegungslast (<i>ultimate load</i>)
UP	ungesättigtes Polyesterharz
US	Ultraschall
VE	Vinylesterharz
VE	vollentsalzen
VZ	Vollzylinder
ZfP	zerstörungsfreie Prüfung

Lateinische Buchstaben

<i>a</i>	m/s ²	Beschleunigung
<i>a</i>	mm	Länge der großen Halbachse
<i>A</i>	dB	Amplitude
<i>A</i>	mm ²	Fläche
<i>b</i>	mm	Breite
<i>b</i>	kg/s	Dämpfungskonstante
<i>c</i>	m/s	Schallgeschwindigkeit
<i>C</i>	N/mm	Struktursteifigkeit
<i>d</i>	mm	Durchmesser
<i>D</i>	Nmm	Plattensteifigkeit
<i>D</i>	1	Schädigungsausbreitungskoeffizient
<i>E</i>	J	Energie
<i>E</i>	N/mm ²	Elastizitätsmodul
<i>f</i>	1	Anstrengung
<i>F</i>	N	Kraft
<i>g</i>	m/s ²	Erdbeschleunigung
<i>G</i>	J/m ²	interlaminare Risszähigkeit, Energiefreisetzungsrate
<i>G</i>	N/mm ²	Schubmodul
<i>h</i>	mm	Höhe, Überhöhung, Länge der kleinen Halbachse
<i>H</i>	mJ	Enthalpie
<i>k, K</i>	N/m	(Feder-) Steifigkeit
<i>l</i>	mm	Länge
<i>m</i>	kg	Masse
<i>n</i>	1	Anzahl
<i>p</i>	bar	Druck

r	mm	Radius
R	N/mm ²	Festigkeit
R	μm	Rauheit
s	mm	Weg, Verschiebung, Absenkung, Spannweite
t	s	Zeit
t	mm	Dicke, (Eindring-) Tiefe
T	°C	Temperatur
U	1	Überhöhung
v	m/s	Geschwindigkeit
V	1	Variationskoeffizient

Griechische Buchstaben

α	1	Wahrscheinlichkeit
α	°	Faserwinkel
α	1	Aushärtegrad
γ	mm	globale Verformung
ε	1	Dehnung
δ	mm	lokale Verformung
κ	mm ⁻¹	Krümmung
λ	1	Skalierungsparameter
ν	1	Querkontraktionszahl
ξ	1	relativer, flächiger Porenanteil
ρ	g/cm ³	Dichte
σ	N/mm ²	(Normal-) Spannung
τ	N/mm ²	(Schub-) Spannung
φ	1	relativer Faservolumenanteil
ϕ	mm	Phasenverschiebung des Weges
χ	%	Kristallinitätsgrad, Kristallinität
ψ	1	relativer Fasermassenanteil

Indizes

1c	Rissöffnungsmodus 1
2c	Rissöffnungsmodus 2
a	außen
a	arithmetisch
abs	absorbiert
b	Bruch
B	Dämpfungskraft
BC	Einspannung (<i>boundary condition</i>)
bs	Biege-Schub-
b	Biegung
burst	Bersten
CAI	Restdruckfestigkeit nach Schlagbeanspruchung (<i>compression after impact</i>)
crit	kritisch
cs	Querschnitt (<i>cross section</i>)
cyl	zylindrisch
del	Delamination, Schädigung
DMS	Dehnmessstreifen
DTL	Maximalkraft vor erstem signifikanten Lastabfall (<i>damage threshold load</i>)
eff	effektiv
el	elastisch
ell	elliptisch
fatigue	Ermüdung
f	Faser
F0	bei Kraft gleich null
Fs	aus Kraft-Weg-Diagramm
g	Glasübergang
GL	Gegenlicht
i	Zeilenindex
i	innen
imp	Impakt
impl	Implosion, Außendruck
ip	Innendruck (<i>internal pressure</i>)
j	Spaltenindex
k	Krümmung

K	Federkraft
KMD	Kraftmessdose
kv	konkav
kx	konvex
lam	Laminat, Verbund
m	Matrix
m	Membran-
max	maximal
mean	Mittelwert
n	normal
nom	nominell (Soll-Wert)
norm	normiert
np	ohne Innendruck (<i>no pressure</i>)
op	operativ
p	Platte
p	Pore(n)
perf	Perforation
pl	plastisch, verbleibend
pre	vorgespannt
r	Rest-
rel	relativ
SB	Schliffbild
s	Schmelzen
shell	Schalenstruktur
sph	kugelförmig, sphärisch
snap	Durchschlagen
step	Schritt-
t	tangential
T	Torsion
TAI	Restzugfestigkeit nach Schlagbeanspruchung (<i>tension after impact</i>)
US	Ultraschall
vis	visuell
xray	Röntgenprüfung
Zfb	Zwischenfaserbruch
ZfP	zerstörungsfrei

Mathematische Symbole

+	Zug
-	Druck
	längs
⊥	quer

Koordinatensysteme

x,y,z	Laminat-Koordinatensystem
1,2,3	Schicht-Koordinatensystem

1 Einleitung

Hohe Leichtbauanforderungen werden immer dann gestellt, wenn Massen vermehrt bewegt werden müssen. Da Brems- und Beschleunigungsvorgänge sehr energieintensiv sind und direkt von der Masse der bewegten Struktur abhängen, sind Leichtbaukonstruktionen häufig im Transportwesen vertreten, wie dem Flugzeugbau, dem Automobilbau oder im Schiffs- und Schienenverkehr. Der werkstoffliche Leichtbau mit Faser-Kunststoff-Verbunden (FKV) kann insbesondere in der Luft- und Raumfahrtindustrie auf eine vergleichsweise große Tradition zurückblicken, da dort extreme Anforderungen an komplexe, hochbelastete Strukturen gestellt werden. Historisch betrachtet kann in dieser Branche eine erhöhte Bereitschaft festgestellt werden, Mehrkosten für jedes eingesparte Kilogramm Masse in Kauf zu nehmen (*design to weight*). Beim Einsatz von FKV ergeben sich diese Mehrkosten zum einen aus dem Preis des Faser- und Matrixmaterials, welcher die Materialkosten konventioneller Leichtbauwerkstoffe wie Metalle deutlich überschreitet. Zum anderen liegt ein erhöhter Aufwand für Konstruktion, Fertigung und Nachweisführung für Verbundwerkstoffe vor. [1]

Führende Flugzeughersteller prognostizieren eine Verdopplung des Bedarfs an Flugzeugen im zivilen Luftfahrtsektor innerhalb der nächsten 20 Jahre. Davon fallen je nach Hersteller 40–46 % auf den Ersatz ausgemusterter Flugzeuge. Der verbleibende Prozentsatz (absolut: 23.505–23.770 Stück) dient der Erweiterung der bestehenden Flugzeugflotte [2,3]. Mit dieser starken Nachfrage ist in den letzten Jahren ein Trend hin zu einer kostengetriebenen Betrachtung des Produkts Flugzeug und dessen Betriebs über den gesamten Lebenszyklus zu erkennen (*design to cost*). Auch der im Automobilbau reglementierte ökologische Fußabdruck tritt mit steigendem Flugverkehrsaufkommen immer stärker in den Vordergrund der gesellschaftlichen und politischen Diskussion [4,5]. Um künftig nachhaltigen Leichtbau bei vergleichsweise geringen Kosten und einem erhöhten Bedarf von jeweils mehr als 80 Luftfahrzeugen pro Monat der führenden Flugzeughersteller [6] betreiben zu können, müssen bestehende Prozesse angepasst werden [7].

1.1 Motivation

Die in Primärstrukturen der neusten Flugzeuggeneration (Airbus A350, Boeing B787) verwendeten duroplastischen Verbundwerkstoffe weisen trotz aller Vorzüge wie deren spezifischer Steifigkeit und Festigkeit in Faserrichtung, Korrosionsbeständigkeit und Ermüdungsfestigkeit wirtschaftliche Herausforderungen bei Skalierung der Flugzeugproduktion auf. Insbesondere eine energieintensive Lagerung, lange Zykluszeiten durch die Autoklavtechnik und aufwändige Fügeprozesse erweisen sich als Kostentreiber [5,8]. Um diese hohen Kosten nachhaltig zu reduzieren, stehen eine Vielzahl von Lösungsansätzen zur Verfügung. Neben neuartigen Aspekten wie Multifunktionalisierung, Automatisierung, Elektrifizierung oder das Upcycling von Kohlenstofffasern (CF) wird in aktuellen Vorhaben an Faser-Thermoplast-Bauweisen für Primärstrukturen geforscht [9–13]. Dies ist vor allem auf Sekundäreffekte möglicher Prozessschritte, wie z. B. ein reduziertes *buy-to-fly*-Verhältnis, und auf die Betrachtung des kompletten Produktlebenszyklus zurückzuführen, vgl. Tabelle 1.1.

Tabelle 1.1: Chancen und Herausforderungen beim Einsatz von Faser-Thermoplast-Verbunden in der Luftfahrtindustrie. [5,14–18]

Chancen	Herausforderungen
Konstruktion	
<ul style="list-style-type: none"> + inhärente Schadenstoleranz durch hohe Bruchdehnung und Schlagzähigkeit + Leichtbau durch Funktionsintegration, Schweißen als Fügeprozess und hohe <i>hot/wet</i>-Festigkeiten 	<ul style="list-style-type: none"> - fehlende, bewährte Auslegungsvorschriften
Fertigung	
<ul style="list-style-type: none"> + hohe Automatisierung und geringer Verschnitt durch alternative Fertigungsverfahren + reduzierte Taktzeiten durch <i>out-of-autoclave</i> Fertigung 	<ul style="list-style-type: none"> - fehlende, bewährte Prozesse und Technologien für große, komplexe Strukturbauteile - z. T. hohe Prozesstemperaturen und -drücke
Produktlebenszyklus	
<ul style="list-style-type: none"> + unbegrenzte Lagerung der Rohmaterialien bei Raumtemperatur + vereinfachte Reparatur durch Schweißbarkeit + vereinfachtes Recycling durch Schmelzbarkeit 	<ul style="list-style-type: none"> - teure Rohmaterialien, Halbzeuge und Werkzeuge - fehlende bewährte Reparaturverfahren

Seit Beginn der zivilen Luftfahrt spielt die Sicherheit für den Betrieb von Luftfahrzeugen eine vorherrschende Rolle. Dieser Forderung wird mit einer schadenstoleranten Konstruktionsphilosophie für FKV begegnet, da deren Schadenstoleranz bei Schlagbelastungen gegenüber metallischen Konstruktionswerkstoffen limitiert ist. Metalle zeigen i. d. R. ein duktileres Materialverhalten, wohingegen in der Luftfahrt standardmäßig eingesetzte kohlenstofffaserverstärkte Kunststoffe (CFK) ein Sprödbruchverhalten aufweisen. Dies hat zur Folge, dass bei nicht zu vermeidenden, missbräuchlichen Schlagbelastungen kein äußeres Plastifizieren der Struktur eintritt. Vielmehr entstehen bei sehr niedrigen Impaktenergien zumeist von außen nicht sichtbare Schädigungen des FKV. Vor allem bei darauffolgenden Druck- und Schubbeanspruchungen wird die Restfestigkeit der Struktur erheblich reduziert [19].

Um dennoch einen sicheren Umgang mit dieser Werkstoffklasse zu garantieren, sind eine hohe Werkstoffexpertise und umfassende Erfahrungswerte im Umgang mit FKV Grundvoraussetzung. Zur Gewinnung dieses Wissensstandes schreiben anzuwendende Normen der zuständigen Luftfahrtbehörden ein festgelegtes Baukastenprinzip zur Zertifizierung neuer Flugzeugtypen vor [20,21]. Diese Testpyramide fußt auf umfassenden experimentellen Untersuchungen, welche durch analytische und numerische Modelle gestützt werden [22,23]. Ausgehend von generischen Normprobekörpern werden grundlegende Lamineigenschaften experimentell bestimmt. Diese Probekörper (PK) können vergleichsweise kostengünstig in hoher Stückzahl hergestellt und geprüft werden. Auf Grundlage dieser statistisch abgesicherten Datenbasis unter Berücksichtigung von Lagenaufbauten, Herstellungsverfahren, Temperatur- und Feuchteinflüssen, etc. werden materialspezifische Grenzzustände definiert (*design allowables*). Diese sind für den weiteren Auslegungsprozess maßgeblich [24]. Denn auf Basis der *design allowables* werden im weiteren Verlauf nur noch nicht-generische Strukturen untersucht. Dieses Vorgehen ist auf den stark steigenden zeitlichen und monetären Entwicklungsaufwand zurückzuführen. Die nicht-generischen Strukturen repräsentieren dabei maßstäbliche Details, spezifische Subkomponenten oder Komponenten des späteren Flugzeugs. Die Prüfung der Gesamtzelle (*full scale test*), bestehend aus dem Zusammenbau mehrerer Komponenten, stellt die Endphase der Zertifizierung dar, vgl. Bild 1.1.

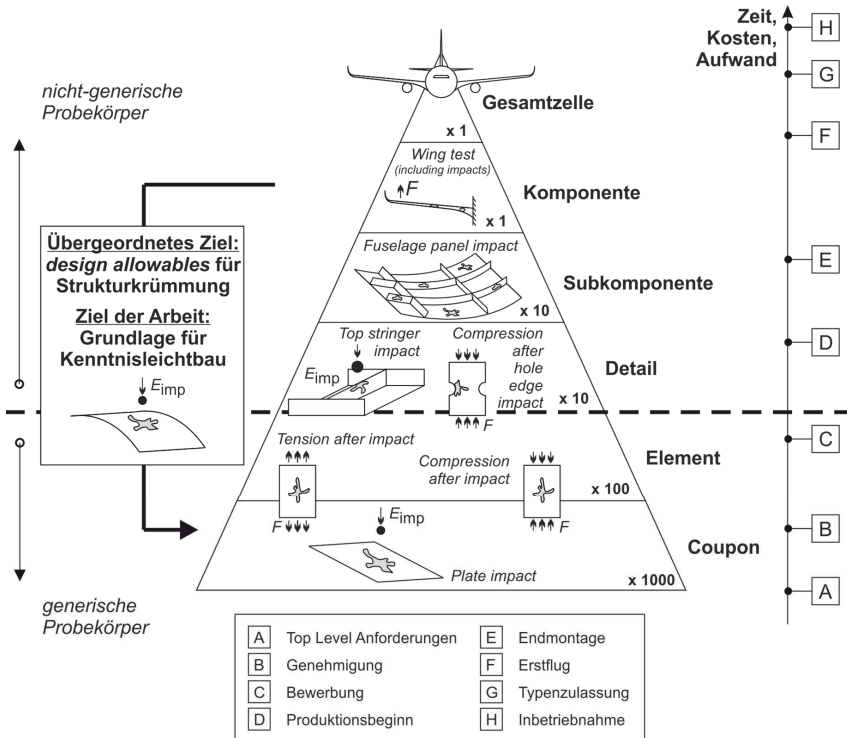


Bild 1.1: Testpyramide zur Zertifizierung von Luftfahrzeugen am Beispiel der Schlagbelastung von FKV-Strukturen (angelehnt an [18,20,21,24]). Vom Fuß bis zur Spitze der Pyramide steigen die Komplexität der Bauteile, Fertigungsdurchlaufzeiten sowie Produktions- und Prüfkosten überproportional an. Die Anzahl der zur Verfügung stehenden PK hingegen sinkt (vgl. jeweils Zahlenangabe rechts unten). Eine reine Nachweisführung tritt vermehrt in den Vordergrund. Nicht werkstoffspezifische Einflussfaktoren wie z. B. die Strukturkrümmung werden lediglich konservativ abgeschätzt.

Starke Modifikationen oder das Hervorbringen neuartiger Konzepte (z. B. neues Materialsystem, grundlegend modifizierte Geometrie) sind während des Entwicklungsprozesses mit nicht-generischen PK nicht mehr möglich, da zu diesem Zeitpunkt das Vorgehen den Charakter einer Nachweisführung annimmt [24,25]. Daher müssen bestimmte Einflüsse auf Grundlage von Simulationen und Erfahrungswerten mittels konservativer Sicherheitsfaktoren in einer früheren Entwicklungsphase abgeschätzt werden.

Die Schadenstoleranz von Verbundwerkstoffen wird anhand von ebenen Normprobekörpern als Werkstoffkenngröße ermittelt [26–28]. Sie gibt eine Restdruckfestigkeit bei definierter Lastaufbringung und Einspannung nach vorangehender Schlagbeanspruchung an. Viele Geometrienkenngrößen auf Coupon-Ebene, u. a. die Strukturkrümmung, bleiben daher unberücksichtigt und fließen nur indirekt in Form von konservativ abgeschätzten Sicherheiten (*knock-down factors*, KDF) in die *design allowables* ein. Zu einem späten Entwicklungszeitpunkt kann der Einfluss der Strukturkrümmung im Detail-, Subkomponenten- oder Komponententest lediglich verifiziert werden. Denn die in der Komponentenauslegung eingeflossenen KDF werden im Nachgang nur dann angepasst, wenn bei der experimentellen Verifizierung die *design allowables* nicht erreicht werden [24]. Ein dann notwendiges *redesign* ist kritisch, da bereits nach Abschluss der Konzeptionsphase zwei Drittel der Entwicklungskosten eines Flugzeugs fixiert, somit nachträgliche Änderungen nur schwer möglich sind [18]. Das volle Leichtbaupotential bei gleichzeitig schadenstoleranter Bauteilauslegung wird aufgrund konservativ angenommener *design allowables* nicht erbracht [29]. Dies trifft insbesondere bei der Auslegung gekrümmter Strukturen zu, da interlaminae Spannungen unerwartete Versagensmuster hervorrufen können [24].

1.2 Zielsetzung und Eingrenzung der Problemstellung

Bei der Entwicklung von endlosfaserverstärkten, thermoplastischen Primärstrukturen in der Luftfahrt spielt die Schadenstoleranz, gleichermaßen wie bei bisherig eingesetzten duroplastischen Werkstoffen, eine vorherrschende Rolle. Gleichzeitig ist der Einfluss der Strukturkrümmung auf die Schlagbelastbarkeit von FKV im Vorentwurf unzureichend erforscht. Die vorliegende Arbeit zielt darauf ab, ein besseres Verständnis über das Schädigungsverhalten von FKV unter Schlagbelastung in Abhängigkeit von Werkstoff (Matrixsystem) und Geometrie (Strukturkrümmung) zu erlangen.

Um einen Beitrag zur Schließung dieser Lücke zu leisten, sollen den Konstruierenden einfache Beziehungen zur Auslegung gekrümmter Faser-Thermoplast-Verbunde (FTV) unter niedrigerenergetischer Schlagbelastung in Abgrenzung zu duroplastischen Referenzwerkstoffen bereitgestellt werden. Einfach heißt, durch Kenntnis des Werkstoffs und der Geometrie im Vorentwurf abschätzen zu können, welche Vorschädigungen bei einer definierten Schlagbelastung auftreten und wie zuverlässig diese mit zerstörungsfreien Detektionsmethoden identifiziert werden können. Das phänomenologische Vorgehen soll dazu dienen, Kenntnisleichtbau durch ein

verbessertes Verständnis des Zusammenspiels von Werkstoff und Geometrie zu betreiben. Dazu wird in dieser Arbeit der Vorgang der Schlagbelastung und Einflussgrößen auf die Schlagbelastbarkeit von geometrisch unterschiedlichen Laminaten betrachtet. Nicht probekörperspezifische Einflussfaktoren auf die Schlagbelastbarkeit wie z. B. der Stoßkörper (Impaktor) und der Prüfaufbau bleiben unverändert, vgl. Tabelle 1.2.

Tabelle 1.2: Wichtige Einflussgrößen auf die Schlagbelastbarkeit von FKV (Merkmal links, Beispiele rechts). Aufgrund der Vielzahl an Variablen beschränkt sich die vorliegende Arbeit auf Einflussgrößen des Probekörpers (grau hervorgehoben) mit Fokus auf dessen Matrixsystem und Strukturkrümmung (fett hervorgehoben).

Impaktor	
Geometrie	spitz, flach, konusförmig, halbrund, rund, Durchmesser
Masse	fest, variabel
Steifigkeit	Aluminium, Stahl, gehärtet
Prüfkonfiguration	
Umgebungsbedingung	Raumklima, definiert konditioniert
Einspannung	quasi-fest, gelenkig, nach Norm, pneumatisch, mechanisch
Vorspannung	ohne, Zugvorspannung, Druckvorspannung, Innendruck
Aufprallgeschwindigkeit	fest, variabel, <i>low-velocity</i> , <i>high-velocity</i>
Belastungsrichtung	transversal, longitudinal, schräg
Probekörper	
Konditionierung	trocken, luftfeucht, <i>hot/wet</i>
Fertigungsverfahren	Autoklav, Presse, Harzinjektion, Tapelegen, Wickeltechnik
Konstituenteneigenschaften	Matrixsystem (Duroplast, Thermoplast, modifiziert), Fasersystem (Werkstoff, Faserarchitektur)
Verbundeigenschaften	Faservolumengehalt, Lagenaufbau (Kreuzverbund, quasiisotrop), Einzelschichtdicke, Faser-Matrix-Haftung, Porengehalt
Geometrie	Länge, Breite, Dicke, Strukturkrümmung (flach, konvex, konkav), unversteift, versteift (Art und Abstand von Versteifungen)

Um Möglichkeiten und Grenzen des Wissens zur Schlagbelastbarkeit von FKV als Funktion des Matrixsystems und Strukturkrümmung aufzuzeigen, werden folgende Teilziele mittels analytischer, numerischer und experimenteller Methoden adressiert:

- Entwicklung von Methodiken zur Vergleichbarkeit von geometrisch und werkstofflich unterschiedlichen FKV, insbesondere in den Bereichen der Qualitätssicherung sowie der Aufbringung und Quantifizierung der Schlagschädigung

- Ableitung einer generischen Probekörpergeometrie zur Untersuchung des Krümmungseinflusses
- Entwicklung eines geeigneten Herstellprozesses zur reproduzierbaren Fertigung gekrümmter FTV (jeweils Kapitel 3)
- Identifikation der Schädigungsmorphologie duroplastischer und thermoplastischer FKV und deren gegenseitige Abgrenzung
- Identifikation der Schädigungsmorphologie ebener und gekrümmter FKV und deren gegenseitige Abgrenzung (jeweils Kapitel 4)
- Ableitung signifikanter Kenngrößen und Formulierung von Gestaltungsempfehlungen (Kapitel 5)

Die an ebenen FKV gewonnene werkstoffliche Kenngröße der Restfestigkeit wird bei vorhandener Krümmung von strukturellen Einflüssen überlagert. Ein praktischer Nutzen von Untersuchungen zur Schadenstoleranz an gekrümmten Strukturen liegt nicht vor, da keine direkte Aussagefähigkeit über das Werkstoffverhalten generiert wird. Gleichzeitig ist eine Übertragbarkeit auf gekrümmte Strukturen in der Anwendung nur durch Kenntnis der Betriebslasten und Randbedingungen realisierbar und damit stark individuell. Eine an die Schlagbelastung anschließende Beurteilung der Resttragfähigkeit der Strukturen ist daher nicht Teil der Arbeit.

2 Stand der Forschung

Eine Schlagbelastung stellt eine dynamisch von außen auf ein Bauteil aufgebrachte Last dar. Eine Schädigung des Bauteils tritt dann ein, wenn die durch Einwirkung der äußeren Lasten hervorgerufenen Beanspruchungen die Festigkeiten des Werkstoffs überschreiten. Dies hat eine Beeinträchtigung der strukturellen Integrität des belasteten Bauteils zur Folge. Eine Bauteilschädigung tritt in der Regel zunächst auf mikromechanischer Ebene auf, kann jedoch auch meso- und makroskopische Ausmaße annehmen. Typische intra- und interlaminare Schädigungen von FKV unter Schlagbelastung sind [14,30,31]:

- Intralaminare Schädigung:
 - Ablösen der Faser-Matrix-Haftung
 - Matrixrisse / Zwischenfaserbrüche
 - Plastifizieren der Matrix
 - Faserbrüche
- Interlaminare Schädigung:
 - Schichtentrennungen (Delaminationen)

Die vorliegende Arbeit beschränkt sich auf Schlagbelastungen mit geringer Energie. Sie sind als besonders kritisch für die Evaluierung der Bauteilintegrität einzustufen, da ein Großteil der Schädigungen von außen nicht sichtbar ist. Im Folgenden wird zunächst eine Abgrenzung dieser Art der Schlagbelastung zu anderen dynamischen und statischen Belastungen gegeben, bevor auf deren theoretische Entstehung und praktische Handhabung eingegangen wird. Mithilfe des Forschungsstands zum Einfluss des Matrixsystems und der Strukturkrümmung auf die Schlagbelastbarkeit von FKV werden abschließend vorhandene Forschungslücken adressiert.

2.1 Niedrigenergetische Schlagbelastung

Eine Klassifikation der Schlagbelastung erfolgt häufig nach Masse und Geschwindigkeit des Impaktors. Entsprechend der Materialantwort wird zwischen *low-*, *intermediate-*, *high-* und *hyper-velocity impacts* unterschieden, wobei mit steigender Geschwindigkeit die Masse des Impaktors i. d. R. abnimmt [30]. Die Bereiche sowie der Übergang zwischen den verschiedenen Bereichen sind nicht einheitlich definiert.

Bei dem für diese Arbeit relevanten Bereich der Schlagbelastung mit niedriger Impaktgeschwindigkeit (*low-velocity impact*, LVI), hat die Struktur ausreichend Zeit, um auf die dynamische Beanspruchung zu reagieren. Dies äußert sich durch einen vergleichsweise hohen elastisch absorbierten Energieanteil [32]. Die Einspann- und Randbedingungen spielen dabei eine entscheidende Rolle, da die eingeleiteten mechanischen Stöße dort reflektiert werden [33]. Ein Durchstoßen des Materials findet nicht statt. Ein LVI erfolgt daher mit vergleichsweise niedriger Geschwindigkeit und hoher Masse des Impaktors [34,35]. Aufgrund der in dieser Arbeit geringen aufgebrauchten Impaktenergien wird ein LVI folgend mit dem Begriff der niedrigerenergetischen Schlagbelastung enger umfasst.

Allgemein ist die Obergrenze des LVI zum *intermediate-velocity impact* nicht einheitlich festgelegt, vgl. Definitionen des LVI aus der Literatur in Anhang A.1.1. Häufig wird diese mit einer Aufprallgeschwindigkeit des Impaktors im Bereich von 10 m/s angegeben. Bei Betrachtung der Untergrenze des Definitionsspektrums eines LVI existieren Kontroversen in Abgrenzung zu transversalen Belastungen mit einer quasistatischen Lastaufbringung. So ist für OLSSON [33,34] die Vergleichbarkeit der Ergebnisse bei quasistatischer und dynamischer Belastung gegeben, wenn die Masse des Impaktors deutlich über der des zu impaktierenden PK liegt.

Bei Betrachtung der Untergrenze des LVI weisen zahlreiche experimentelle Studien eine vergleichbare Schädigungsmorphologie und eine ähnliche globale Strukturantwort bei Faser-Duroplast- [36–41] und Faser-Thermoplast-Verbunden [37,42] nach. Im Gegensatz dazu zeigen Untersuchungen an FKV mit Polyamid (PA) 6- [43] und Polyetheretherketon- (PEEK-) Matrix [37,44] ein signifikant unterschiedliches Schädigungsverhalten in Abhängigkeit der Belastungsgeschwindigkeit. Als Ursache wird die größere Dehnratenabhängigkeit der FTV genannt. Auch sind Studien mit weniger dehnratensensitiven faserverstärkten Epoxidharz- (EP-) Verbunden bekannt, welche keine Vergleichbarkeit der Ergebnisse bei quasistatischer und dynamischer Beanspruchung zulassen [43,45,46]. Grundsätzlich ist festzustellen, dass sich größere Eindringtiefen des Impaktors bei reduzierter Belastungsgeschwindigkeit einstellen [40–42,47].

2.2 Entstehung und Ausbreitung von Schlagschädigungen

Die Ausbreitung von Schädigungen während eines LVI ist stark von der Geometrie der Struktur und den Einspannbedingungen geprägt. Insbesondere die Biegesteifigkeit

und das Verhältnis von Wanddicke zu Spannweite beeinflussen die Schädigungsmorphologie maßgeblich. Daher wird zwischen einem biegedominierten Versagen bei dünnwandigen Laminaten (biegeweich) und einem querkraftdominierten Versagen bei dickwandigen Laminaten (biegesteif) unterschieden. Das vorherrschende Versagensverhalten entscheidet über das Schädigungsbild bei LVI. [30,48,49]

Bei biegesteifen Laminaten entstehen durch die Belastung in Dickenrichtung hohe Kontaktspannungen, welche seitlich des Kontaktbereichs von Laminat und Impaktor Zwischenfaserbrüche unter etwa 45° durch Überschreiten der Quer-Quer-Schubfestigkeit hervorrufen. Lokales Plastifizieren der Matrix im Kontaktbereich führt zusätzlich zu einer Vertiefung auf der Oberfläche des Laminats. Die bleibende Eindringtiefe t_{imp} wird in der Luftfahrt als Kenngröße zur Beurteilung der Schädigung genutzt (vgl. Unterabschnitt 2.3.2). Weiterhin kann ein Schubknicken oberflächennaher Fasern durch die Eindringung des Impaktors auftreten. Zwischen zwei Einzelschichten mit unterschiedlicher Faserorientierung wird der Rissfortschritt intralaminarer Zwischenfaserbrüche infolge eines Steifigkeitssprungs unterbrochen. Die Matrixrisse initiieren aufgrund dort wirkender Rissöffnungskräfte Delaminationen zwischen den Einzellagen (Rissöffnungsmodus I). Infolge der elastischen Laminatbiegung wird das Delaminationswachstum hauptsächlich durch interlaminare Schubspannungen begünstigt (Rissöffnungsmodus II). Die Delaminationen weisen dabei eine längliche Kontur entlang der Faserrichtung der impaktabgewandten Einzelschicht auf. Bei Entstehung und Fortschritt von Delaminationen werden zugleich weitere Zwischenfaserbrüche in der Grenzfläche induziert. Dies führt zu einem konisch auffächernden Schädigungsfortschritt zur impaktabgewandten Seite, vgl. Bild 2.1 a). Einen invertierten Konus mit Schädigungsinitiierung auf der impaktentfernten Seite bildet sich hingegen bei sehr dünnwandigen Laminaten aus. Hier bewirken durch die globale Biegung hervorgerufene Querzugspannungen eine Dehnungsvergrößerung in den unteren Einzelschichten. Die Dehnungen haben ein Ablösen der Faser-Matrix-Haftung oder Zwischenfaserbrüche zur Folge, welche wiederum zu Delaminationen und einen Schädigungsfortschritt hin zur impaktierten Seite führen. Infolge des Ausweichens der Struktur verbleiben kleinere Eindringtiefen auf der Oberfläche, vgl. Bild 2.1 b). Bei höheren Energien können Faserbrüche auf der impaktabgewandten Seite durch Überschreiten der faserparallelen Zugfestigkeit auftreten. [30,32,41,49–51]

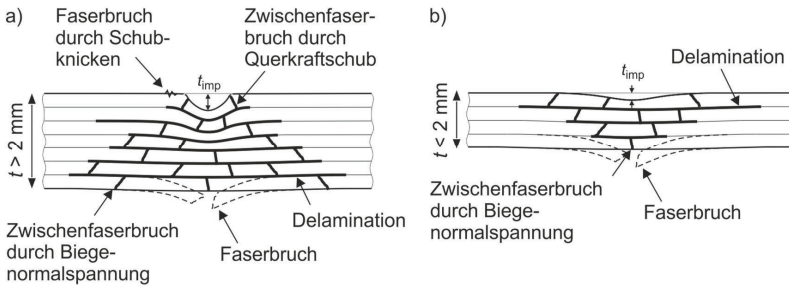


Bild 2.1: Schematische Schnittansicht der Schädigung eines a) biegesteifen und b) biegeweichen FKV nach LVI (angelehnt an [18,32,48,52]).

2.3 Auslegung und Wartung von Luftfahrtstrukturen

Schlagbelastungen sind in der Luftfahrt nicht zu vermeiden und treten während der Herstellung, der Wartung und des Betriebs von Luftfahrzeugen auf. Dabei sind insbesondere die im Folgenden ersten beiden genannten Arten der Schlagbelastung dem Bereich des LVI zuzuordnen:

- Fallenlassen von Werkzeugen auf Flugzeugoberflächen (*tool drop*)
- Kollision mit Fahrzeugen auf dem Vorfeld
- Vogelschlag, Hagelschlag, Erosion
- aufgewirbelte Verunreinigungen auf Start- und Landebahn
- Reifenplatzer, Loslösen rotierender Teile am Fahr- oder Triebwerk

Folglich nehmen Sicherheitsaspekte und damit die Lufttüchtigkeit von Flugzeugen eine vorherrschende Stellung ein. Um dies zu gewährleisten, wurden robuste Auslegungs- und Wartungsvorschriften geschaffen und kontinuierlich weiterentwickelt.

2.3.1 Konstruktionsphilosophien

Historisch betrachtet finden drei Konstruktionsphilosophien Anwendung. Die bereits in den 1940er Jahren eingeführte *safe life* Philosophie weist Bauteilen eine endliche Lebensdauer zu. Strukturen werden mittels hoher Sicherheitsfaktoren ausfallsicher konstruiert, um ein Versagen während des Betriebs auszuschließen. Nach Erreichen der Lebensdauer müssen diese unabhängig des strukturellen Zustands ausgetauscht werden. Hoch sicherheitsrelevante Bauteile mit endlicher Lebensdauer sind typischerweise die Triebwerksaufhängung oder das Fahrwerk eines Flugzeugs.

Eine weitere Methodik stellt die *fail-safe* Konstruktionsphilosophie dar, wonach das Versagen einzelner Elemente erlaubt ist, solange kein Versagen der Gesamtstruktur eintritt. Dies wird durch ausreichende Redundanz, also eine statische Unbestimmtheit des Gesamtsystems gewährleistet. In der Praxis kommen je nach potenzieller Schwere der strukturellen Schädigung so genannte Rissstopper, zusätzliche Lastpfade oder ganze Backup-Systeme zum Einsatz. Damit können im Idealfall nicht erwartete Bauteilschädigungen aufgefangen werden, ohne dass diese vorzeitig im Zuge von teuren, außerplanmäßigen Wartungsintervallen ausgetauscht werden müssen.

Eine Weiterentwicklung der *fail-safe* Methode stellt das *damage tolerant design* dar. Diese schadenstolerante Bauteilauslegung erhielt in den 1970er Jahren Einzug in der Luftfahrt, um strukturelle Ermüdungserscheinungen auf Basis des Risswachstums an metallischen Strukturen zuverlässig während der Flugzeugwartung evaluieren zu können. Um Raum für potenzielle Fehler z. B. durch die Variabilität menschlicher Faktoren zuzulassen und damit den Wartungsaufwand auf einem wirtschaftlich vertretbaren Maße zu halten, wird die Auffindbarkeit von Schädigungen in Wahrscheinlichkeiten klassifiziert. Auf Basis von Erfahrungswerten wurde die schadenstolerante Bauteilauslegung kontinuierlich verbessert und an neuartige Materialien wie FKV angepasst, sodass heutige Primärstrukturen überwiegend danach ausgelegt werden. Dabei muss für eine festgelegte Betriebszeitspanne des Bauteils die vollständige Funktionstüchtigkeit trotz möglicherweise vorhandener Schädigungen gewährleistet werden. Die Betriebszeitspanne ergibt sich aus der Dauer zwischen zwei geplanten Wartungsintervallen des Flugzeugs, bei welchen eine signifikante strukturelle Schädigung zuverlässig identifiziert und repariert werden kann. Zu jedem Zeitpunkt müssen die maximalen Betriebslasten (*limit load*, LL) trotz möglicher Vorschädigungen sicher ertragen werden. Kleinere Schädigungen, welche einen vorab festgelegten Grenzwert zum Zeitpunkt der Inspektion nicht überschreiten und somit einer höheren strukturellen Resttragfähigkeit entsprechen (*ultimate load*, UL), werden toleriert und müssen nicht repariert werden. [18,53–55]

Besonders beim Einsatz von FKV kommen die Vorzüge der schadenstoleranten Bauteilauslegung zum Tragen. Initiale Risse infolge von Materialermüdung oder Schlagbelastung wachsen bei metallischen Konstruktionswerkstoffen während des Betriebs fortlaufend an bis zu einer Größe, bei der sie reproduzierbar visuell oder mittels zerstörungsfreier Prüfung (ZfP; englisch: *non-destructive testing*, NDT) identifiziert werden können. Bevor sie eine kritische Länge erreichen, werden im Zuge

von geplanten Wartungsintervallen Reparaturmaßnahmen ergriffen, um weiteres Risswachstum und die Abnahme der Restfestigkeit unterhalb der maximalen Betriebslast der makroskopisch homogenen und duktilen Struktur zu unterbinden (*crack growth concept*), vgl. Bild 2.2 a).

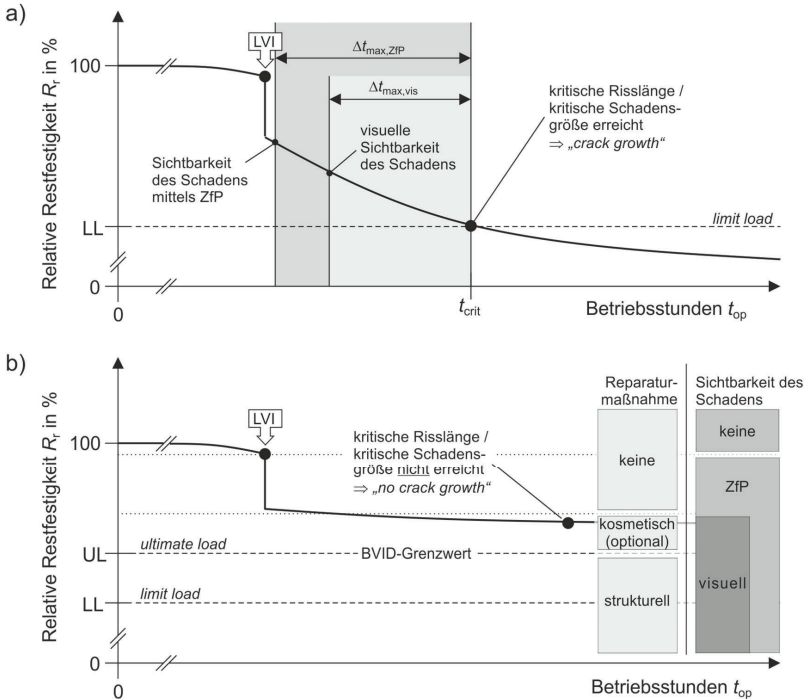


Bild 2.2: Qualitative Darstellung der schadenstoleranten Bauteilauslegung dünnwandiger Strukturen mit a) *crack growth concept* für metallische Werkstoffe und b) *no crack growth concept* für FKV am Beispiel eines LVI (angelehnt an [18,54–57]). Geringfügige Schädigungen bei FKV müssen bei der Wartung nicht detektiert und nicht repariert werden.

Bei vergleichsweise spröden FKV hingegen können Schädigungen auftreten, die im fortlaufenden Betrieb nicht signifikant anwachsen, wenn die Struktur empirisch ermittelte Maximaldehnungen nicht überschreitet (z. B. $\epsilon < 0,4\%$). Dies ist darauf zurückzuführen, dass die heterogene Struktur eines FKV eine Vielzahl an natürlichen Rissstopperflächen bereitstellt (z. B. Übergang Faser-Matrix, Übergang zweier benachbarter Einzelschichten mit unterschiedlicher Faserorientierung). Damit ist die wirtschaftliche Identifikation kleinerer Schädigungen, beispielsweise lokale Schichtentrennungen

im Inneren des Laminats infolge eines LVI nur bedingt möglich. Im Rahmen der schadenstoleranten Bauteilauslegung von FKV besteht die Möglichkeit, jedoch nicht die Notwendigkeit, solche minimalen Schädigungen zu reparieren, da diese dauerhaft toleriert werden können (*no crack growth concept*), vgl. Bild 2.2 b). Durch dieses Vorgehen werden Wartungskosten für FKV erheblich reduziert, da nicht jede strukturelle Schädigung direkt repariert werden muss. Allerdings lässt sich unabhängig des Werkstoffs eine schadenstolerante Bauteilauslegung nur mit zusätzlichem Gewicht (Lastpfade, Wanddicke, Versteifungen, etc.) für die Inkaufnahme von Vorschädigungen während des Betriebs realisieren. [18]

2.3.2 Visuelle Sichtbarkeit von Schlagschädigungen

Die Anwendung des *no crack growth concepts* ist vor allem bei niedrigerenergetischen Schlagbelastungen von FKV ein wichtiges Prinzip, um ein Flugzeug wirtschaftlich betreiben zu können. Denn im Gegensatz zu metallischen Strukturen, welche ein Plastifizieren an der Bauteiloberfläche aufweisen, ist die visuelle Detektion einer Schlag-schädigung an dünnwandigen FKV-Oberflächen in Abhängigkeit des Bauteils erst ab einem spezifischen Grenzwert möglich. Dieser wird in der Luftfahrt *barely visible impact damage* (BVID) genannt. Bereits vor Erreichen eines BVID treten Zwischenfaserbrüche und Delaminationen innerhalb des Laminats auf. Die Tolerierung dieser vermeintlich geringfügigen Schädigungen erfordert eine weitaus größere werkstoffliche Kenntnis im Vergleich zu Metallen. Darüber hinaus ist ein hohes Maß an Erfahrungswerten über den spezifischen Werkstoff (z. B. Rissinitiierung und -fortschritt) und das konkrete Bauteil (z. B. Konstruktion und Betriebsfestigkeit) notwendig. Damit verbunden sind eine Vielzahl an experimentellen Untersuchungen im Rahmen der Zertifizierung sowie umfassend geschultes Wartungspersonal (Identifikation, Beurteilung und ggf. Reparatur der Schädigungen). Als Konsequenz dieser Individualität und Komplexität existiert keine einheitliche Definition eines BVID. Einzig Zertifizierungsbehörden schreiben zulässige Nachweisverfahren vor, welche die Grenzenergie zum Erreichen eines BVID derart wählen, dass ein Strukturbauteil seine festgelegte Auslegungslast (UL) trotz Vorschädigung erträgt [20,21]. Diese Vorgaben setzen Flugzeughersteller in konkrete Untersuchungsmethoden für Wartungsunternehmen und Fluggesellschaften um. Dabei wird i. d. R. ein BVID mit der visuellen Sichtbarkeit einer Schlag-schädigung korreliert [58]. Dies liegt daran, dass in der Praxis 80-90 % aller Schädigungen

gungen an FKV-Strukturen durch visuelle Inspektionen identifiziert werden [59], obwohl eine Sichtprüfung neben quantifizierbaren Größen subjektiven Einflussfaktoren unterliegt [60]. Bei den in Anhang A.1.2 aufgelisteten Einflüssen hat insbesondere die Beleuchtung der zu begutachteten Struktur einen erhöhten Einfluss auf die Detektierbarkeit eines BVID [58]. In Abhängigkeit des Flugzeugherstellers, des Strukturbauteils sowie der Art der geplanten Inspektion und der sich daraus ergebenden spezifizierten Sichtprüfung ergeben sich unterschiedliche praktische Definitionen eines BVID, vgl. Anhang A.1.3. Diese werden unter Angabe von Auffindwahrscheinlichkeiten und Konfidenzintervallen mit dem quantifizierbaren Wert der Eindringtiefe t_{imp} korreliert. Diese beschreibt die durch Schlagbelastung lokale geometrische Abweichung einer geschädigten von einer ungeschädigten Oberfläche in Laminatdickenrichtung und wird in einem Bereich von 0,25–1 mm angegeben [27,54,56,57,61,62].

Erschwerend kommt hinzu, dass die Eindringtiefe und somit die visuelle Sichtbarkeit eines BVID im Laufe der Zeit abnimmt [32]. Dieser Effekt wird im Rahmen der Flugzeugzertifizierung i. d. R. nicht berücksichtigt [63]. Abgesehen von nicht zugänglichen Datenbanken der Flugzeughersteller ist der Effekt der Eindringtiefenrelaxation wenig erforscht. KOMOROWSKI et al. [63] messen bei omega-versteiftem CFK mit EP- und Bismaleimid-Matrix eine Abnahme der Eindringtiefe von mehr als 30 % innerhalb der ersten 24 Stunden nach Impact. DUBINSKII et al. [64,65] unterscheiden zwischen Kurzzeit- und Langzeitrelaxation an stringerversteiften CF-EP-Platten. Während sie das Ende der Kurzzeitrelaxation aufgrund einer weitgehend abgeschlossenen viskoelastischen Strukturantwort mit etwa drei Tagen angeben, empfehlen geltende Normen [28] eine Kontrolle der Eindringtiefe bei sensitiven Werkstoffen nach einer Woche. Weiterhin stellen DUBINSKII et al. [64,65] sowie MORTEAU und FUALDES [57] fest, dass eine Alterung in heiß-feuchten Klimaten besonders stark zur Eindringtiefenrelaxation beiträgt. TAOYE et al. [66] betrachten zusätzlich das Relaxationsverhalten in Abhängigkeit des Matrixsystems. Sie messen größere Eindringtiefen eines CF-EP-Verbunds direkt nach Impact, wohingegen ein geringerer Rückgang der Eindringtiefe nach 30 Tagen für einen CF-verstärkten Verbund mit Polyetheretherketon- (PEEK-) Matrix vorliegt.

Allgemein unterliegt das Konzept der visuellen Sichtbarkeit von Schlagschädigungen dem Zielkonflikt einer robusten Strukturauslegung, welche Schlagschädigungen bis zu einem Mindestmaß durch vergleichsweise hohe Sicherheiten toleriert und dem Leicht-

baugedanken, welcher hohe Restfestigkeiten infolge frühzeitiger Schädigungsdetektion proklamiert [32]. Zur Erhöhung der Leichtbaugüte impactgefährdeter Strukturen können beispielsweise impactindizierende Beschichtungen eingesetzt werden [19,67].

2.4 Einflussgrößen auf die Schlagbelastbarkeit

Die Schlagbelastbarkeit von FKV bei LVI wird durch eine Vielzahl von z. T. interdependenten Parametern [68] gesteuert, vgl. Auszug in Tabelle 1.2 (Abschnitt 1.2). Für die in dieser Arbeit betrachteten FKV wird die Konfiguration des Impaktors und des Prüfaufbaus nicht wesentlich verändert. Damit verbleiben zwei primär adressierte Einflussfaktoren: das Matrixsystem und die Strukturkrümmung.

2.4.1 Einfluss des Matrixsystems

Bei transversaler Schlagbelastung kommt dem Matrixwerkstoff eine entscheidende Rolle zu, da in dieser Belastungsrichtung zumeist keine oder nur sehr wenige Fasern zur Einleitung der Lasten vorliegen. Somit muss die Polymermatrix die lokal hohen, dynamischen Druckbeanspruchungen aufnehmen und diese über Schubspannungen in die Fasern einleiten. Dabei spielen die physikalische Kettenstruktur und die hygrothermischen Eigenschaften der Polymere eine wichtige Rolle [69,70]:

- Duroplastische Matrixsysteme sind chemisch engmaschig vernetzt. Die räumliche Vernetzung der Makromoleküle führt zu einem grundlegend spröderen Werkstoffverhalten als bei Thermoplasten [71].
- Thermoplastische Matrixsysteme sind nicht räumlich vernetzt, sondern zeigen eine regellose (amorphe) oder teilweise geordnete (teilkristalline) Struktur der Makromoleküle. Dies ermöglicht Molekülketten unter dem Einfluss von thermischen Lasten aufeinander abzugleiten. Im Gegensatz zu duroplastischen Matrixsystemen resultiert daraus die reversible Möglichkeit des Aufschmelzens. Niedrige Temperaturen führen zu einer Versprödung [72–75].
- Der Einsatz von duroplastischen Matrixsystemen ist durch deren Glasübergangstemperatur begrenzt. Bei Erreichen des Glasübergangsbereichs findet ein Übergang des energieelastischen in den gummielastischen Zustand statt, welcher mit einer Reduktion der mechanischen Kennwerte einhergeht.

- Amorphe thermoplastische Matrixsysteme werden unterhalb ihrer Glasübergangstemperatur, teilkristalline Thermoplaste bis zur Kristallitschmelztemperatur eingesetzt.
- Durch Feuchteinlagerung werden duroplastische und thermoplastische Matrixwerkstoffe duktiler. Zugleich reduziert Feuchte die Glasübergangstemperatur, insbesondere bei Polyamiden. Feuchteaufnahme und -abgabe sind zu großen Teilen reversible Prozesse.

Aufgrund der unzureichenden Kenntnisse zum Einfluss des Matrixsystems und dessen Konditionierung auf die Schlagbelastbarkeit gekrümmter FKV wird im Folgenden der Wissensstand an Platten dargelegt. Zusätzlich wird der Fokus auf die in dieser Arbeit verwendeten Matrixsysteme gerichtet, vgl. Tabelle 3.1 (Abschnitt 3.2):

- Duroplast (DP): Epoxidharze
- Thermoplast (TP): Polyamide, Polyetherketone

Zu beachten ist, dass ein Vergleich von Matrixsystemen aus unterschiedlichen Studien die Gefahr potenzieller Fehlinterpretationen birgt. Vielfältige, zumeist nicht genau spezifizierte Modifikationen erlauben die Einstellung einer Bandbreite an Eigenschaften der jeweiligen Polymergruppe, vgl. Tabelle 2.1.

Tabelle 2.1: Grundlegende mechanische, thermische und hygroscopische Eigenschaften der in dieser Arbeit betrachteten Polymergruppen. [18,69,70,76–83]

	Epoxidharze	Polyamide	Polyetherketone
Mechanische Eigenschaften			
Dichte ρ in g/cm^3	1,17 ... 1,25	1,01 ... 1,18	1,265 ... 1,32
Zug-Elastizitätsmodul E^+ in N/mm^2	2600 ... 3700	1200 ... 1900	3100 ... 4600
Zugfestigkeit R^+ in N/mm^2	75 ... 90	58 ... 64	92 ... 134
Druckfestigkeit R^- in N/mm^2	60 ... 110	55 ... 102	98 ... 119
Bruchdehnung ϵ_B in %	1,8 ... 13	60 ... 300	11 ... 50
Thermische Eigenschaften			
Glasübergangstemperatur (tr.) T_g in $^\circ\text{C}$	70 ... 236	55 ... 150	129 ... 165
Kristallitschmelztemperatur T_s in $^\circ\text{C}$	-	175 ... 295	324 ... 391
Hygroscopische Eigenschaften			
Gewichtszunahme Δm in % (Sättigung)	moderat	stark	gering
– bei Wasserlagerung $23\text{ }^\circ\text{C}$	1 ... 5	1,3 ... 13	0,03 ... 0,5
– bei Normalklima $23\text{ }^\circ\text{C} / 50\text{ \% r. F.}$	k. A.	0,7 ... 3,5	0 ... 0,2

Zusätzlich zu einer hohen Variantenvielfalt in der Erzeugung von Schädigungen durch LVI, wie sie in Unterabschnitt 2.4.2 bei Betrachtung der Strukturkrümmung aufgezeigt wird, spielen darüber hinaus Fertigungskenngrößen von Halbzeug und Endprodukt für die Eigenschaften eines Matrixsystems eine entscheidende Rolle. Diese z. T. entgegenwirkenden Parameter sind in Literaturangaben oftmals nicht im erforderlichen Maße benannt bzw. auf Basis der Herstellungsparameter Zeit, Temperatur und Druck nicht direkt ableitbar, z. B.:

Duroplaste:

- Der Vernetzungs- oder Aushärtegrad kennzeichnet die Dichte an Vernetzungspunkten in duroplastischen Systemen. Mit zunehmendem **Aushärtegrad** ist ein Anstieg von Steifigkeit, Festigkeit, Härte, Glasübergangstemperatur und Wärmeformbeständigkeit sowie eine Reduktion der Kriechneigung, Duktilität und Schlagzähigkeit festzustellen [69,70,77]. Bei einem Aushärtegrad von größer 90 % ist kein signifikanter Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften von EP-Systemen bei trockener und luftfeuchter Konditionierung festzustellen [84].
- Bei duroplastischen Matrixsystemen entscheiden das **Mischungsverhältnis** sowie die Konstituenteneigenschaften von Harz und Härter über das mechanische Verhalten des Matrixsystems [85,86]. I. d. R. wird ein stöchiometrisches Mischungsverhältnis angestrebt, da dort die höchsten Vernetzungsgrade und damit hohe Steifigkeiten und Wärmeformbeständigkeiten erzielt werden [70,87]. Mit steigenden Anteilen des Härters wird eine erhöhte Feuchtaufnahme [88] und eine geringere Dichte [89] für EP-Systeme festgestellt.

Thermoplaste:

- Der **Kristallinitätsgrad** ist eine Kenngröße zur Beurteilung des Verhältnisses von amorphen und kristallinen Bereichen eines teilkristallinen, thermoplastischen Kunststoffes. Je höher die Kristallinität, umso höhere Steifigkeiten, Festigkeiten, Härten, Dichten und Schmelztemperaturen sowie eine niedrigere Transparenz und Schlagzähigkeit werden erreicht [69,70,77,90]. Amorphe Phasen in schlagbelasteten, teilkristallinen Thermoplasten tragen daher maßgeblich zur Energieabsorption bei [15,91], weshalb mit geringerem Kristallinitätsgrad höhere Energien bei Erstschädigung erreicht werden [92]. Eine erhöhte Schlagzähigkeit bei reduzierten Steifigkeiten und Festigkeiten unter Zug-,

Druck- und Schubbelastung an unverstärktem und CF-verstärktem PEEK wird durch eine schnellere Abkühlung bei der Herstellung erreicht [93–95].

- Der **Polymerisationsgrad** beschreibt die mittlere Molekülkettenlänge von thermoplastischen Kunststoffen. Mit Anstieg des Polymerisationsgrads ist ein Entschlaufen der Molekülketten aufwändiger, sodass Zugfestigkeit, Härte, Bruchdehnung, Kriechneigung und Schlagzähigkeit des Kunststoffs zunehmen [69,90]. Um technisch nutzbare Werkstoffeigenschaften zu generieren, ist allerdings ein Kompromiss zu treffen, da bei höheren Prozesstemperaturen zwar die Polymerisationsrate ansteigt, jedoch die Bildung kristalliner Bereiche reduziert wird [96].

Duroplaste und Thermoplaste:

- Die Eigenschaften eines polymeren Matrixwerkstoffs kommen in einem Verbund nur dann zum Tragen, wenn eine ausreichend gute Anbindung zum Faserwerkstoff gewährleistet ist [48]. Um verschiedene Matrixsysteme direkt miteinander vergleichen zu können, sollte die **Faser-Matrix-Haftung** der Verbundwerkstoffe ähnlich zueinander sein. Diese wird faserseitig durch die Schlichte eingestellt. Durch Oberflächenvorbehandlung entsteht ein feiner Faserüberzug, welcher neben dem Schutz der Fasern als Haftvermittler für das Matrixsystem agiert. Auch seitens des Matrixsystems können funktionelle Gruppen zu einer verbesserten Anhaftung an der Faser zugemischt werden [70]. Standardmäßig eingesetzte GF besitzen häufig Schichten auf Silanbasis, CF auf EP- oder PU-Basis [97]. GILLIOT [48] zeigt für Verbunde mit unverändertem EP-System, dass lediglich die Vorbehandlung der CF mit einer anderen Schlichte zu einer stark abweichenden Schalgbelastbarkeit im Rahmen von Fallgewichtsversuchen führt. Eine bessere Faser-Matrix-Haftung führt bei konstanter Impaktenergie zu größeren Eindringtiefen, kleineren geschädigten Flächen und höheren Restdruckfestigkeiten. Dabei weist das Matrixsystem mit besserer Faser-Matrix-Haftung eine höhere Schlagzähigkeit auf. [48]
- Die Größe, Anzahl und Verteilung von Poren in einem Matrixsystem sind fertigungsbedingt zu minimieren, da diese Diskontinuitäten bei Belastung lokale Spannungsüberhöhungen induzieren [98] und damit als potenzielle Ausgangs-

- punkte der Rissentstehung fungieren. Gleichzeitig können diese in Abhängigkeit ihrer Position und bei moderatem **Porengehalt** als Rissstopper bei LVI an duroplastischen [99] und thermoplastischen [100] Verbunden dienen. Dennoch nehmen i. d. R. mit steigendem Porengehalt insbesondere die matrixdominanten mechanischen Kennwerte stark ab [101–103]. Für Luftfahrtstrukturen wird daher ein kritischer Porengehalt von 2 % angegeben [18]. RUEDA [104] zeigt für quasiisotrope (QI) CF-EP-Verbunde mit unterschiedlichen Lagenaufbauten einen vernachlässigbaren Einfluss des Porengehalts von bis zu 10 % auf die Schlagbelastbarkeit bei LVI. Unveränderte geschädigte Flächen und Restdruckfestigkeiten werden auf die weitaus dominanteren Schädigungsmechanismen während des Impaktvorgangs zurückgeführt [104,105].
- Durch Typ, Größe, Anteil und Oberflächenchemie von **Additiven** und **Füllstoffen** können Werkstoffeigenschaften gezielt gesteuert werden [48]. So erhöhen beispielsweise Elastomer- [106] oder Thermoplastpartikel [107,108] die Duktilität von duroplastischen Verbundwerkstoffen. Dies führt zu größeren Bruchdehnungen des FKV und deutlich kleineren geschädigten Bereichen bei Schlagbelastung [109]. Insbesondere Elastomer- oder Thermoplastzwischen-schichten erweisen sich besonders effizient zur Erhöhung der Schlagbelastbarkeit [31,48,109–111].

Die genannten Kenngrößen haben einen signifikanten Einfluss auf die Schlagbelastbarkeit eines Verbundwerkstoffs, welche i. d. R. mit Erhöhung der Schlagzähigkeit des Matrixsystems gesteigert werden kann [24]. Diese wird vorwiegend anhand der Bruchdehnung ε_b [48,109] sowie der interlaminaren Energiefreisetzungsraten unter Mode I- und II-Belastung (G_{1c} , G_{2c}) [14,48,108,112–119] der Matrix oder des Verbunds beurteilt. Aufgrund der Vielzahl an Einflussfaktoren und der Komplexität der Schädigungsmechanismen muss eine höhere Risszähigkeit jedoch nicht zwangsläufig mit einer gesteigerten Schlagbelastbarkeit einhergehen [4,14,119,120]. Somit kann dieselbe Werkstoffgruppe eines Matrixsystems, z. B. ein Epoxidharz, je nach Verarbeitung und Konditionierung stark unterschiedliche Eigenschaften des im Rahmen von Fallgewichtsversuchen betrachteten Verbundwerkstoffs hervorrufen. Dies wird am Beispiel der geschädigten Fläche und der Erstschädigung der Lamine deutlich.

Geschädigte Fläche

Die geschädigte Fläche nimmt zur Quantifizierung des Schädigungsausmaßes einen besonderen Stellenwert zur Beurteilung der Schlagbelastbarkeit von FKV ein. Bei direkter Gegenüberstellung von CF-EP- und CF-PEEK-Verbunden ist eine höhere Schlagbelastbarkeit von Platten mit thermoplastischem Matrixsystem bekannt. Dies wird an multidirektionalen (MD) [121,122] und quasiisotropen Lagenaufbauten, bestehend aus unidirektionalen (UD) Einzelschichten [92,95,119,123–129] oder Gewebe-Einzelschichten [14,91] sowie an ausgeglichenen Winkelverbunden (AWV) [130] und Kreuzverbunden (KV) [131] festgestellt. Eine erhöhte Schlagbelastbarkeit ergibt sich aus kleineren geschädigten Flächen bei gleicher Impaktenergie [91,95,121,123–125,130,131]. Die geschädigte Fläche von CF-PEEK-Verbunden ist umso kleiner, je schneller die Abkühlung während der Herstellung erfolgt, vgl. Bild 2.3 [95,127,132]. NEZHAD et al. [133], MORITA et al. [134] sowie SRINIVASAN et al. [128,129] stellen hingegen kleinere geschädigte Bereiche von quasiisotropen und multidirektionalen CF-verstärkten Platten mit zähmodifizierter EP-Matrix gegenüber gleichartigen Platten mit PEEK-Matrix fest. Ursachen dafür werden nicht genannt, jedoch ist eine höhere Querkzug- und Längszug-Bruchdehnung des CF-EP-Verbunds in den Studien von NEZHAD et al. [133] aufgeführt.

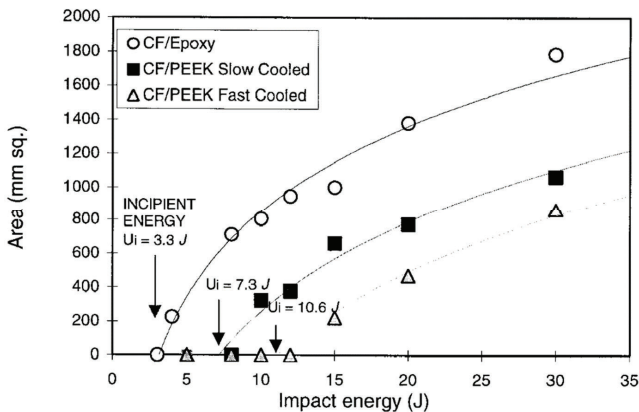


Bild 2.3: Gegenüberstellung der mittels akustischer Mikroskopie bestimmten Schädigungsflächen in Abhängigkeit des Matrixsystems. Bei konstanter Impaktenergie ergeben sich kleinere Werte für CF-PEEK-Verbunde, welche bei schneller Abkühlung während des Herstellprozesses zusätzlich reduziert werden (Abkühlgeschwindigkeiten: 1 °C/min, 80 °C/min). [95]

Weiterhin wird an quasiisotropen [115,135] und multidirektionalen [117] CF-verstärkten Platten sowie an CF-verstärkten KV [136] mit jeweils verschiedenen EP-Systemen festgestellt, dass mit steigender interlaminarer Risszähigkeit G_{1c} des Matrixsystems, mit steigenden interlaminaren Risszähigkeiten G_{1c} und G_{2c} des Verbundes bzw. mit steigenden Schubmoduln des Verbundes kleinere projizierte Schädigungsflächen bei konstanter Impaktenergie auftreten, vgl. Bild 2.4.

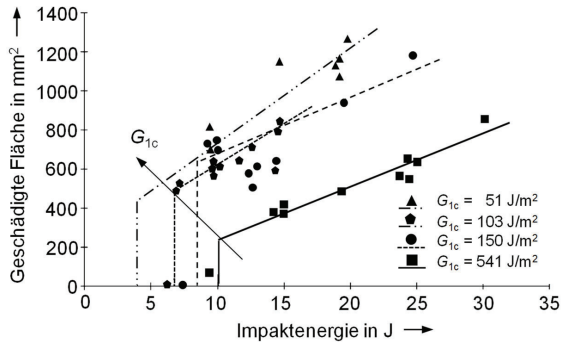


Bild 2.4: Einfluss der interlaminaren Energiefreisetzungsrates G_{1c} des EP-Systems auf die geschädigte Fläche, aufgetragen über der Impaktenergie bei gleicher CF (aufbereitete Darstellung aus [115]).

Bei direkter Gegenüberstellung von FKV mit EP- und PA-Matrix ist eine gleichwertige [137] oder höhere [43,138,139] Schlagbelastbarkeit von Platten mit thermoplastischem Matrixsystem festzustellen. Die Ergebnisse werden auf höhere interlaminare Schubfestigkeiten des FTV zurückgeführt [138,139], wobei in einigen Studien [43,137] niedrigere Faservolumenanteile (FVG) der FTV vorliegen.

Unabhängig von Matrixsystem, Faserarchitektur, Lagenaufbau und betrachtetem Temperaturbereich sind kleinere geschädigte Flächen mit steigender PK-Temperatur bei LVI bekannt [74,75,140–145]. KÖRBEIN et al. [141,142] stellen an quasiisotropen CF-EP-Verbunden eine Zunahme der Anzahl an Faserbrüchen auf der PK-Oberseite und eine Abnahme der Zwischenfaserbrüche auf der PK-Unterseite bei erhöhten Temperaturen fest. KARASEK et al. [146] identifizieren hingegen eine erhöhte Anzahl an Zwischenfaserbrüchen und Delaminationen bei konstantem Feuchtegehalt. Bei Temperaturen unterhalb der Raumtemperatur (RT) erkennen RIO et al. [144] eine höhere Dichte an Zwischenfaserbrüchen und Bereiche mit abgelöster Faser-Matrix-Haftung.

Der Einfluss der Feuchteaufnahme von FKV unter Schlagbelastung wird wenig untersucht. Mit steigender Feuchte stellen KARASEK et al. [146] und PILLAY et al. [147] eine Reduktion der geschädigten Fläche fest. Bei Letzterem ist die Feuchteaufnahme infolge der Auslagerung in temperiertem Wasser mit einer Degradation der Faser-Matrix-Haftung verbunden.

Erstschädigung

Aufgrund der vorhandenen Gewebearchitektur der von VIEILLE et al. [14,91] untersuchten CF-EP- und CF-PEEK-Verbunde ist kein signifikanter Kraftabfall bis zum Erreichen der Maximalkraft festzustellen. Allerdings zeigt sich im Kraft-Verformungs-Diagramm ein veränderter Steifigkeitsverlauf (Änderung der Steigung), welchen die Autoren auf erste relevante Schädigungen zurückführen. Dieser tritt unabhängig des Matrixsystems bei vergleichbaren Kräften auf [14]. Bei Gegenüberstellung von CF-EP- und CF-PEEK-Verbunden bestehend aus unidirektionalen Einzelschichten stellen BISHOP [121] sowie SCHOEPPNER und ABRATE [148] ebenfalls erste Schädigungen bei vergleichbaren Impaktenergien bzw. Kräften fest, wohingegen GAO und KIM [95] sowie TAT TEH und MORTON [125] höhere Werte für den FTV identifizieren, vgl. Bild 2.3. Bei Betrachtung von CF-EP-Verbunden mit unterschiedlichen Matrixformulierungen werden höhere Kräfte [48,115], höhere Energien [115] und höhere Geschwindigkeiten [125] bei Erstschädigung mit Zunahme der Risszähigkeit des Matrixsystems erreicht. vgl. Bild 2.5. GILLIOT [48] kann dies nicht durchgehend für alle untersuchten EP-Systeme nachweisen und schwächt diesen Zusammenhang ab.

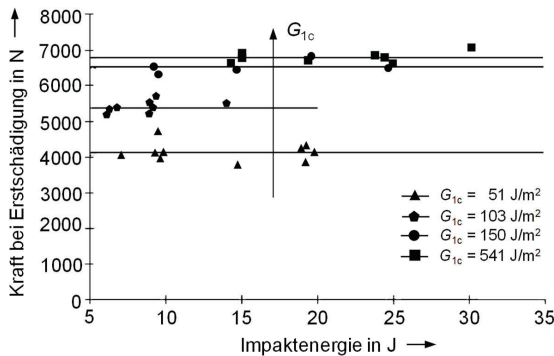


Bild 2.5: Einfluss der interlaminaren Energiefreisetzungsrates G_{1c} des EP-Systems auf die Kraft bei Erstschädigung, aufgetragen über der Impaktenergie bei gleicher CF (aufbereitete Darstellung aus [115]).

Die Erstschädigung des PK als Funktion von Feuchte und Temperatur wird wenig betrachtet und teilweise kontrovers diskutiert. KARASEK et al. [149] stellen bei PK-Perforation eine Reduktion der Energie bei Erstschädigung mit steigender Temperatur fest. Feuchte verstärkt den Effekt lediglich bei erhöhten Temperaturen (*hot/wet*). Gleichzeitig beobachten STRAIT et al. [150] mit steigender Feuchte eine Erhöhung der Energie bei Erstschädigung, ebenfalls bei PK-Perforation. KWANG-HEE et al. [72] sowie BENLI und SAYMAN [143] hingegen identifizieren zunehmende Energien bei Erstschädigung mit steigender Temperatur ohne Betrachtung definierter Feuchtegehalte.

2.4.2 Einfluss der Strukturkrümmung

Der Begriff der Strukturkrümmung als Kehrwert des Krümmungsradius wird im Folgenden als Kenngröße der globalen Bauteilgeometrie verwendet. Dies wird in Abgrenzung zu ebenen Strukturen deutlich: Eine Platte bezeichnet eine ebene Struktur deren flächigen Ausmaße (Länge, Breite) deutlich größer sind als deren Wanddicke. Im Gegensatz zu einer Scheibe, welche nur in ihrer Bauteilebene belastet wird, ist eine Platte durch transversale, also in Dickenrichtung wirkende Kräfte und Momente gekennzeichnet. Weiterführend bezeichnet eine Schale in der technischen Mechanik eine ein- oder mehrfach gekrümmte Platte. Eine Sonderform der Schale stellt die Kreiszylinderschale, kurz der Zylinder, dar. [1,151,152]

Viele der Forschungsarbeiten zur Schlagbelastbarkeit von gekrümmten Strukturen legen den Fokus nicht explizit auf die Strukturkrümmung, sondern betrachten andere Einflussfaktoren an schlagbeanspruchten, gekrümmten Strukturen. Dennoch lassen sich daraus indirekt Erkenntnisse ableiten, sodass auch diese Studien im Folgenden aufgegriffen werden. Alle wesentlichen Randbedingungen, Abhängigkeiten und Erkenntnisse aus der Literatur sind tabellarisch in Anhang A.1.4 aufgeführt. Nachfolgend werden diese entsprechend dem jeweiligen Fokusthema der Studien komprimiert dargelegt.

Geometrischer Einfluss der Krümmung

Der direkte Einfluss der Strukturkrümmung bei LVI wird nur von wenigen Autorengruppen betrachtet. Insbesondere parametrische Fallgewichtsversuche an PK mit unterschiedlichen Krümmungsradien beschränken sich auf einzelne Studien. Dabei wird der Krümmungsradius an unterschiedlichen geometrischen Formen variiert:

- konkave Schalen [51,153–156]
- konvexe Schalen [31,51,153–174]
- Zylinderschalen [175–177]

Darüber hinaus ist zumeist der Vergleich einer Platte mit einer Schalenstruktur gegeben [51,153–155,157,160,168–172,178,179]. Konvex durchschlagende Strukturen [153–155,165–169], welche nach Impact eine konkave Krümmung aufweisen, werden bei der folgenden Beschreibung charakteristischer Kenngrößen nicht betrachtet, da dies ein Stabilitätsproblem darstellt.

Geschädigte Fläche

An gekrümmten Strukturen wird die geschädigte Fläche mittels Schlißbildern [51,166,176,178, Ultraschall- [51,160–162,166,171,172,176,177] oder Röntgenanalysen [153–155], z. T. mit kontrasterhöhenden Farbeindringprüfungen [153–155, 176,178], identifiziert. Bei halbtransparenten PK, wie z. B. glasfaserverstärkten Kunststoffen (GFK), stellen Gegenlichtaufnahmen [159,168,169,172] zur Identifikation der geschädigten Bereiche eine einfache und kostengünstige Alternative dar.

LIN und LEE [178,179] stellen an ebenen und konvex gekrümmten CF-EP- Kreuzverbunden fest, dass gekrümmte Strukturen größere Schädigungen bei gleicher Impactenergie aufweisen. Auch quasiisotrope CF-EP-Schalen zeigen eine größere Schädigung mit Reduktion des Krümmungsradius [51,161,162,171]. Die Untersuchungen von KISTLER [161,162] legen nahe, dass der Effekt besonders ausgeprägt bei dünnwandigen Laminaten ($t_{\text{nom}} < 2 \text{ mm}$) eintritt, da mit steigender Wanddicke die Sensitivität abnimmt. MARTINS und DONADON [171] und EHRlich [51] hingegen weisen auch an vergleichsweise dickwandigen Laminaten ($t_{\text{nom}} > 4 \text{ mm}$) die Tendenz der größeren Schädigung mit Reduktion des Krümmungsradius nach. EHRlich [51] stellt die Ergebnisse an Platten mit konkav und konvex integrierten Kugelsegmenten unterschiedlicher Krümmungsradien den Ergebnissen an reinen Plattenstrukturen gegenüber. Die größeren geschädigten Flächen der konvex gekrümmten Strukturen werden durch die dabei auftretenden Druckmembranspannungen und die erhöhten interlaminaren Spannungen erklärt. Zudem zeigen sich gegenüber den Platten kleinere geschädigte Bereiche der konkaven PK, vgl. Bild 2.6.

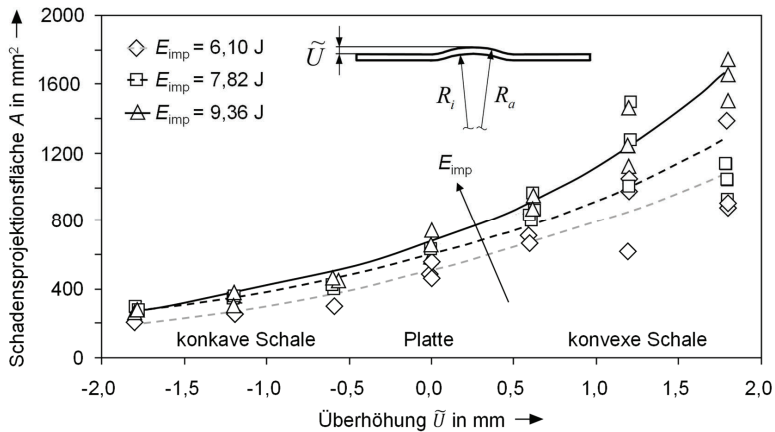


Bild 2.6: Geschädigte Fläche in Abhängigkeit der Strukturkrümmung bei unterschiedlichen Impaktenergien. Konkav gekrümmte Strukturen zeigen eine vergleichsweise niedrige Schlagbelastbarkeit infolge größerer geschädigter Bereiche. Für alle geometrischen Varianten nimmt die geschädigte Fläche mit steigender Impaktenergie zu (aufbereitete Darstellung aus [51]).

Vergleichbare Abhängigkeiten der PK-Schädigung von der Strukturkrümmung stellen WARDLE und LAGACE [153–155] bei der Impaktierung von eben, konkav und konvex eingespannten multidirektionalen CF-EP-Verbunden fest. Auch SAGHAFI et al. [31, 158] erkennen im Vergleich zu konvexen Strukturen kleinere geschädigte Bereiche für konkave Schalen an glasfaserverstärkten Epoxidharz- (GF-EP-) Kreuzverbunden. Für GFK mit konvexer Krümmung ergeben sich größere geschädigte Bereiche mit Reduktion des Krümmungsradius [31, 158, 159, 172]. SAGHAFI et al. führen dies auf die höhere Struktursteifigkeit bei kleiner werdendem Krümmungsradius zurück. Bei Betrachtung der Schädigungskontur der opaken PK zeigt sich bei größeren Krümmungsradien eine rautenförmige Schädigungsfläche. Neben einer Vergrößerung dieser rautenförmigen Ausprägung zeichnen sich bei kleinerem Krümmungsradius zusätzlich voreilende Delaminationsflächen entlang der jeweiligen Faserausrichtung der Einzelschicht ab, vgl. Bild 2.7. [31, 158, 159]

Trotz unterschiedlicher Größe der geschädigten Flächen in Abhängigkeit des Krümmungsradius erkennen SHORT et al. [172] bei Schlibbildanalysen keine unterschiedlichen Ausbreitungsmechanismen von Zwischenfaserbrüchen und Delaminationen im Querschnitt von ebenen und verschieden stark gekrümmten PK.

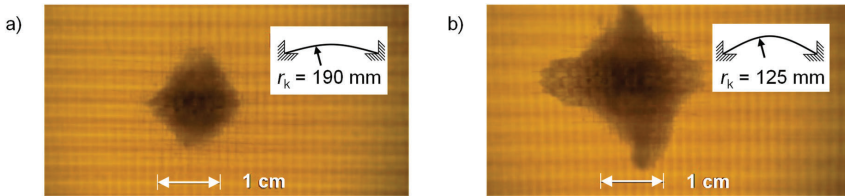


Bild 2.7: Gegenüberstellung der Gegenlichtaufnahmen impaktierter GF-EP-Kreuzverbunde bei einer Impaktenergie von 36 J mit einem Krümmungsradius von a) 190 mm und b) 125 mm (aufbereitete Darstellung aus [159]).

Die Erkenntnisse der steigenden Schädigungsfläche mit Reduktion des Krümmungsradius werden von DENIZ et al. [175] und TARFAOUI et al. [176] an GF-EP-Zylindern bestätigt. Bei kleinen Radien breiten sich die Schädigungen entlang des Wickelwinkels von $\pm 55^\circ$ bis zum Erreichen der Wendepunkte zur unteren Zylinderhälfte aus. Dort liegen Fasern nahezu in Belastungsrichtung vor und stellen eine geometrische Behinderung des Schädigungswachstums dar. Folglich setzen sich interlaminaire Schädigungen in Achsrichtung der Zylinder weiter fort, vgl. Bild 2.8 [175]. Mit steigendem Krümmungsradius federn die Zylinder stärker elastisch ein und rufen daher geringere Schädigungen hervor [175, 176].

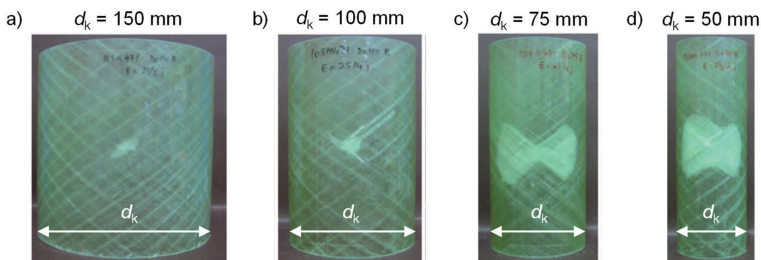


Bild 2.8: Gegenüberstellung geschädigter GF-EP-Zylinder mit den Durchmessern a) 150 mm, b) 100 mm, c) 75 mm und d) 50 mm bei einer Impaktenergie von 25 J. Mit steigender Krümmung nimmt die Schädigung zu (aufbereitete Darstellung aus [175]).

Im Gegensatz zu den vorherig beschriebenen Untersuchungen beobachten KIM et al. [160], HARRIS et. al [173], PAPANAOUM [174] und HÖCHTL et. al [177] an konvexen Schalen und Zylinderschalen kleinere Schädigungsflächen mit steigender Krümmung. HÖCHTL et. al [177] führen dies im Vergleich zu EHRLICH [51] auf eine grundlegend andere PK-Einspannung zurück.

Erstschädigung

Ein Schwellwert zur Identifikation erster Laminatschädigungen während eines LVI wird von WARDLE und LAGACE [153–155] sowie LIN und LEE [178,179] an Schalen mit einem dominanten Anteil an Fasern in Krümmungsrichtung bei in erster Näherung konstanten Energien bzw. Kräften erkannt. EHRLICH [51] stellt eine geringfügige Abnahme der Kraft bei Erstschädigung mit steigender Strukturkrümmung an quasiisotropen CF-EP-Verbunden fest. Wurde der Rissfortschritt und die daraus resultierende Schädigung noch maßgeblich durch die Krümmung beeinflusst, vgl. Bild 2.6, so hat die Krümmung der PK keinen signifikanten Einfluss auf die Rissinitiierung, da die Kraft bei Erstschädigung fast konstant bleibt. Eine signifikante Abhängigkeit der Kraft bei Erstschädigung vom Krümmungsradius wird weder bei quasi-statischer [157] noch bei dynamischer Beanspruchung mit [168,169] und ohne [170,173] Durchschlagen konvex gekrümmter Strukturen erkannt. Auch bei Zylinderschalen ist ein Grenzwert der Schädigungsinitiierung festzustellen. DENIZ et al. [175] identifizieren unabhängig vom Durchmesser der Zylinder und der Impaktenergie einen schlagartigen Steifigkeitsverlust bei konstanter Kraft und konstanter Verformung. Dem gegenüber stehen die Ergebnisse von AMBUR und STARNES [166,167], welche eine nichtlineare Abhängigkeit der Impaktenergie zur Detektion erster Schädigungen von der Strukturkrümmung messen.

Maximalkraft

Bei instrumentierten Fallgewichtversuchen nimmt mit steigender Impaktenergie die auf den PK kurzzeitig wirkende Maximalkraft zu. Dies gilt unabhängig von der Strukturkrümmung. Der Einfluss des Krümmungsradius auf die Maximalkraft hingegen wird in der Literatur unterschiedlich bewertet. So zeigen Impaktversuche an gekrümmten GF-EP- [172], CF-EP- [51,153–155,160–164] und aramidfaserverstärkten ungesättigten Polyesterharz-Verbunden (AF-UP) [170], dass mit steigender Krümmung die Maximalkräfte abnehmen. Eine eindeutige Tendenz ist in den Studien von HARRIS et al [173] an Schalen und in den Studien von DENIZ et al. [175] an Zylindern nicht festzustellen. Im Gegensatz dazu beobachten SAGHAFI et al. [31,158,159] größere Maximalkräfte mit steigender Krümmung konvexer GF-EP-Schalen.

Impaktdauer

Analog zu Platten steigt die Dauer des Impaktvorgangs mit zunehmender Energie auch bei gekrümmten Strukturen leicht an [31,51,153,158,159,172]. Eine eindeutige Abhängigkeit der Impaktdauer von der Strukturkrümmung liegt oftmals nicht vor [161–164,170,173]. Zudem messen einige Autoren längere [51,180], andere kürzere [31,153,158,159] Kontaktzeiten mit Reduktion des Krümmungsradius. Bei Betrachtung des Krümmungstyps ist folgende Abhängigkeit der Kontaktzeit bekannt [31,51,153,159,181]:

konkave Schale < Platte < konvexe Schale

Maximale Verformung

Die maximale Deformation einer Struktur während eines LVI setzt sich i. d. R. aus elastisch-rückfedernden und durch Schädigung induzierten bleibenden Anteilen zusammen. Sie steigt analog zu Plattengeometrien mit Erhöhung der Impaktenergie an [31,51,153,158,159,161–164,173,175]. Die maximale Verformung in Abhängigkeit des Krümmungsradius wird unterschiedlich bewertet. Mit steigender Krümmung werden größere [51,153] oder kleinere [31,158–160,170,173] Verformungen sowie ein indifferentes Verhalten [161–164,175] konstatiert. Übereinstimmende Ergebnisse sind bezüglich des Krümmungstyps vorzufinden. Die maximale Durchbiegung verhält sich analog zur Impaktdauer wie folgt [31,51,153,154,158,159]:

konkave Schale < Platte < konvexe Schale

Weitere Einflüsse auf gekrümmte Strukturen

Eine Vielzahl an experimentellen Untersuchungen betrachtet andere geometrische oder werkstoffspezifische Einflussfaktoren sowie sonstige Randbedingungen an gekrümmten Strukturen. Dabei wird der Krümmungseinfluss nicht direkt adressiert, das Verhalten gekrümmter Strukturen dennoch beschrieben. Insbesondere Kreiszyinderschalen werden aufgrund ihrer anwendungsnahen Geometrie als (Druck-) Behälter erforscht [31,36,153,155,175,176,182–199,205–209]. Die in den Studien an Schalen und Zylindern betrachteten Einflussfaktoren werden im Folgenden kurz dargelegt.

Einspannung

Die Materialantwort schlagartig beanspruchter Strukturen wird maßgeblich durch deren Randbedingungen bestimmt. Im Falle von gekrümmten PK wird die Einspannung individuell an die geometrischen Abmaße angepasst. Dies erschwert die Vergleichbarkeit der Studien. Eine genormte Einspannung für gekrümmte PK existiert nicht. Umso wichtiger sind vergleichende Untersuchungen zur Identifikation des Einspannungseinflusses [31,51,161–165,168,169,183–187,211]. Ein Großteil der Einspannungen für gekrümmte Strukturen lässt sich nach den freien und gesperrten Freiheitsgraden der eingespannten Struktur grob in drei Typen klassifizieren, vgl. Bild 2.9. Von Typ 1 bis Typ 2 b nimmt die Steifigkeit der Einspannung zu, Typ 3 stellt einen Sonderfall für Zylinder dar.

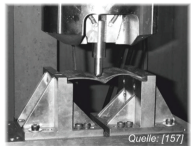
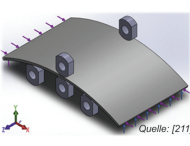
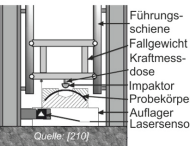

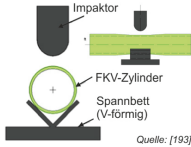
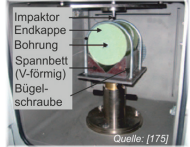

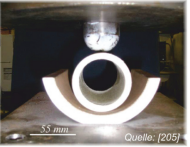
	Einfach stützende Einspannung Typ 1	Fixierende Einspannung Typ 2a	Feste Einspannung Typ 2b	Lose Lagerung Typ 3
Schale	 <small>Quelle: [157]</small>	 <small>Quelle: [211]</small>	 <small>Quelle: [210]</small>	
Zylinderschale	 <small>Quelle: [193]</small>	 <small>Quelle: [175]</small>		 <small>Quelle: [205]</small>

Bild 2.9: Eigene Klassifikation der in der Literatur vorzufindenden Einspannungen für Schalen und Zylinder.

Allgemein gilt zu beachten, dass trotz eines gleichartigen Einspannungstyps z. T. erhebliche Unterschiede in den Strukturantworten festzustellen sind. Diese sind in einer abweichenden Ausführungsform der Einspannung und der Geometrie der eingespannten PK begründet:

– **Einfach stützende Einspannung (Typ 1)**

Bei konvexen Schalen wird eine einfache Stützung der PK durch Fixierung der ebenen Kanten gewährleistet [31,157,159,182,211]. Eine etwas steifere Ausführung dieser Einspannung wird erreicht, wenn die ebenen Kanten geklemmt werden [153–156, 168, 169, 178, 179]. Dabei besteht auch die Möglichkeit die gekrümmten Kanten zu fixieren, wohingegen die ebenen Kanten frei beweglich

sind [161–164]. Um größere Relativbewegungen innerhalb der Einspannung zu vermeiden, kann zusätzlich zur Klemmung eine Verschraubung der PK erfolgen. Dies ist vor allem bei konkaven oder konvex-durchschlagenden Strukturen hilfreich [31,158,168,169]. Bei Zylindern erfolgt häufig eine Positionierung in einer passgenauen halbzyllindrischen [182–187] oder V-förmigen [153,155,175,177,193,208] Einspannvorrichtung. Ein Verrutschen der PK wird durch Verklebung [182,188,189], Kabelfixierung [153,155] oder Verschraubung [36,183–187,196] der vom Impakt entfernten Seite mit dem Spannbett gewährleistet.

– **Fixierende Einspannung (Typ 2a)**

Die fixierende Einspannung stellt eine Erweiterung der einfach stützenden Einspannung dar, da sie zusätzlich zur Fixierung des ersten Kantenpaars eine vertikale Bewegung des zweiten Kantenpaars unterbindet [31,211]. Bei einer steifen Ausführungsform des Einspannungstyps sind alle äußeren Kanten geklemmt [162–164]. Bei ebenen PK mit einlamierten gekrümmten Segmenten kann die Klemmung mittels eines Einspannrahmens pneumatisch [51,170] oder durch Verschraubung [51] erfolgen. Für Zylinder erfolgt zusätzlich zur Positionierung in erster Näherung ein Sperren der translatorischen Freiheitsgrade an den Zylinderenden durch äußere Klemmung mittels Bügelschraube, Klemmring oder Adapterstücke [175,197–199,207,208], durch innere Klemmung mittels eingepasster Endstücke [182,194,195] oder durch die Kombination beider Maßnahmen [190,191].

– **Feste Einspannung (Typ 2b)**

Eine feste Einspannung der PK stellt eine nicht klar abgrenzbare Erweiterung der fixierenden Einspannung dar. Durch Klemmung aller Kanten entsteht ein mittiges Fenster, in welchem der PK sich vertikal frei verformen kann. Bei größeren geklemmten Flächen sind Ober- und Unterformen erforderlich, welche die Krümmung der PK nachbilden. Mit größerer Klemmfläche nimmt der frei verformbare Bereich des PK ab, die Steifigkeit der Einspannung nimmt hingegen zu. Dabei kann zwischen rechteckigen [172–174,200–202] und kreisförmigen [160,210] Fenstern unterschiedlicher Größe differenziert werden. Die steifste Einspannungsvariante stellt eine vollflächige Klemmung des PK auf einer Unterform dar [203].

– **Lose Lagerung (Typ 3)**

Speziell für Zylinder besteht die Möglichkeit diese ohne weitere Fixierung in einer größeren Lagerschale zu positionieren (Selbstzentrierung) [176,205,206,209].

Die Vielzahl an Einspannungsvarianten verhindert eine direkte Vergleichbarkeit. Gegenüberstellende Untersuchungen zeigen allerdings, dass mit zunehmender Steifigkeit der Einspannung die maximale Kontaktkraft ansteigt und die maximale Durchbiegung sowie die Dauer des Impaktvorgangs abnehmen [31,51,153–155,161–165,168,169,211]. SAGHAFI et al. [31,211] sowie ALDERSON und EVANS [183–187] beobachten einen Anstieg der geschädigten Fläche bei steiferer Einspannbedingung, wohingegen EHRlich [51] Gegenteiliges feststellt. ALDERSON und EVANS [184,185] sowie EHRlich [51] zeigen darüber hinaus, dass die Kraft bei Erstschädigung unabhängig von der Art der Einspannung bei einem konstanten Kraftniveau auftritt. Die bis dahin erfolgte Durchbiegung des Werkstoffs ist bei steiferer Einspannung kleiner. Folglich reduziert sich die Energie bei Erstschädigung mit größerer Einspannungssteifigkeit. [51]

Skalierung

In der Luftfahrt müssen stark konservative Annahmen beim Übergang von Coupon- zu Komponenten-Level getroffen werden, falls keine komplexen, kosten- und zeitintensiven Strukturtests erfolgen, vgl. Bild 1.1 (Abschnitt 1.1). Eine alternative Möglichkeit der Einstellung vergleichsweise niedriger Sicherheitsfaktoren ist die genaue Kenntnis von Skalierungseffekten. Diese werden auch bei niedrigenergetischen Schlagbelastungen sowohl an generischen Schalen [153–155,200] als auch an Zylinderschalen [176,196,198,199] erforscht. Unabhängig von der PK-Geometrie werden dabei gleichzeitig eine Vielzahl an Kenngrößen um einen Skalierungsfaktor λ verändert:

- Geometrische Kenngrößen wie die PK-Breite, -Länge, -Wanddicke, -Krümmung und Einzelschichtdicke [153–155,176,196,198–200]
- Kenngrößen des Prüfaufbaus wie der Impaktordurchmesser und der Auflagerabstand, falls erforderlich [176,198–200]
- Versuchskenngrößen wie die Impaktenergie durch Veränderung des Fallgewichts [176,196,200]

Aus den Untersuchungen geht hervor, dass die Entwicklung von Skalierungsansätzen nicht geeignet ist, um Schädigungen in schlagbeanspruchten Strukturen hinreichend genau vorherzusagen. Daher wird empfohlen, Skalierungsgesetze ggf. zur Vorauslegung zu nutzen, auf eine experimentelle Prüfung des finalen Bauteils jedoch nicht zu verzichten. [176,198–200]

Matrixsystem

Experimentelle Untersuchungen an gekrümmten, schlagbelasteten FKV werden fast ausschließlich an PK mit duroplastischem Matrixsystem durchgeführt. Dabei kommen überwiegend Epoxidharze [31,36,51,153–155,157–169,171,172,175–179,182–206, 208–211], vereinzelt auch ungesättigte Polyesterharze [170,204] und Vinylesterharze (VE) [156,192,207] zum Einsatz. Auf Seiten der thermoplastischen Matrixsysteme sind wenige Studien mit Polyphenylensulfid (PPS) [212] und PEEK [129] bekannt.

Der direkte Einfluss des Matrixsystems auf die Schlagbelastbarkeit gekrümmter Strukturen wird nur von KHAN et al. [192] untersucht, welche baugleiche GF-EP- und GF-VE-Zylinder mit unterschiedlichen Impaktenergien beanspruchen. Dabei sind höhere Maximalkräfte bei geringeren Durchbiegungen für die Zylinder mit EP-Matrix zu beobachten. Die Autoren begründen dies mit einem spröderen Materialverhalten.

Weiterhin stellt SAGHAFI [31] eine gesteigerte Impakttoleranz von konvexen GF-EP-Schalen mit thermoplastischer Zwischenschicht fest. Die im Elektrospinnverfahren hergestellten Nanofasern aus PA66 und Polycaprolacton (PCL) werden zu thermoplastischen Fasermatten mit einer Wanddicke von 40 µm verarbeitet und zwischen jede Einzelschicht des Laminats eingebettet. Gegenlichtaufnahmen zeigen bei höheren Impaktenergien um bis zu 50 % reduzierte geschädigte Flächen für thermoplastische Interphasen bestehend aus PA66 sowie einer Kombination aus PA66 und PCL gegenüber Schalen ohne Zwischenschicht.

FTV werden vergleichend mit Faser-Duroplast-Verbunden (FDV) von DAVIES et al. [129] sowie JEGLEY und LOPEZ [212] betrachtet. Ergebnisse der Impaktversuche werden von JEGLEY und LOPEZ [212] allerdings nicht diskutiert. DAVIES et al. [129] hingegen führen praxisnahe Implosionsversuche an vorgeschädigten duroplastischen und thermoplastischen CF-verstärkten Zylindern mit Aluminiumendkappen durch. CF-PEEK-Behälter zeigen eine geringere Schädigungsfläche im Vergleich zu CF-EP-Behältern nach transversaler Schlagbelastung, vgl. Bild 2.10.

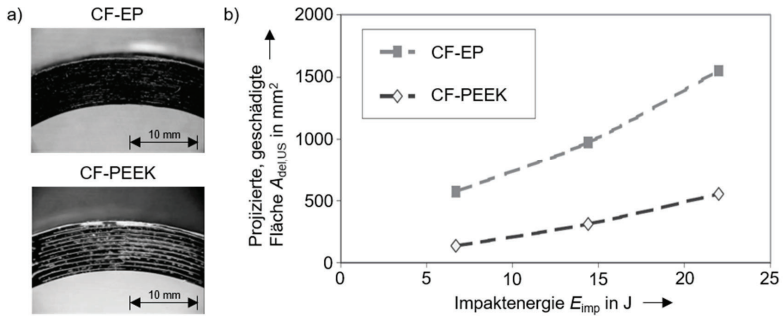


Bild 2.10: Schlagbelastete CF-EP- und CF-PEEK-Zylinder mit unterschiedlicher CF und FVG für Unterwasseranwendungen: a) Schlifffbilder in Kombination mit kontrasterhöhender Farbeindringprüfung in Umfangsrichtung der Zylinder bei einer Impaktenergie von etwa 15 J und b) geschädigte Fläche aus Ultraschallanalysen in Abhängigkeit der Impaktenergie. Der FTV zeigt deutlich geringe Schädigungen (aufbereitete Darstellung aus [129]).

Vorspannung

Allgemein sehen sich im Betrieb befindliche Strukturen einem Kollektiv von mechanischen, thermischen und weiteren Lasten ausgesetzt. Die Beanspruchung kann statisch, zyklisch oder dynamisch erfolgen. Schlagbelastungen treten häufig zusätzlich zu den eigentlichen Betriebslasten auf. Dann liegt bereits vor der Impaktierung eine Grundbeanspruchung vor, welche die weitere Belastbarkeit der Struktur verändert. Je nach Art der Einspannung und Lastaufbringung werden in konvexen Schalen primär Druck- [171] und Biegespannungen [31,211] induziert. An Zylindern ist eine Vorspannung durch Innendruck [190,191] und durch ein äußeres Torsionsmoment [194,195] bekannt.

Fasermaterial

In Studien zur Schlagbelastbarkeit gekrümmter FKV werden häufig Glas- [31,36,156, 158,159,168,169,172–174,176,182–193,205,206,208,211] und Kohlenstofffasern [51, 129,153–155,157,160–167,171,177–179,182,193–204,207,209,210,212], z. T. Aramidfasern [170,203,204] verarbeitet. Selten ist der Einfluss des Fasermaterials an gekrümmten Strukturen direkt identifizierbar, da sich eine Vielzahl an Laminat- und Prüfkenngrößen gleichzeitig ändern. Lediglich SEVKAT und TUMER [193] betrachten die Schlagbelastbarkeit von im Wickelverfahren hergestellten GF-EP-, CF-EP und

hybriden GF/CF-EP-Zylindern. Visuell und anhand der berechneten absorbierten Energie zeigen die CF-EP-Rohre die größte Schlagbelastbarkeit, gefolgt von den hybriden und den GF-EP-Rohren.

Faserarchitektur

Die Faserarchitektur beschreibt im Folgenden die in jeder Einzelschicht vorliegende geometrische Form der Faserbündel (Garne, *Rovings*). Mit Ausnahme von Fertigungsfehlern treten gezielt herbeigeführte Faserwelligkeiten (Ondulationen) auf, wenn Kreuzungspunkte von Faserbündeln vorzufinden sind. Der Grad der Faserondulation wird durch Wahl des Halbzeugs (z. B. unidirektionale Bänder, Gelege, Gewebe) und des Fertigungsverfahrens (z. B. Autoklav-, Flecht-, Wickeltechnik) festgelegt. Einzig SENN [204] stellt die Schlagbelastbarkeit von CF-EP-Schalen mit unidirektionalen Einzelschichten AF-UP-Schalen bestehend aus Gewebeschichten gegenüber. Der Einfluss des Matrixsystems wird hierbei von der jeweiligen lasttragenden Faserarchitektur dominiert. Mehrschichtverbunde aus Gewebelagen verhalten sich aufgrund deren lokal begrenzter Schädigung schadenstoleranter als Mehrschichtverbunde bestehend aus unidirektionalen Einzelschichten.

Lagenaufbau

Untersuchungen an schlagbelasteten, gekrümmten Strukturen betrachten

- Kreuzverbunde (KV) [31,157–160,168,169,178,179,201,202,204,211],
- ausgeglichene Winkelverbunde (AWV) [36,129,157,170,173,174,176,183–187,190–197,201–203,205–208],
- quasiisotrope Lagenaufbauten (QI) [51,161–167,171,182,194,195,200,204] und
- sonstige multidirektionale Lagenaufbauten (MD) [153–155,166,177,180,182,188,189,198,199,209,210,212].

Vergleichende Untersuchungen werden hingegen nur von wenigen Autorengruppen an gekrümmten Strukturen durchgeführt, vgl. Anhang A.1.5. Dabei ist festzustellen, dass konvexe Schalen mit quasiisotropen Lagenaufbauten [204] und AWV [201,202] gegenüber KV bei niedrigeren Impaktenergien erste Schädigungen aufweisen. Dies gilt unabhängig von der Faserarchitektur [204]. Weiterhin geht aus den Kraft-Verformungs-Kurven von MINAK et al. [194,195] für Zylinderschalen hervor, dass die

DTL für AWW bei höheren Werten im Vergleich zu quasiisotropen Laminaten liegt. Die Schädigung des AWW ist größer, da in diesem Fall zwischen jeder Einzellage ein Sprung des Faserwinkels von 90° vorliegt. Bei den quasiisotropen Lagenaufbauten sind die Winkelsprünge in Anzahl und Höhe geringer.

2.5 Fazit zum Stand der Forschung und Forschungsbedarf

Ein Einfluss der Strukturkrümmung (Geometrie) und des Matrixsystems (Werkstoff) auf die Schlagbelastbarkeit von FKV wird in einigen Studien, allerdings getrennt voneinander, nachgewiesen:

– **Werkstoff**

Einflussgrößen auf die grundlegenden mechanischen und hygrothermischen Eigenschaften der Matrix sind bekannt. Deren Auswirkung bei LVI wird in einigen Studien betrachtet, deutlich weniger durch direkte Gegenüberstellung von FKV mit duroplastischer und thermoplastischer Matrix. Insbesondere der in der Praxis relevante Feuchteinfluss und der kombinierte Einfluss von Feuchte und Temperatur während des Impakts finden wenig Betrachtung. Darüber hinaus liegen kaum Erkenntnisse zu Relaxationseffekten nach Impakt vor. Obwohl dieses Verhalten maßgeblich vom Matrixsystem bestimmt wird, ist keine Abgrenzung von duroplastischen und thermoplastischen Verbundwerkstoffen unter Berücksichtigung verschiedener Umgebungszustände bekannt.

– **Geometrie**

Untersuchungen zur Schlagbelastbarkeit von gekrümmten Strukturen erfolgen nahezu ausschließlich an Bauteilen mit duroplastischem Matrixsystem. Durch eine hohe Vielfalt an untersuchten Laminatkonfigurationen sowie geometrischen und prüftechnischen Randbedingungen, welche meistens nicht im Detail beschrieben sind, ist eine Vergleichbarkeit der Ergebnisse z. T. nicht gegeben. Fehlende standardisierte Methoden sowie die geringe Anzahl an gleichartig durchgeführten Untersuchungen erschweren eine erkenntnisbasierte Kategorisierung des Krümmungseinflusses. Auch deshalb sind gegensätzliche Aussagen zum Einfluss der Strukturkrümmung von FKV unter LVI vertreten. Der Stand der Forschung unter Betrachtung des zeitlichen Erscheinens und entsprechend dem jeweiligen Fokusthema ist in Bild 2.11 anhand einer Literaturlauswertung klassifiziert.

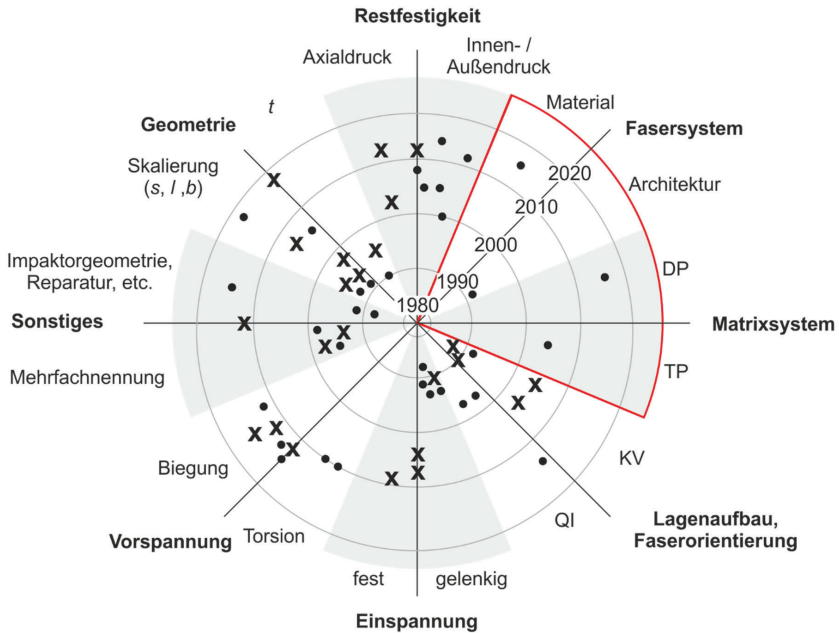


Bild 2.11: Zeitabhängige Repräsentation („Jahresringe“) des Forschungsstands zum Thema schlagbelastete, gekrümmte FKV. Dargestellt ist eine Kategorisierung nach den wichtigsten Fokusthemen der experimentellen Untersuchungen (Kategorie und Beispielkategorie). Mehrere gleichwertige Fokusthemen sind unter der Beispielkategorie „Mehrfachnennung“ dokumentiert; Literatur mit nicht zutreffenden Beispielkategorien befinden sich auf den Achsen der jeweiligen Kategorien. Hervorgehoben (X) sind alle Quellen aus wissenschaftlichen Journalen, welche explizit die Strukturkrümmung grundlegend analysieren, kategorisiert unter dem Thema, welches neben der Krümmung verstärkt adressiert wird. Der Einfluss von Faser- und Matrixwerkstoff ist an gekrümmten, schlagbelasteten Strukturen unzureichend erforscht (rot markierter Bereich).

Folglich zielt die vorliegende Arbeit darauf ab, den kombinierten Einfluss von Werkstoff (Matrixsystem) und Geometrie (Krümmung) auf die Schlagbelastbarkeit von FKV zu quantifizieren. Aus den Erkenntnissen in der Literatur leiten sich vier zentrale Forderungen der vorliegenden Arbeit ab:

- Hygrothermisch sensitive Werkstoffe zeigen auch unter Schlagbelastung eine nicht zu vernachlässigende Feuchte- und Temperatursensitivität. Dies kann Auswirkungen auf die Schädigungsgröße und die in der Praxis angewandte visuelle Sichtbarkeit einer Schlagschädigung haben. Die Arbeit trägt dazu bei,

den Wissensstand über die **Eindringtiefenrelaxation** in Abhängigkeit des Matrixsystems und dessen **Konditionierung** zu erweitern.

- Die Strukturkrümmung hat einen signifikanten Einfluss auf die Schlagbelastbarkeit von FKV. Konkave Strukturen stellen dabei die mechanisch unkritische Geometrie dar. Zusätzlich sind diese wenig praxisrelevant. Die vorliegende Arbeit betrachtet daher **Platten** als Referenzgeometrie **und einfach konvex gekrümmte Schalen**. Ein Durchschlagen der Schalen wird nicht betrachtet.
- Die Einspannbedingung beeinflusst die Strukturantwort maßgeblich. Die vorliegende Arbeit muss daher unabhängig von Werkstoff und Krümmung eine **reproduzierbare Einspannung** sicherstellen.
- Trotz der hohen Bedeutung des Matrixsystems bei transversaler Schlagbelastung existieren keine grundlagenorientierten Studien an gekrümmten FTV. Die vorliegende Arbeit adressiert das Verhalten von **Faser-Thermoplast-Schalen** unter LVI.

3 Methodenentwicklung und Versuchstechniken

Zur ganzheitlichen Untersuchung des Einflusses von Matrixsystem und Strukturkrümmung auf die Schlagbelastbarkeit von FKV im Bereich eines LVI werden PK bestehend aus unterschiedlichen Werkstoffen und mit verschiedenen Geometrien betrachtet. Diese vorhandene Bandbreite erfordert eine konsistente Vorbereitung, Durchführung und Auswertung der numerischen und experimentellen Charakterisierung. Die dabei angewandten, eigens entwickelten und optimierten Methoden werden im Folgenden dargelegt.

3.1 Simulationsmethodik

Zur Ableitung gekrümmter PK-Geometrien sowie zur unterstützenden Interpretation von Versuchsergebnissen werden Finite Elemente (FE-) Simulationen genutzt. Interlaminares Versagen wird durch Kohäsivkontakte zwischen allen Einzelschichten mit Faserwinkeldifferenz (FWD) im Einflussbereich des Impaktors vorgesehen. Das zugrundeliegende Mixed-Mode-Verhalten wird in Normalen- und Tangentialrichtung jeweils mit einem bilinearen Spannungs-Verschiebungs-Gesetz abgebildet, wobei Schädigungsbeginn mit einem quadratischen Verschiebungskriterium und Schädigungsfortschritt mit einem quadratischen Energiefreisetzungskriterium berechnet werden [213]. Spannungsinteraktionen in Kombination mit einem intralaminaren Degradationsverhalten auf Einzelschichtebene bleiben gleichermaßen unberücksichtigt wie ein nichtlineares, dehnratenabhängiges Werkstoffverhalten. Die Simulationsergebnisse erheben daher den Anspruch, qualitative Abschätzungen und Erkenntnisse zu liefern, jedoch nicht die Laminatschädigung quantitativ zu prognostizieren.

Ingenieurskonstanten und interlaminares Risszähigkeiten für den in dieser Arbeit betrachteten CF-verstärkten, thermoplastischen Werkstoff werden der Literatur entnommen [213]. Fehlende Kennwerte werden mittels klassischer Laminattheorie unter Berücksichtigung von gemessenen Kennwerten (z. B. FVG) und Datenblättern [215,216] berechnet. Mit Ausnahme der physikalisch plausiblen interlaminaren Energiefreisetzungsraten werden alle weiteren Eigenschaften des Kohäsivkontakts, nämlich beanspruchungsabhängige Steifigkeiten und Maximalspannungen, anhand der Versuchskurven von WAGNER et al. [214] kalibriert, vgl. Bild 3.1. Die geometrischen

Abmaße der PK zur Simulation der G_{1c} - und G_{2c} -Versuche, insbesondere die Anfangsrissslänge, sind den entsprechenden Normen entnommen [217,218]. Zugleich erfolgt im Rahmen der Coupon-Simulationen eine Optimierung der Netzfeinheit und der Anzahl der aufgetragenen Lastschritte (Konvergenzstudie), welche dann für den Mittenbereich des Impactmodells übernommen werden. Für zeiteffiziente Simulationen werden bei Symmetrie von Geometrie, Randbedingungen und Lagenaufbau Viertelmodelle verwendet. Bei Bedarf werden Detailanalysen in einem Mittenbereich von 40 mm x 40 mm durch Anwendung der Submodellierungstechnik durchgeführt, z. B. für Anstrengungsanalysen nach PUCK.

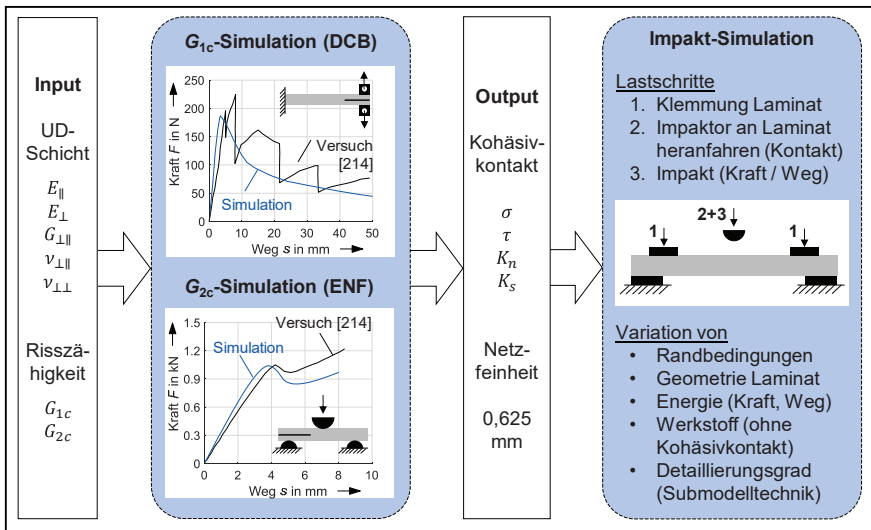


Bild 3.1: Impact-Simulationsmethodik.

Bei Betrachtungen im linear-elastischen Bereich der Impact-Simulation werden Modelle ohne Kohäsivkontakte analysiert, um von etwa 99 % kürzeren Rechenzeiten zu profitieren. Alle Berechnungen erfolgen mittels eines impliziten Gleichungslösers der FE-Software *ANSYS Mechanical*, Version 17.0.0, sofern nicht abweichend erwähnt. Zahlenwerte der in die Simulationen einfließenden Kenngrößen sind in Anhang A.2.1 hinterlegt.

3.2 Untersuchte Werkstoffe

Die grundlegenden Ziele dieser Arbeit beschränken sich nicht ausschließlich auf gängige Materialkonfigurationen aus dem Luftfahrtbereich, sondern schließen verschiedene duroplastische und thermoplastische Matrixsysteme ein:

- Duroplast: Epoxidharze
- Thermoplast: Polyamide, Polyetherketone

Die Faser-Duroplast-Kombinationen dienen dabei als Referenzwerkstoffgruppe. Dies ist darauf zurückzuführen, dass Epoxidharze einen Großteil der in der Luftfahrt eingesetzten Matrixsysteme repräsentieren [71]. Im Sinne einer gesteigerten Schlagzähigkeit werden diesen Verbunde mit thermoplastischen Matrixsystemen gegenübergestellt. Dabei wird sowohl ein eher dem Automobilbereich zugeordnetes Polyamid 66 als auch ein eher dem Luftfahrtbereich zugeordnetes Polyetheretherketon als Matrixwerkstoff betrachtet [71,219]. Für die vorliegende Arbeit ergeben sich somit vier Faser-Matrix-Kombinationen, vgl. Tabelle 3.1.

Tabelle 3.1: Untersuchte Faser-Matrix-Kombinationen.

Material	Faser		Matrix	
	Architektur	Bezeichnung	System	Bezeichnung
GF	Gewebe, 2/2 Köper (E-Glas, 290 g/m ²)	HexForce® 01202 1000 TF970 (Hexcel)	EP	RIMR 935/ RIMH 936 (Hexion)
GF	Gewebe, 2/2 Köper (E-Glas, 290 g/m ²)	HexForce® 01202 1000 TF970 (Hexcel)	PA66	Ultramid® A34, Folie (BASF)
CF	unidirektional (HTS, 12k, 134 g/m ²)	HexPly® 6376C-HTS (12K)-5-35% (Hexcel) *	EP	HexPly® 6376C-HTS (12K)-5-35% (Hexcel) *
CF	unidirektional (HTS, 12k, 145 g/m ²)	Tenax®-TPUD-PEEK- HTS45 (TohoTenax) *	PEEK	Tenax®-TPUD-PEEK- HTS45 (TohoTenax) *

* Faser-Matrix-Halbzeug (Prepreg, Tape)

Für alle Faser-Matrix-Kombinationen erfolgt keine gesonderte Anpassung der Faserschichte an das Matrixsystem. Eine Charakterisierung der Faser-Matrix-Anbindung findet nicht statt. Abgesehen davon sind werkstoffliche Unterschiede der GF-verstärkten Lamine ausschließlich auf das Matrixsystem zurückzuführen. Aufgrund eines vergleichbaren Fasertyps gilt dies auch für die CF-verstärkten Halbzeuge. Auffällig ist, dass insbesondere die matrixdominanten Festigkeiten des FTV (Quer-Zug, Quer-Längs-Schub) dem FDV deutlich überlegen sind, vgl. Tabelle 3.2.

Tabelle 3.2: Ausgewählte Steifigkeiten und Festigkeiten der UD-Schicht der CF-verstärkten Halbzeuge aus der Literatur [18,216,220,221] inklusive prozentualer Abweichung.

	Steifigkeiten			Festigkeiten			
	E_{\parallel}^+	E_{\parallel}^-	$G_{\perp\parallel}$	R_{\parallel}^+	R_{\parallel}^-	R_{\perp}^+	$R_{\perp\parallel}$
	N/mm ²	N/mm ²	N/mm ²	N/mm ²	N/mm ²	N/mm ²	N/mm ²
CF-EP	140000	112000	5300	2215	1769	64	98
CF-PEEK	142000	130000	5500	2450	1545	88	144
Abweichung in %	+ 1,43	+ 16,1	+ 3,77	+ 10,6	- 12,7	+ 37,5	+ 46,9

3.3 Untersuchte Geometrien

In dieser Arbeit werden Platten entsprechend anzuwendenden Normen zur Bestimmung der Schlagbelastbarkeit [26–28] mit den flächigen Abmaßen von 150 mm x 100 mm sowie einfach konvex gekrümmte Schalen impaktiert. Die ebenen PK dienen als Referenzgeometrie.

3.3.1 Geometrische Kenngrößen

Die Ableitung gekrümmter PK-Geometrien setzt folgende geometrische Beschreibungen zur Abgrenzung gegenüber ebenen Strukturen voraus.

Krümmung

Eine flächige Struktur ist gekrümmt (Schale), wenn eine lokale, geometrische Abweichung von einer Ebene (Platte) vorliegt. An jeder Position der Struktur existieren zwei Hauptkrümmungen. Im Folgenden werden einfach gekrümmte Strukturen betrachtet, d. h. eine Hauptkrümmung nimmt den Wert null an. Damit reduziert sich die Komplexität der mathematischen Beschreibung, da eine zweidimensionale Betrachtung in der Krümmungsebene genügt. Die Krümmung κ wird lokal durch den Kehrwert des Krümmungsradius r_k in einem Punkt P ermittelt. Dort wird die Krümmung durch einen tangential anliegenden Kreis approximiert. Liegen diese Kreise oberhalb der gekrümmten Struktur, zeigt der Radius vom Kreismittelpunkt zum Punkt P in negative y-Achsenrichtung, vgl. Bild 3.2. Diese Radien werden daher im Folgenden mit einem negativen Vorzeichen gekennzeichnet. Durch die vektorielle Schreibweise kann die Krümmung sowohl positive als auch negative Werte annehmen:

- $\kappa < 0$: konkave Schale
- $\kappa = 0$: Platte
- $\kappa > 0$: konvexe Schale, Kreiszyinderschale

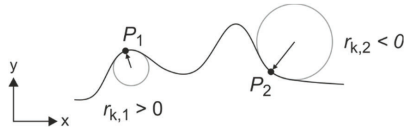


Bild 3.2: Schematische Schnittansicht einer einfach gekrümmten Schale mit Angabe der Krümmungsradien an zwei Punkten.

Im Falle der Kreiszyinderschale wird häufig der Zylinderdurchmesser d zur geometrischen Beschreibung verwendet:

$$\kappa = \frac{1}{r_k} = \frac{2}{d} \quad (3.1)$$

Ellipsengeometrie

Zur mathematischen Beschreibung einfach gekrümmter Flächen sind Schnittansichten in der Krümmungsebene hinreichend, vgl. Bild 3.2. Dabei können z. B. Kreise, Ellipsen, Parabeln oder Polynome (*Splines*) zur Approximation solcher Schnittansichten genutzt werden. In dieser Arbeit sind insbesondere elliptische Querschnitte für die Ableitung gekrümmter PK-Geometrien von Bedeutung (vgl. Unterabschnitt 3.3.2).

Eine Ellipse ist auf ihrer Hauptachse durch deren Hauptscheitel A_1 und A_2 sowie auf ihrer Nebenachse durch deren Nebenscheitel B_1 und B_2 begrenzt. Der Abstand vom Ursprung zum Hauptscheitel entspricht der großen Halbachse a , der Abstand des Ursprungs zum Nebenscheitel wird als kleine Halbachse h gekennzeichnet, vgl. Bild 3.3. Eine Ellipse ist durch deren beiden Brennpunkte F_1 und F_2 eindeutig definiert. Denn Ellipsen umfassen alle Punkte P , deren Summe der Abstände zu den zwei Brennpunkten der doppelten Länge der großen Halbachse a entspricht:

$$\overline{F_1P} + \overline{F_2P} = 2a \quad (3.2)$$

Ellipsen können durch eingeschriebene Kreise in den Scheitelpunkten beschrieben werden. Infolge der doppelten Symmetrie sind zwei unterschiedliche Scheitelkrümmungsradien ableitbar:

$$r_{\kappa,A} = \frac{h^2}{a} \quad ; \quad r_{\kappa,B} = \frac{a^2}{h} \quad (3.3)$$

Die Sonderform der Ellipse stellt der Kreis mit einem Scheitelkrümmungsradius dar. [222]

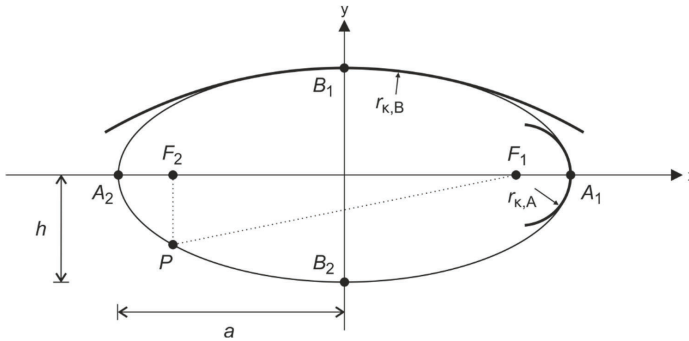


Bild 3.3: Verwendete Parameter zur geometrischen Beschreibung einer Ellipse.

Ellipsen sind ähnlich zueinander, wenn diese durch Kongruenzabbildungen (Spiegelung, Verschiebung, Drehung, Schubspiegelung) und zentrische Streckungen transformiert werden können [222]. Dabei können sich die Krümmungsradien $r_{k,A}$ und $r_{k,B}$ verändern. Eine Invariante der Ellipse hingegen bildet die numerische Exzentrizität ε :

$$\varepsilon = \sqrt{1 - \frac{h^2}{a^2}} \quad (3.4)$$

Diese eignet sich zur Beschreibung der Ellipsenform [223]. Durch Betrachtung des Radikands ist ein konstantes Halbachsenverhältnis h/a bei gleicher Gestalt der Ellipse festzustellen.

Koordinatensysteme

Unabhängig vom Lagenaufbau orientiert sich das globale Laminat-Koordinatensystem an den PK-Kanten. Die lange Kante entspricht der PK-Längsachse (x-Richtung). Bei Schalen folgen x- und z-Richtung zusätzlich der einfach gekrümmten Kontur des PK. Die z-Richtung ist in Dickenrichtung der jeweiligen Platte oder Schale orientiert. Die globale y-Richtung ergibt sich entsprechend eines kartesischen Rechtskoordinatensystems. Die x-Richtung entspricht der 0° -Richtung des Schicht-Koordinatensystems. Positive Faserwinkel ergeben sich durch Drehung des Schicht-Koordinatensystems in mathematisch positive Richtung, vgl. Bild 3.4. Der Ursprung der Koordinatensysteme befindet sich jeweils im geometrischen Schwerpunkt.

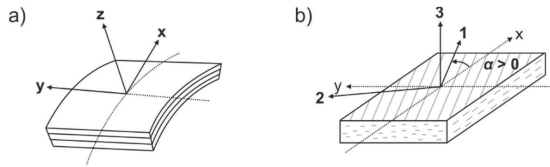


Bild 3.4: a) Laminate-Koordinatensystem (x, y, z) am Beispiel eines Schalenelements und b) Schicht-Koordinatensystem $(1, 2, 3)$ am Beispiel eines Plattenelements.

3.3.2 Ableitung einer gekrümmten Probekörpergeometrie

Aufbauend auf grundlegenden Schädigungsmechanismen an ebenen Referenz-PK entsprechend anzuwendenden Normen [26–28] werden einfach gekrümmte PK-Geometrien abgeleitet, da keine Vorschriften zur Untersuchung der Schlagbelastbarkeit gekrümmter Strukturen existieren. Um nicht nur eine Vergleichbarkeit mit Platten zu gewährleisten, sondern den Krümmungseinfluss quantifizieren zu können, werden drei, sich in ihrer Krümmung unterscheidende, Schalenstrukturen konzipiert. Alle Schalen müssen vier zentralen Anforderungen entsprechen, welche aus dem Stand der Forschung (vgl. Unterabschnitt 2.4.2) und aus anwendungsbezogenen Überlegungen entspringen. Deren Erfüllung wird im Folgenden in Prioritätsreihenfolge skizziert:

- **Gleichartige, reproduzierbare Einspannung für alle Geometrien**

Konstante Einspanbedingungen sind für die Vergleichbarkeit des Versagensverhaltens unter Schlagbelastung entscheidend [224]. Da die Platten (Referenzgeometrie) mittels Kniehebelspannern vertikal an vier Positionen auf ihrer Oberfläche geklemmt werden, vgl. Bild 3.16 c) (Unterabschnitt 3.7.1), sind auch für gekrümmte PK (abgeleitete Geometrie) ebene Bereiche zur Klemmung vorgesehen. Ebenso werden gleiche PK-Abmaße gewählt. Diese beziehen sich im Falle der Schalenstrukturen auf deren projizierte Grundflächen.

- **Betrachtung von potenziell nicht konservativen Geometrien**

Aus dem Stand der Forschung ist bekannt, dass eine konvexe Krümmung die kritische Geometrie unter Schlagbelastung darstellt. Dies wird bereits durch Überführung einer niedrigerenergetischen Schlagbelastung in einen quasi-statischen Biegelastfall im Rahmen der Euler-Bernoulli-Balkentheorie (schubstarrer Balken) deutlich, vgl. Bild 3.5. Während sich bei einer Platte eine lineare Normalspannungsverteilung über dem Querschnitt ausbildet, zeigen konvex

gekrümmte Strukturen einen hyperbolischen Spannungsverlauf mit einer Verschiebung der neutralen Faser zur zugbeanspruchten Seite [225]. Anhand der äußeren Bereiche der konvex gekrümmten Struktur wird klar, dass die Normalspannungen nicht mehr auf einer Wirkungslinie liegen. Im Gegensatz zur Platte agieren sie unter einem Winkel zueinander und induzieren dadurch jeweils nach außen gerichtete Aufziehspannungen. Diese Zugspannungen begünstigen in einem Laminat die Entstehung und Ausbreitung von Delaminationen [70].

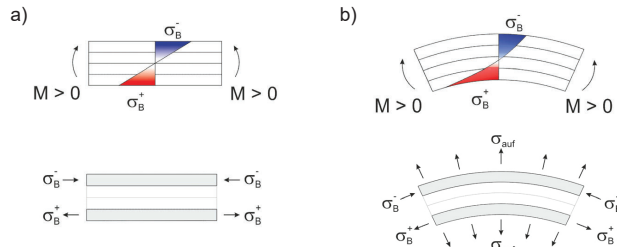


Bild 3.5: Biegebelastung einer a) Platte und b) konvexen Schale im Vergleich: Aufziehspannungen begünstigen die Entstehung und Ausbreitung von Delaminationen an konvex gekrümmten Strukturen.

– Praxisrelevante Kontur

Schlagbelastungen treten meist an konvex gekrümmten Außenbereichen eines Flugzeugs auf, vgl. Bild 3.6. Die Krümmungsradien variieren dabei stark, v. a. in Abhängigkeit der Größe und der Impaktposition des Strukturbauteils (z. B. Rumpfdurchmesser im Vergleich zur Flügelvorderkante des Höhenleitwerks).

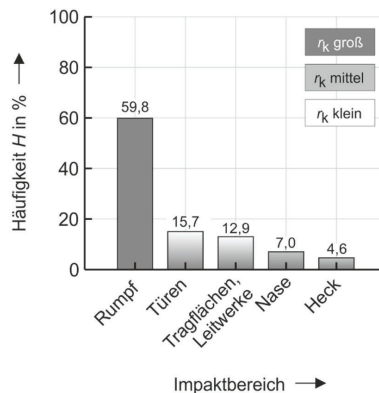


Bild 3.6: Impactstatistik einer Airbus-Flugzeugflotte bestehend aus 77 Flugzeugen mit 1324 Schlagschäden [23] überlagert mit einer eigenen Klassifikation der jeweils vorzufindenden Krümmungsradien r_k .

Mit Ausnahme der Nasen und Hinterkanten der aerodynamischen Stellflächen von Flügel, Höhen- und Seitenleitwerk sind überwiegend schwache bis mittlere Krümmungen vorzufinden.

– **Einfache, mathematische Beschreibbarkeit der Kontur**

Meistens liegen keine konstanten Krümmungsradien an den Außenflächen eines Flugzeugs vor, sondern Freiformflächen, welche durch Polygone höherer Ordnung abgebildet werden können. Diese Konturen ergeben sich aus strukturellen, aerodynamischen und fertigungstechnischen Restriktionen. Um jedoch einen Kompromiss zwischen einer praxisrelevanten Kontur und zugleich einer einfachen, mathematischen Beschreibbarkeit sicherzustellen, werden elliptische Formen gewählt. Diese schließen im Bereich mittlerer Krümmungen die Kreisform als Sonderfall mit ein.

Die Umsetzung der aufgeführten Einzelmaßnahmen führt zu konvex gekrümmten Schalenstrukturen, welche ausgehend von der Plattengeometrie einen einfach gekrümmten Mittenbereich besitzen. Einfach gekrümmt heißt, dass unendlich viele gleichartige Schnitte parallel zur x-z-Ebene existieren, vgl. Bild 3.7.

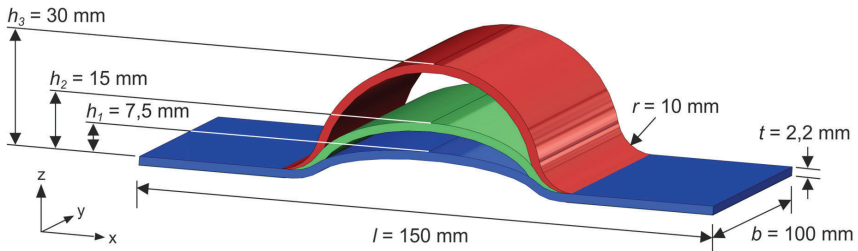


Bild 3.7: Überlagerte Darstellung der drei gewählten Ellipsengeometrien mit einer projizierten Grundfläche von 150 mm x 100 mm. [226]

Durch die in PK-Längsrichtung eben auslaufenden Bereiche kann die Normeinspannung der Plattengeometrie [26–28] verwendet werden. Eine Modifikation des Prüfaufbaus ist daher nicht notwendig. Dies führt dazu, dass alle PK eine rechteckige projizierte Grundfläche von 150 mm x 100 mm besitzen. Die relevante PK-Krümmung im Mittenbereich wird durch Ellipsen abgebildet. Dabei wird die Ellipsenform durch den Sekundärradius der Ellipse im Scheitel der PK beschrieben. Dort befindet sich auch die Symmetrieebene in Längsrichtung der PK. Die Länge der großen Halbachse a ist für alle Geometrien konstant. Gleichmaßen wird die Spannweite des elliptisch

geformten Bereichs s (näherungsweise) konstant gehalten. Der Ellipsenbogen mündet jeweils tangential in Radien von 10 mm, welche den Übergang zu den ebenen Bereichen der gekrümmten PK darstellen. Die drei schwach bis mittel ausgeprägten Krümmungen unterscheiden sich wie folgt: Ausgehend von einer geringen Krümmung wird der Radius des Nebenseitels r_k von PK zu PK jeweils halbiert, die Länge der kleinen Halbachse h verdoppelt sich. Dies führt zu einer Kreiskontur des am stärksten gekrümmten PK, vgl. Bild 3.8.

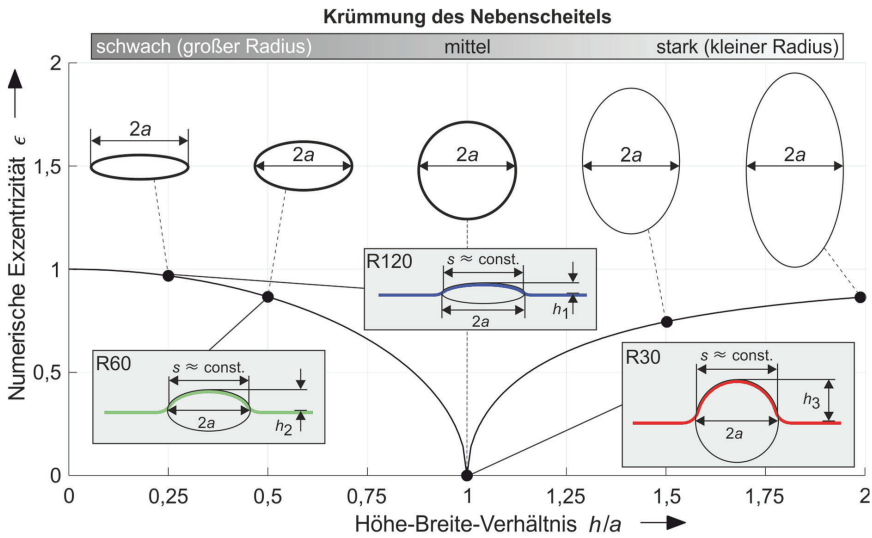


Bild 3.8: Klassifikation der Krümmung am Beispiel der gewählten Ellipsengeometrien (R120, R60, R30). Stark gekrümmte Strukturen werden in dieser Arbeit nicht betrachtet. Durch Kenntnis der Invarianten der eingeschriebenen Ellipsen (numerische Exzentrizität ϵ , Verhältnis Höhe zu Breite h/a) ist eine geometrische Skalierbarkeit der Ergebnisse auf reale Strukturen gegeben.

Da im Rahmen der Fertigung potenziell leicht unterschiedliche Wanddicken in Abhängigkeit der Faser-Matrix-Kombination auftreten können, bezieht sich die geometrische Beschreibung auf die konvexe Seite des PK. Damit ist sichergestellt, dass alle gekrümmten PK auf der geometrisch gleichen Außenkontur impaktiert werden, vgl. Anhang A.2.2.

Zur geometrischen Vergleichbarkeit dieser generischen PK-Geometrien mit realen Strukturbauteilen ist die alleinige Angabe des Krümmungsradius nicht zielführend, da sich dieser bei einer Skalierung des PK verändert. Durch Angabe der numerischen

Exzentrizität oder dem Halbachsenverhältnis als Invarianten der Ellipsen liegt hingegen eine geometrische Übertragbarkeit auf Strukturbauteile in der Praxis vor, vgl. Tabelle 3.3. Eine ähnliche PK-Kontur, allerdings für sehr dünnwandige und z. T. im Scheitel kollabierende Strukturen, wird von LIU und SCHULZ [168,169] im Rahmen von Impaktversuchen verwendet. Die drei unterschiedlich stark gekrümmten Bereiche besitzen keine Ellipsen-, sondern ausschließlich Kreiskonturen. Hintergründe zur Ableitung der Geometrien werden nicht genannt.

Tabelle 3.3: Relevante, geometrische Kenngrößen der elliptischen PK. Die Kontur der im Mittembereich einfach konvex gekrümmten PK wird durch den Nebenscheitel der Ellipsen bestimmt. Zur Übertragbarkeit der Kontur auf gekrümmte Strukturbauteile ist insbesondere die numerische Exzentrizität maßgeblich.

Skizze	R120	R60	R30
Länge der großen Halbachse a in mm	30	30	30
Länge der kleinen Halbachse h in mm	7,5	15	30
Halbachsenverhältnis h/a in 1	0,25	0,5	1
Krümmungsradius r_k des Nebenscheitels in mm	120	60	30
Krümmung κ des Nebenscheitels in $10^{-2}\cdot\text{mm}^{-1}$	0,83	1,67	3,33
Numerische Exzentrizität ε in 1	0,968	0,866	0

3.4 Hergestellte Laminat

Die genannten Werkstoffe und Geometrien werden zu Laminaten mit bis zu zwei unterschiedlichen, mittensymmetrischen Lagenaufbauten verarbeitet: Kreuzverbunde und quasiisotrope Verbunde mit einer FWD von jeweils 45° zwischen zwei benachbarten Einzelschichten, vgl. Tabelle 3.4. Damit stehen vier verschiedene Matrixsysteme (2x EP, PA66, PEEK) und vier verschiedene Geometrien (1x Platte, 3x konvexe Schale) der über 200 Probekörper zur experimentellen Charakterisierung zur Verfügung. Infolge der verwendeten Konstituentenmaterialien ergeben sich neben den primär untersuchten Einflussfaktoren der Krümmung und des Matrixsystems weitere sekundäre Einflussparameter wie die Konditionierung, der Lagenaufbau und indirekt die Faserarchitektur (Analyse von Gewebe- und MD-Laminaten). Zusätzlich sind unterschiedliche Wanddicken und Fertigungsverfahren zu beachten.

Tabelle 3.4: Hergestellte Laminat im Überblick.

Laminatkonfiguration			Herstellung	Geometrie	
Faser-Matrix-Kombination	Lagenanzahl	Lagenaufbau	Verfahren	Radius in mm	PK-Wanddicken
GF-EP-Gewebe*	16	$[(+45/-45)/(0/90)]_{4s}$	RTM	∞	$3,52 \pm 0,01$ mm
GF-PA66-Gewebe*	16	$[(+45/-45)/(0/90)]_{4s}$	Autoklav	∞	$3,49 \pm 0,02$ mm
CF-EP-UD (*)	16	$(+45/0/-45/90)_{2s}$	Autoklav	∞	$2,08 \pm 0,04$ mm
CF-EP-UD	16	$(0/90)_{4s}$	Autoklav	∞	$2,07 \pm 0,01$ mm
CF-EP-UD	16	$(0/90)_{4s}$	Autoklav	120	$2,10 \pm 0,02$ mm
CF-EP-UD	16	$(0/90)_{4s}$	Autoklav	60	$2,15 \pm 0,03$ mm
CF-EP-UD	16	$(0/90)_{4s}$	Autoklav	30	$2,16 \pm 0,03$ mm
CF-PEEK-UD (*)	16	$(+45/0/-45/90)_{2s}$	Autoklav	∞	$2,26 \pm 0,06$ mm
CF-PEEK-UD	16	$(0/90)_{4s}$	Autoklav	∞	$2,26 \pm 0,04$ mm
CF-PEEK-UD	16	$(0/90)_{4s}$	Autoklav	120	$2,29 \pm 0,02$ mm
CF-PEEK-UD	16	$(0/90)_{4s}$	Autoklav	60	$2,28 \pm 0,04$ mm
CF-PEEK-UD	16	$(0/90)_{4s}$	Autoklav	30	$2,28 \pm 0,03$ mm

* (z. T.) vor Prüfung definiert konditioniert

Die Vielzahl an Einflussparametern ist so gewählt, dass sich bei Gegenüberstellung zweier Laminatkonfigurationen jeweils nur ein Parameter verändert und somit Einflüsse isoliert betrachtet werden können, vgl. Bild 3.9.

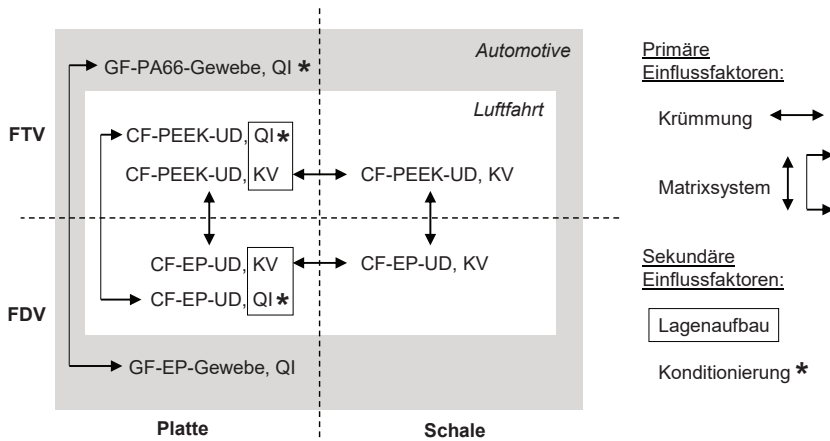


Bild 3.9: Vergleichsschema zur Identifikation primärer und sekundärer Einflussgrößen auf die Schlagbelastbarkeit der untersuchten Werkstoffe und Geometrien.

Bei Gegenüberstellung der Versuchsserien der CF-EP- und CF-PEEK-Verbunde fallen je nach Laminatkonfiguration höhere Wanddicken der thermoplastischen Platten und Schalen auf. Der Maximalwert von ca. 9 % höheren Wanddicken wird bei den ebenen Kreuzverbunden gemessen. Diese moderate Wanddickendifferenz ist bei der Halbzeugauswahl und -verarbeitung nicht zu eliminieren, wird allerdings, sofern erforderlich, bei der Auswertung der Untersuchungen berücksichtigt.

Bei der Herstellung gleicher Faser-Matrix-Kombinationen in unterschiedlichen Fertigungszyklen ist insbesondere bei Verbunden mit thermoplastischen Polymeren darauf zu achten, dass eine gleichbleibende Abkühlrate vorliegt. Diese beeinflusst maßgeblich den Kristallinitätsgrad des Matrixsystems und damit die mechanischen Eigenschaften des Verbunds [93–95,131,227]. Die Herstellung der Lamine erfolgt in Abhängigkeit der vorliegenden Halbzeuge

- mittels Harzinjektionsverfahren (*resin transfer infusion*, RTM) für alle Faserhalbzeuge, welche mit einer duroplastischen Matrix kombiniert werden (GF-EP),
- mittels Autoklavtechnik im *Film-Stacking*-Verfahren für alle Faserhalbzeuge, welche mit einer thermoplastischen Matrix kombiniert werden (GF-PA66) und
- mittels Autoklavtechnik im Handlaminierverfahren für alle Faser-Matrix-Halbzeuge (CF-EP¹, CF-PEEK).

Alle PK werden entsprechend ihrer (projizierten) Grundfläche mit einer Diamant-Kreissäge (Winter Maschinen und Diamantwerkzeuge GmbH, Typ AWS 350 SA) zugeschnitten¹.

3.4.1 Harzinjektionsverfahren

Zur Plattenfertigung im RTM-Verfahren wird das Werkzeug vorab mit dem zugeschnittenen, trockenen Faserhalbzeug in der gewünschten Schichtreihenfolge bestückt und evakuiert. Anschließend wird das mit 100 zu 29 Gewichtsanteilen vorgemischte Harz-Härter-Gemisch mit einem Druck von 6 bar bei einer Werkzeugtemperatur von 80 °C injiziert. Zur Aushärtung wird die Temperatur über einen Zeitraum von 3,5 h gehalten.

¹ Herstellung und Zuschnitt der CF-EP-Platten und -Schalen wurden durch das Labor Faserverbundtechnik der Ostbayerischen Technischen Hochschule Regensburg durchgeführt.

3.4.2 Autoklavtechnik

Zur Platten- und Schalenfertigung im Autoklav-Verfahren erfolgt der Lagenaufbau jeweils händisch mit den zugeschnittenen Halbzeugen auf eine Aluminiumgrundplatte (Unterform)

- durch Stapeln der duroplastischen Prepreg-Einzelschichten (CF-EP),
- durch Stapeln der thermoplastischen Tape-Einzelschichten, wobei benachbarte Lagen mittels einzelner Lötunkte entlang ihrer Bauteil-Symmetrieachsen zueinander fixiert werden (CF-PEEK) und
- durch alternierendes Stapeln von Faserhalbzeug und Thermoplastfolie, wobei die Anzahl und Dicke der Folienzuschnitte einem berechneten Ziel-FVG des Verbunds von 50 % entsprechen (GF-PA66).

Die jeweils abgelegten Lagenpakete werden mit einem Vakuumaufbau bestehend aus Abreißgewebe, Lochfolie, Sauggewebe, Vakuumfolie und Dichtband für die Herstellung im Autoklaven vorbereitet (*no bleed* Aufbau [8]). Bei FTV wird auf Abreißgewebe und Lochfolie verzichtet und stattdessen eine Oberform eingesetzt, vgl. Bild 3.10.

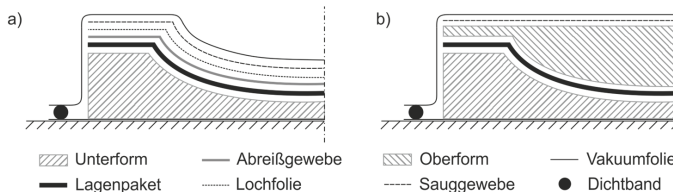


Bild 3.10: Schematische Darstellung des Vakuumaufbaus im Autoklaven für a) FDV und b) FTV am Beispiel der Schalenstrukturen.

Die mit Trennmittel beschichteten Ober- und Unterformen zur Fertigung der FTV werden mit einem Klebeband bei der Plattenherstellung und mit einer Hilfsvorrichtung bei der Schalenherstellung zueinander fixiert, sodass die dazwischen befindlichen Lagenpakete vollständig ummantelt sind. Dies verhindert ein Austreten der dünnflüssigen Thermoplastschmelze bei hohen Temperaturen. In Abhängigkeit von Werkstoff und Geometrie ergeben sich individuelle Fertigungscharakteristika, vgl. Bild 3.11.

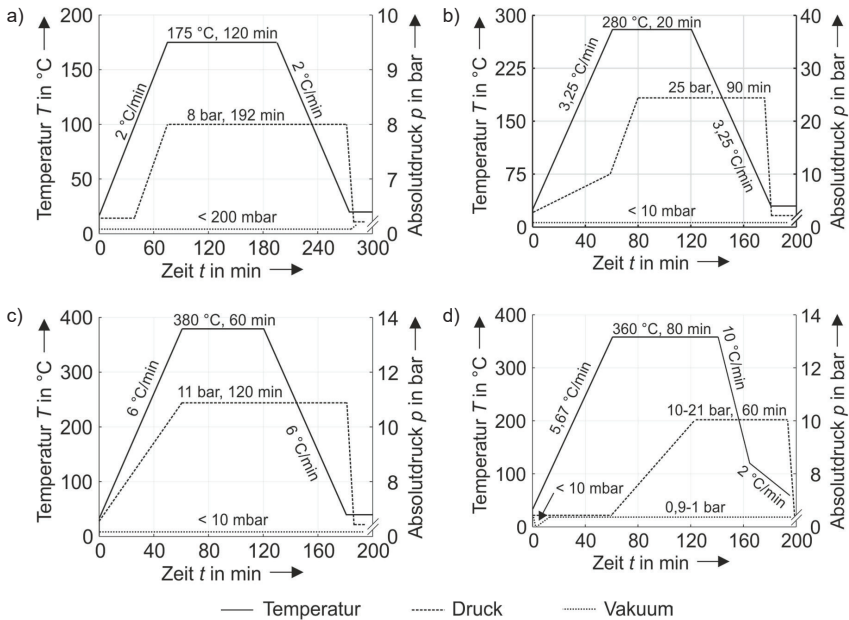


Bild 3.11: Autoklavzyklen zur Herstellung der a) CF-EP-Platten und -Schalen, b) GF-PA66-Platten, c) CF-PEEK-Platten und d) CF-PEEK-Schalen.

3.4.3 Besonderheiten bei der Herstellung von Faser-Thermoplast-Schalen

Die vorhandene Fertigungskomplexität der dreidimensionalen Schalengeometrie in Kombination mit einem nicht drapierfähigen Faser-Thermoplast-Halbzeug im Ausgangszustand erfordert die Entwicklung einer Hilfsvorrichtung sowie eine iterative Anpassung des Autoklavzyklus.

Tauchkantenwerkzeug

Reichen bei der Herstellung der Faser-Thermoplast-Platten dünnwandige Bleche als Ober- und Unterform aus, so sind bei den Schalenstrukturen massive Aluminiumober- und -unterformen zur Nachbildung der PK-Konturen erforderlich. Im Gegensatz zum biegeschlaffen CF-EP-Prepreg verhindert das biegesteife, thermoplastische CF-PEEK-Tape ein endkonturnahes Ablegen der Einzelschichten. Insbesondere in den kleinen Übergangsradien der stärksten PK-Krümmung können Faserbrüche nur sicher vermieden werden, wenn die Kontur erst nach dem Erweichen (Aufschmelzen) der thermoplastischen Matrix des dann biegeschlaffen Tapes abgeformt wird. Daher wird

ein Tauchkantenwerkzeug konstruiert, welches eine vertikale Relativbewegung von Ober- und Unterform zum Konsolidieren der Einzelschichten während des Autoklavzyklus sicherstellt. Zugleich wird eine laterale Verschiebung der Einzelschichten und der Formen zueinander verhindert, vgl. Bild 3.12.

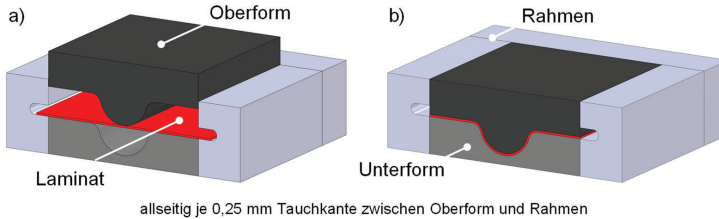


Bild 3.12: CAD-Schnittansicht des Tauchkantenwerkzeugs mit Oberform, Unterform, Laminat und Rahmen a) vor und b) nach PK-Fertigung im Autoklav am Beispiel der R30-Schalengeometrie.

Anpassung des Autoklavzyklus

Die Verwendung einer Hilfsvorrichtung zur Fertigung der FTV-Schalen bringt leichte Variationen des Autoklavzyklus mit sich:

- Ein Anlegen des Vakuums zu Fertigungsbeginn ist bei nicht oberflächengehärteter Aluminiumober- und -unterform möglich, jedoch mit beschleunigten Verschleißerscheinungen der Formen behaftet. Die steifen Fasern verursachen in Zonen großer Umlenkung eine hohe Verdichtung und damit hohe lokale Kontaktdrücke auf den Formen. Während des Aufheizvorgangs erweicht das Aluminium sukzessive, wohingegen das Lagenpaket unterhalb der Glasübergangstemperatur der PEEK-Matrix keinen signifikativen Steifigkeitsverlust aufzeigt. In der Folge entstehen Riefen in den Übergangsradien der weichen Aluminiumformen. Eine Reduktion oder ein Verzicht des ursprünglich angelegten Vakuums führt zu verschleißfreien Formen ohne Beeinträchtigung der Probekörperqualität (vgl. Abschnitt 4.1).
- Infolge der größeren Wanddicken der Formen zur Fertigung gekrümmter FTV würde sich bei gleicher Prozessführung eine zur Plattenherstellung zeitlich und örtlich abweichende Temperaturverteilung im Bereich der Lagenpakete einstellen. Unabhängig davon kann das inhomogene Temperaturfeld nicht

flächlich und direkt am Laminat gemessen werden. Folglich wird der Herstellprozess der Schalen derart iterativ angepasst, dass alle PK nach der Herstellung vergleichbare mechanische Eigenschaften zu den Platten aufweisen. Dies wird anhand des Kristallinitätsgrads überprüft.

- Ein erhöhter Autoklavdruck zum Umformen und Konsolidieren der steifen Lagenpakete von 20 bar wird empfohlen (statt 10 bar wie bei den Faser-Thermoplast-Platten). Infolge defekter und mittelfristig irreparabler Anlagentechnik kann dieser nicht durchgehend bereitgestellt werden. Daher wird die Fertigung der FTV-Schalen alternativ zweistufig bei reduziertem Autoklavdruck und sonst gleichen Parametern durchgeführt, wobei Umformen mit einer steifen Aluminiumoberform und Konsolidieren mit einem endkonturnahen Aluminiumblech erfolgen, vgl. Bild 3.13.

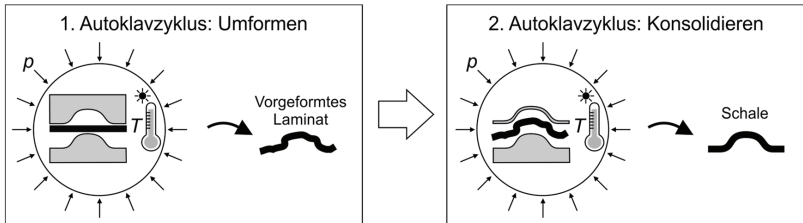


Bild 3.13: Schematischer Ablauf des zweistufigen Autoklav-Verfahrens zur Herstellung von Faser-Thermoplast-Schalen mit reduziertem Autoklavdruck von 9 bar.

3.5 Eingestellte Konditionier- und Prüfklimare

Konditionierung bezeichnet eine definierte Vorbehandlung von PK zur Sicherstellung vergleichbarer Prüfbedingungen. Dabei werden überwiegend der Feuchtegehalt und die Temperatur des PK eingestellt. Ziel der Konditionierung ist, neben der Vergleichbarkeit der Ergebnisse, während des Betriebs von Bauteilen auftretende Umgebungsbedingungen abbilden zu können. Allgemein werden neben dem Normklima (23 °C, 50 % r. F.) kritische Extrembedingungen untersucht, wie arktische (kalt, trocken) oder tropische (heiß, feucht) Klimate. Für Luftfahrtanwendungen leiten sich daraus durch Umweltwelteinflüsse verursachte Sicherheitsfaktoren ab (*environmental knock-down factors*, EKDF), z. B. durch Vergleich von Kenngrößen unter Normal- und Extremklima [24].

Die in dieser Arbeit verwendeten Faserwerkstoffe (Glas, Kohlenstoff) zeigen im Allgemeinen eine vernachlässigbare Abhängigkeit von Feuchte und Temperatur [70], wohingegen die Matrixwerkstoffe eine unterschiedliche Sensitivität aufweisen, vgl. Tabelle 2.1 (Unterabschnitt 2.4.1). Daher werden stark feuchte- und temperaturempfindliche Versuchsserien unter definierten klimatischen Bedingungen vorbereitet und durchführt, vgl. Tabelle 3.5. Alle übrigen PK werden vorab nicht definiert konditioniert, sondern bei jeweils vorherrschender Raumfeuchte und -temperatur gelagert und impaktiert (Umgebungs-klima). Unterjährige Stichprobenmessungen mittels eines Thermo-Hygrometers zeigen moderate Schwankungen bei undefinierter Lagerung (RT ca. 21–29 °C, relative Raumfeuchte ca. 25–55 %). Im Vergleich zum Normalklima wird daher bei nicht konditionierten Faser-Matrix-Kombinationen von einer geringen Feuchte- und Temperatursensitivität unter Schlagbelastung ausgegangen. Dieses Vorgehen steht in Einklang mit gültigen Normen für unverstärkte Kunststoffe [228]. Die Annahme wird anhand einer Versuchsreihe mit endlosfaserverstärkten Kunststoffen verifiziert (vgl. Unterabschnitt 4.4.1).

Unabhängig von der einzustellenden Feuchte und Temperatur erfolgt eine an verfügbare Kapazitäten angepasste Konditionierung in Anlehnung an anzuwendende Vorschriften für verstärkte [229–231] und unverstärkte [228,232,233] Kunststoffe. Auf ein Trocknen der PK, welches der Konditionierung i. d. R. vorgelagert ist, wird verzichtet. Stattdessen wird ausgehend von einem undefinierten Ausgangszustand der PK eine Konditionierung bis zur Massenkonstanz durchgeführt. Um diese v. a. bei dickwandigen PK schneller zu erreichen, wird bei erhöhten Temperaturen konditioniert. Dies beschleunigt die Feuchteaufnahme der Matrix [232]. Zugleich wird die Konditioniertemperatur für vergleichende Versuchsserien konstant gehalten, da ein Einfluss der Höhe der Temperatur bei sich wiederholenden Konditionierzyklen auf die Schlagbelastbarkeit bekannt ist [234].

Die in regelmäßigen Abständen gemessene PK-Masse ist ein Mittelwert von drei Wägungen. Sie wird jeweils bei RT bestimmt, um Masseschwankungen durch Wärmeübertragung während des Abkühlvorgangs der PK zu vermeiden. Massenkonstanz wird im Rahmen der vorliegenden Arbeit als eine maximale Abweichung der PK-Masse zwischen drei aufeinanderfolgenden Messungen mit einem zeitlichen Abstand von $t > 168$ h definiert:

$$\Delta m_{\text{rel}} = \frac{m_{i+1} - m_i}{m_i} \quad \text{für } i = \{1, 2\} \quad (3.5)$$

Dabei muss die relative Massenabweichung Δm_{rel} hinreichend klein sein:

- $\Delta m_{\text{rel}} < 0,1 \%$ für trocken (tr.) und luftfeucht (lf.) konditionierte PK
- $\Delta m_{\text{rel}} < 0,5 \%$ für *hot/wet* (h/w) konditionierte PK

Die Trocknung der PK erfolgt in einem Vakuum-Trockenschrank (Heraeus Vacuotherm, Typ VT 6130 M-BL), welcher eine Auffeuchtung der Proben im Gegensatz zu einem konventionellen Umluftofen verhindert. Das Auffeuchten der PK erfolgt in herkömmlichen Klimaschränken (Weiss, Typ SB22-160 und Memmert, Typ HPP 108) in einem zweistufigen Prozess. Die eingestellten Konditionierklimare zur Erzielung der Prüfklimare „trocken“, „luftfeucht“ und „hot/wet“ sind in Tabelle 3.5. aufgeführt.

Tabelle 3.5: Eingestellte Konditioner- und Prüfklimare einzelner Versuchsserien. Nicht aufgeführte Versuchsserien werden vorab nicht spezifisch konditioniert und bei Umgebungsklima impaktiert. Dieses entspricht in erster Näherung dem Normalklima.

Bez. (Abk.)	Versuchsserie	Konditionierklima				Prüfklima	
		Gerät	Temperatur	Relative Feuchte	Dauer	Temperatur	Relative Feuchte
trocken (tr.)	GF-EP-Gewebe	Vakuumofen	50 °C	Vakuum	647 h	23 °C	0 %
	GF-PA66-Gewebe						
luftfeucht (lf.)	GF-PA66-Gewebe	Klimaschrank	70 °C	62 %	380 h	23 °C	50 %
			70 °C	50 %	455 h		
luftfeucht (lf.)	GF-EP-UD, QI *	Klimaschrank	70 °C	50 %	865 h	23 °C	50 %
	CF-PEEK-UD, QI *		23 °C	50 %	597 h		
<i>hot/wet</i> (h/w)	GF-PA66-Gewebe	Klimaschrank	70 °C	62 %	380 h	70 °C	95 %
			70 °C	95 %	574 h		

* zwecks Vergleich mit bei Umgebungsklima gelagerten und geprüften PK

Trotz Einhaltung der Zuschnitttoleranzen werden leicht unterschiedliche Kantenlängen der PK gemessen. Diese minimalen Abweichungen sind für die mechanische Schlagprüfung irrelevant. Aufgrund der vergleichsweise großen Dimensionen ergeben sich jedoch schwankende PK-Massen bei Wägungen zu gleichen Zeitpunkten. Daher erfolgt eine volumenspezifische Betrachtung der Masse (Dichte) jedes PK über der Zeit, vgl. Bild 3.14 links. Unabhängig davon sind zum Erreichen der Massenkonstanz lange Konditionierzeiten aufgrund von Wanddicken von teilweise über 3 mm und der Faserverstärkung als Diffusionsbarriere erforderlich. Bei den GF-PA66-Verbunden ist eine

Gelbverfärbung der PK-Oberfläche in Abhängigkeit des Konditionierzustands festzustellen, vgl. Bild 3.14 rechts. Eine dadurch induzierte Degradation der mechanischen Eigenschaften (Alterung) ist insbesondere bei Polyamiden nicht bekannt [69,76].

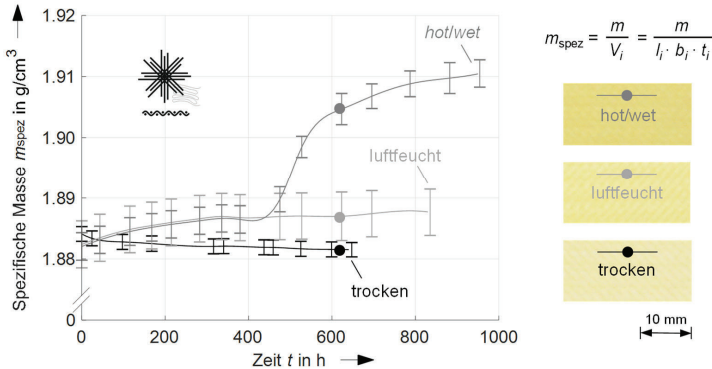


Bild 3.14: Zeitlicher Verlauf der volumenspezifischen PK-Masse (Dichte) und Verfärbung der Probekörperoberfläche nach ca. 26 Tagen Konditionierdauer in Abhängigkeit des Konditionierklimas am Beispiel des GF-PA66-Verbunds. Die Aufweuchtung der PK erfolgt in einem zweistufigen Prozess.

Die Durchführung der Fallversuche erfolgt ohne Klimatisierung. Folglich muss sichergestellt werden, dass die angestrebten Prüfklimata zum Zeitpunkt der Schlagbelastung (näherungsweise) vorliegen. Hierzu werden trocken und luftfeucht konditionierte PK direkt nach Entnahme aus dem Vakuumofen bzw. Klimaschrank separat in LPDE-Druckverschlussbeutel gepackt. Nach Abkühlen auf RT werden sie wieder entnommen, bei Bedarf wird Kondenswasser an den Rändern entfernt und anschließend der PK impaktiert. Geringfügige, oberflächennahe Änderungen des Feuchtegehalts während der Verweildauer von $t < 60$ min außerhalb des Konditionierklimas werden akzeptiert.

Aufgrund der höheren Feuchte- und Temperaturdifferenz zum Umgebungsklima werden für *hot/wet* konditionierte PK Vorversuche zur Optimierung der PK-Handhabung durchgeführt. Durch eine eng getaktete Massenbestimmung und während der PK-Handhabung mitlaufende Thermografie-Aufnahmen wird der zeitliche Massen- und Temperaturverlust ausgewertet. Zur Aufrechterhaltung der *hot/wet* Konditionierung bis zur Durchführung des Fallversuchs ohne signifikanten Feuchte- und Temperaturverlust sind folgende Korrekturmaßnahmen unter Einhaltung der zeitlichen Vorgaben zielführend:

1. Minimierung des Feuchteverlusts durch Einpacken des PK in einen Druckverschlussbeutel sofort nach Entnahme aus der Klimakammer: $t < 10$ s
2. Zwischenlagerung des eingepackten PK in einem daneben befindlichen, mobilen Ofen: $t < 10$ s. Dieser sollte auf eine Temperatur von 80 °C vorgeheizt sein, um den Temperaturverlust zwischen erneuter Entnahme des PK und Versuchsdurchführung zu kompensieren. Zusätzlich sind darin mit Wasser gefüllte Schalen vorzusehen, um dem Trocknungsvorgang innerhalb des Ofens entgegenzuwirken.
3. Transport des mobilen Ofens direkt vor den Fallturm: $t \approx 10$ min
4. Entnahme des zwischengelagerten PK aus Ofen und Druckverschlussbeutel: $t < 15$ s
5. Entfernen von Kondenswasser an den Rändern, Einspannen des PK in der Prüfvorrichtung und Durchführung des Fallversuchs: $t < 15$ s

3.6 Qualitätssicherung

Vor Versuchsdurchführung wird sichergestellt, dass keine Schädigungen durch Herstellung und Zuschnitt induziert werden. Alle PK werden vor ihrer Impaktierung mithilfe der Ultraschalltechnik auf Ungängen analysiert (vgl. Abschnitt 3.9). Nur in Ultraschallanalysen als fehlerfrei identifizierte Probekörper werden zur Untersuchung der Schlagbelastbarkeit verwendet. Weiterhin werden Maßhaltigkeit, FVG, Porengehalt, Kristallinität bzw. Aushärtegrad sowie Glasübergangstemperatur der FKV kontrolliert.

3.6.1 Bestimmung der Maßhaltigkeit

Länge und Breite aller Platten und Schalen werden an jeweils drei Positionen bestimmt. Der Wanddickenmessung wird eine besondere Bedeutung beigemessen, da diese charakteristische Kenngrößen niedrigerenergetischer Schlagbelastung überproportional beeinflusst. Folglich wird die Wanddicke der Platten an 7, die Wanddicke der Schalen an 13 Positionen mittels Bügelmessschraube mit 1/10 Zoll Kugelkopf bestimmt, vgl. Bild 3.15. In Anlehnung an geltende Normen muss ein Variationskoeffizient von $V < 2$ % erreicht werden, um den Maßhaltigkeitsanforderungen in Dickenrichtung der Probekörper zu genügen [26,27].

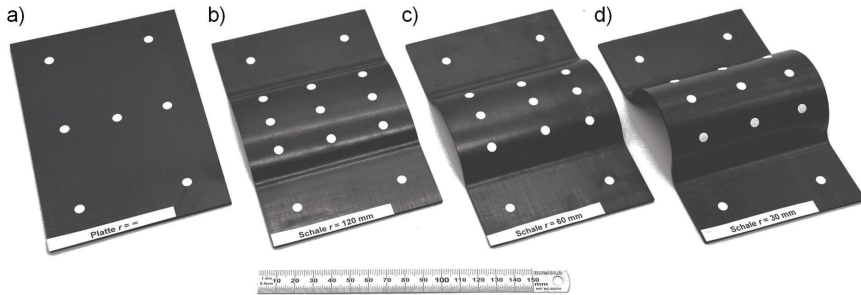


Bild 3.15: Messpositionen der Wanddicke von a) Platten und b)–d) Schalen am Beispiel hergestellter CF-PEEK-Probekörper.

3.6.2 Bestimmung des Faservolumengehalts

Der relative FVG ist eine der wichtigsten Kenngrößen bei der Dimensionierung von FKV-Bauteilen [70]. Dennoch wird dessen Einfluss auf die Schlagbelastbarkeit in der Literatur nur unzureichend betrachtet. Umso wichtiger ist die Bestimmung des FVG zur Vergleichbarkeit der Versuche der vorliegenden Arbeit. Die zur Berechnung benötigten Dichten ρ von Faser- (f) und Matrixmaterial (m) werden dabei den entsprechenden Datenblättern entnommen [216,221,235–237]. In Abhängigkeit der Faserverstärkung wird wie folgt vorgegangen:

- Der FVG von **glasfaserverstärkten Verbunden** wird durch Bestimmung des Glühverlusts in Anlehnung an DIN EN ISO 1172 [238] ermittelt. Dabei wird die Matrix in einem Muffelofen (CEM GmbH, Modell Phoenix) 1 h bei 500 °C verkocht und die Massen vor und nach Kalzinierung des Verbunds gemessen. Deren Verhältnis ergibt den relativen Fasermassenanteil ψ , mit welchem sich der relative FVG φ wie folgt berechnet [70]:

$$\varphi = \frac{1}{1 + \frac{1 - \psi}{\psi} \cdot \frac{\rho_f}{\rho_m}} \quad (3.6)$$

Auf ein Spülgas wird verzichtet, da Glasfasern, abgesehen von Bestandteilen ihrer Schlichte, nicht entflammbar sind [239].

- Der FVG von **kohlenstofffaserverstärkten Verbunden** wird durch thermogravimetrische Analyse (TGA) in Anlehnung an DIN EN ISO 11358-1 [240] und DIN 16459 [241] bestimmt (Mettler Toledo GmbH, Modell TGA/DSC3+). Im Rahmen

dieser Arbeit erfolgt eine dynamische Ermittlung der Massenänderung des Verbunds bei Durchlaufen eines festgelegten Temperaturprofils, vgl. Tabelle 3.6.

Tabelle 3.6: TGA-Parameter zur Bestimmung des FVG der CFK.

Matrix		Aufheiz-	Maximal-	Halte-	Abkühl-	Spülgas
		rate	temperatur	dauer	rate	
		in °C/min	in °C	in min	in °C/min	in ml/min
EP	1. Stufe	10	800	-	50	N ₂ : 50
	2. Stufe	10	800	-	50	O ₂ : 50
PEEK	1. Stufe	10	900	20	10	N ₂ : 50

In einer ersten Stufe unter inerte Stickstoffatmosphäre verhindert ein konstanter Volumenstrom des Spülgases von 50 ml/min die Oxidation der Kohlenstofffaser und bewirkt ein Zersetzen des Kunststoffs. Dabei wird ein signifikanter, prozentualer Massenverlust $\Delta m_{N_2,rel,lam}$ der Probe gemessen. Rußrückstände der Matrix verbrennen nicht [242]. In Vorversuchen zeigte sich, dass ein Umschalten auf Sauerstoffatmosphäre in einer zweiten Stufe nur bei den CF-EP-Verbunden zu einer vollständigen Degradation der Matrix führt. Dort kann der relative Matrixmassenanteil $1-\psi$ durch Wägung der Probe direkt entnommen werden. Bei den CF-PEEK-Verbunden sind in der zweiten Stufe nicht voneinander zu trennende Zersetzungs Vorgänge von Faser (Oxidation) und Matrix (Verbrennung von Ruß) zu beobachten. Daher wird der relative Matrixmassenanteil $1-\psi$ des CF-PEEK-Verbunds aus dem Degradationsverhalten einer reinen Kunststoffprobe unter Stickstoffatmosphäre berechnet, vgl. Formel 3.7:

$$1 - \psi = \frac{\Delta m_{N_2,rel,lam}}{\Delta m_{N_2,rel,m}} \quad (3.7)$$

Dies ist möglich, da die Kohlenstofffaser bei dem gewählten Temperaturprofil unter Stickstoffatmosphäre nicht degradiert. Aus den Erkenntnissen eigener Vorversuche, vgl. Tabelle A.2.3, und in Einklang mit Literaturwerten [243–245] wird die relative Massenabnahme der reinen PEEK-Probe unter Stickstoffatmosphäre, in DIN 16459 [241] auch als Korrekturfaktor bezeichnet, wie folgt angenommen: $\Delta m_{N_2,rel,m} = 0,511$. Mit dem relativen Matrixmassenanteil $1-\psi$ berechnet sich der relative FVG entsprechend Formel 3.6.

Von jeder Versuchsreihe, vgl. Tabelle 3.4 (Abschnitt 3.4), wird der relative FVG an mindestens sechs repräsentativen Stellen ermittelt.

3.6.3 Bestimmung des Porengehalts

Der Porengehalt wird mittels Auflichtmikroskopie (Leica Camera AG, Modell DM6000M) anhand von Schlibfbildern in mindestens zwei zueinander senkrechten Schnittebenen bestimmt: quer und längs zur PK-Längsachse, je nach Lagenaufbau zusätzlich unter einem Winkel von 45° . Dazu werden repräsentative PK-Ausschnitte mit einer Querschnittsfläche von $A_{cs} > 20 \text{ mm}^2$ in Epoxidharz eingebettet, mit stetig feiner werdender Körnung geschliffen, abschließend poliert und gereinigt. Die softwaregestützte Porenerkennung erfolgt mittels einer der Oberfläche der Schlibfprobe und den Beleuchtungsverhältnissen angepassten Abschneide-Grauwerts im RGB-Farbraum, welcher an einer fehlerfreien Probe mit gleicher Faser-Matrix-Kombination festgelegt wird. Relevante Kenngrößen zur Bestimmung des Porengehalts sind in Tabelle 3.7 hinterlegt.

Tabelle 3.7: Parameter zur Bestimmung des relativen, flächigen Porenanteils ξ mittels Auflichtmikroskopie.

Parameter	Eigenschaft
Vergrößerung	50-fach
Mittlere Korngröße (Bezeichnung der Körnung)	5 μm (FEPA P4000)
Abschneide-Grauwert (RGB)	45–80
Mittlere Querschnittsfläche A_{cs}	26,51 mm^2

Der relative, flächige Porenanteil ξ bestimmt sich dann durch das Verhältnis von Porenfläche A_p zur Gesamtfläche A_{cs} der Schlibfprobe. Um zuverlässig Rückschlüsse von der bestimmten Flächenporosität auf eine vorhandene Volumenporosität schließen zu können, wird von jeder Versuchsreihe, vgl. Tabelle 3.4 (Abschnitt 3.4), der relative, flächige Porenanteil an mindestens sechs repräsentativen Stellen ermittelt.

3.6.4 Bestimmung des Kristallinitätsgrads

Die Kristallinität teilkristalliner Thermoplaste wird durch dynamische Differenz-Thermoanalyse (DSC) im Wärmestromverfahren in Anlehnung an DIN EN ISO 11357-1 [247] und -3 [248] bestimmt (Mettler Toledo GmbH, Modell DSC3+). Im Rahmen dieser Arbeit erfolgt eine dynamische Ermittlung der Wärmestromdifferenz eines Tiegels mit PK und eines Referenztiegels ohne PK bei Durchlaufen eines festgelegten Temperaturprofils unter inerter Stickstoffatmosphäre, vgl. Tabelle 3.8.

Tabelle 3.8: DSC-Parameter zur Bestimmung des Kristallinitätsgrads der FTV.

Matrix	Aufheiz- rate	Maximal- temperatur	Abkühl- rate	Spülgas (N ₂)	theoretische Schmelzenthalpie *
	in °C/min	in °C	in °C/min	in ml/min	in J/g
PA66	10	300	10	30	226
PEEK	10	380	10	30	130

* Quelle: [249]

Das Schmelzen kristalliner Bereiche ist ein endothermer Prozess (Energiezufuhr), welcher im Rahmen der DSC mit der dazu erforderlichen Schmelzenthalpie ΔH quantifiziert wird. Mit der Einwaage der Probe m_{lam} und der Kenntnis des relativen Matrixmassenanteils $1-\psi$ der identischen Probe aus der TGA wird die absolute Masse der Matrix m_m bestimmt. Mit diesem Wert wird eine massenspezifische Schmelzenthalpie ΔH_m berechnet. Zur Bestimmung des Kristallinitätsgrads X der Probe wird diese auf eine aus der Literatur bekannte massenspezifische Schmelzenthalpie für einen theoretisch 100 % kristallinen Thermoplast ΔH_{theo} bezogen, vgl. Tabelle 3.8 [249] und Formel 3.8:

$$X = \frac{\Delta H_m}{\Delta H_{\text{theo}}} = \frac{\Delta H}{m_m} \cdot \frac{1}{\Delta H_{\text{theo}}} = \frac{\Delta H}{m_{\text{lam}} \cdot (1 - \psi)} \cdot \frac{1}{\Delta H_{\text{theo}}} \quad (3.8)$$

Für im Herstellprozess abgeschreckte und anschließend konditionierte PA-PK ist eine nachträgliche Erhöhung der Kristallinität mit steigendem Feuchtegehalt bekannt. Dies ist auf eine Kaltkristallisation infolge einer unterhalb von RT abgesenkten Glasübergangstemperatur durch Feuchteeinlagerung zurückzuführen. Bei langsamer bis moderater Abkühlung hingegen sind die kristallinen Bereiche bereits vollständig ausgebildet. Eine Veränderung des Kristallinitätsgrads bei anschließender Konditionierung wird nicht festgestellt [250]. Folglich ist für die im Rahmen der Arbeit hergestellten PK mit PA66-Matrix eine Bestimmung des Kristallinitätsgrads unabhängig ihrer Konditionierung zulässig.

Von jeder Versuchsreihe mit thermoplastischer Matrix, vgl. Tabelle 3.4 (Abschnitt 3.4), wird die Kristallinität von mindestens sechs repräsentativen Proben ermittelt.

3.6.5 Bestimmung des Aushärtetgrads

Der Aushärtetgrad duroplastischer Werkstoffe wird ebenfalls mittels DSC in Anlehnung an DIN EN ISO 11357-5 [251] im Wärmestromverfahren bestimmt. Dazu durchlaufen sowohl das nicht ausgehärtete Ausgangsmaterial (Harz-Härter-Gemisch, Prepreg) als

auch der hergestellte PK das gleiche Temperaturprofil (Aufheizen: 10 °C/min auf 290 °C, Abkühlen: 10 °C/min, Volumenstrom Spülgas: 30 ml/min). Bei nicht vollständig ausgehärtetem Matrixsystem entstehen infolge des Aufheizens weitere chemische Bindungen, welche als exotherme Prozesse identifiziert werden (Energieabgabe). Mit der Einwaage der Probe m_{lam} und dem relativen Matrixmassenanteil $1-\psi$ der identischen Probe aus der TGA kann eine massenspezifische Nachhärtungsenthalpie des PK-Materials $\Delta H_{m,\text{PK}}$ bestimmt werden. Analog lässt sich die massenspezifische Gesamtreaktionsenthalpie $\Delta H_{m,100}$ der Flüssigharz Mischung oder des Prepregs nach Vollvernetzung ermitteln. Dabei wird angenommen, dass das Prepreg in einem vollständig unausgehärteten Zustand vorliegt. Der Aushärtegrad α wird dann mit dem Quotienten der gemessenen Vernetzungsenthalpien bestimmt, vgl. Formel 3.9:

$$\alpha = 1 - \frac{\Delta H_{m,\text{PK}}}{\Delta H_{m,100}} \quad (3.9)$$

Aufgrund der geringen massenspezifischen Nachhärtungsenthalpie der in Rahmen dieser Arbeit hergestellten GF-EP-PK ist die direkte Bestimmung nach Formel 3.9 mit dem angewandten Standardverfahren nicht reproduzierbar möglich. Daher erfolgt eine Berechnung des Aushärtegrads nach dem Modell von DI BENEDETTO [252], welcher diesen mit den Glasübergangstemperaturen der unausgehärteten Matrix (T_{g0}), der vollständig ausgehärteten Matrix (T_{g100}) und der Matrix des zu impaktierenden PK (T_g) korreliert, vgl. Formel 3.10 [253,254]:

$$\alpha = \frac{T_g - T_{g0}}{\lambda \cdot (T_{g100} - T_{g0}) + (T_g - T_{g0}) \cdot (1 - \lambda)} \quad \text{mit} \quad \lambda = \frac{T_{g0}}{T_{g100}} \quad (3.10)$$

Von jeder Versuchsreihe mit duroplastischer Matrix, vgl. Tabelle 3.4 (Abschnitt 3.4), wird der Aushärtegrad von mindestens sechs repräsentativen Proben ermittelt.

3.6.6 Bestimmung der Glasübergangstemperatur

Bei Durchführung der DSC zur Bestimmung von Kristallinitäts- bzw. Aushärtegrad wird zugleich die Glasübergangstemperatur T_g der FKV in Anlehnung an DIN EN ISO 11357-2 [255] im Halbstufenhöhenverfahren identifiziert. Für thermoplastische Werkstoffe wird weiterhin die Kristallitschmelztemperatur T_s entnommen. Sofern verfügbar wird zusätzlich die Glasübergangstemperatur an den reinen Matrixsystemen ohne Faserverstärkung unter Berücksichtigung der entsprechenden Feuchtegehalte während der Impaktversuche ermittelt. Der Glasübergang unverstärkter PA66-Proben

wird hingegen mittels dynamisch-mechanisch thermischer Analyse (DMTA) in Anlehnung an DIN EN ISO 6721-1 [256] und -5 [257] für unverstärkte Kunststoffe in einem wegeregelt 3-Punkt-Biegeschwingversuch mit gleichbleibender Prüffrequenz von 10 Hz bestimmt (TA Instruments Inc., Modell Q800). Bei konstanter Aufheizung des PK mit einer Rate von 2 °C/min im Bereich von -100 °C bis 200 °C wird der Speichermodul in Abhängigkeit der PK-Konditionierung berechnet. Dieser stellt ein Maß für die Steifigkeit eines viskoelastischen Werkstoffs dar. Er berechnet sich als Realteil des komplexen Moduls, welcher das Verhältnis von dynamischer Spannung zu dynamischer Verformung bildet. Somit kann ein Sprung des Speichermoduls über der Temperatur mit dem Erreichen des Glasübergangsbereichs korreliert werden. Der Wendepunkt dieses stufenförmigen Verlaufs entspricht der in dieser Arbeit verwendeten Glasübergangstemperatur, vgl. Bild 4.1 (Abschnitt 4.1). Die Anwendung der DMTA bei PA66-PK ist erforderlich, da bei DSC-Untersuchungen eine Bestimmung der Glasübergangstemperatur aufgrund überlagerter endothermer Verdampfungsenthalpien des eingelagerten Wassers nicht möglich ist.

Von jeder Versuchsreihe, vgl. Tabelle 3.4 (Abschnitt 3.4), werden Glasübergangs- und Schmelztemperatur von mindestens sechs repräsentativen Proben ermittelt.

3.7 Aufbringen von Schlagschädigungen am Fallturm

Alle Impaktversuche werden gleichartig in Form von Fallgewichtversuchen in Anlehnung an anzuwendende Normen zur Bestimmung der Restdruckfestigkeit nach Schlagbeanspruchung (*compression after impact*, CAI) durchgeführt [26–28].

3.7.1 Beschreibung der Fallturmkonfiguration

Der Fallturm besteht aus einer steifen Rahmenkonstruktion mit zwei parallelen, vertikal montierten Gleitschienen. Diese führen einen Schlitten über jeweils vier seitlich verschraubte Laufrollen. Am Schlitten ist ein gehärteter, halbkugelförmiger Impaktor mit einem Durchmesser von 16 mm befestigt. Zwischen Schlitten und Impaktor befindet sich eine piezoelektrische Kraftmessdose (KMD) mit einem kalibrierten Messbereich von ± 60 kN (Kistler AG, Typ 9361B). Zusammen bilden diese Komponenten die Schlagvorrichtung mit einer Gesamtmasse von $m \approx 4,775$ kg. Die Impaktenergie wird über die Fallhöhe der Schlagvorrichtung eingestellt, welche bis zum Auftreffen auf der Probe auf Maximalgeschwindigkeiten zwischen 1 m/s und 3 m/s beschleunigt wird. Die

hohe Masse in Kombination mit Impaktgeschwindigkeiten von deutlich unter 10 m/s entsprechen den Vorgaben eines LVI. Nach Impaktierung wird der Stoßkörper mit einer Auffangvorrichtung fixiert, um einen Mehrfachimpakt zu verhindern. Die Position des Schlittens wird mit einem Einpunkt-Laservibrometer erfasst (Polytec GmbH, Typ OFV-5000 / OFV-525), da hierbei ein sehr gutes Signal-Rausch-Verhältnis vorliegt. Zwecks Redundanz kommt zusätzlich ein Einpunkt-Laser-Wegmesssystem zur Anwendung, welches durch Lasertriangulation die Positionsänderung des Schlittens bestimmt (MEL Mikroelektronik GmbH, Typ M25L/100). Die Einspannung sowohl ebener als auch gekrümmter Probekörper erfolgt nach anzuwendenden Normen für ebene CAI-Platten mit vier Kniehebelspannern. Diese schreiben eine Klemmung der PK auf einer Montageplatte mit einem mittig unter Probe befindlichen Fenster von 125 mm in und 75 mm quer zur PK-Längsrichtung vor. Die Klemmung auf der PK-Oberseite erfolgt in einem Abstand von 12,5 mm von den Ecken der Platten bzw. Schalen, vgl. Bild 3.16 c) [26–28]. Die Klemmkraft je Kniehebelspanner wird auf etwa 1 kN eingestellt. Dazu wird vor jeder Versuchsserie zwischen PK und Andruckplatte des Kniehebelspanners eine Druckmessfolie gelegt. Aufgrund einer inhomogenen Druckverteilung unterhalb der Elastomerschutzkappe der Andruckplatte kann dieser Wert lediglich abgeschätzt werden. Eine mittige Impaktierung der PK wird durch Zentrierstifte in der Montageplatte für die Platten und durch 3D gedruckte Ausrichthilfen für die Schalen sichergestellt. Die beschriebene Basis-Konfiguration der Fallturmversuche ist in Bild 3.16 dargestellt.

Infolge der erhöhten Positionierung der Montageplatte mit Fensterausschnitt besteht mit einer um 45° zum Fundament geneigten Spiegelkonstruktion eine visuelle Zugänglichkeit der PK-Unterseite. In ausgewählten experimentellen Untersuchungen wird dies für Hochgeschwindigkeitsaufnahmen mit einer Thermokamera genutzt.

Diese robuste Fallturmkonfiguration wird im Zuge von Voruntersuchungen optimiert, sodass trotz der Vielzahl an impaktierten Werkstoffen und Geometrien eine Vergleichbarkeit der Ergebnisse sichergestellt ist. Zum besseren Grundverständnis der dynamischen Vorgänge während des Fallversuchs wird ein Punktracking verschiedener Fallturmkomponenten durchgeführt. Durch eine schnelle Fourier-Transformation (*fast Fourier transform*, FFT) werden hochfrequente Schwingungen sehr geringer Amplitude an Schlitten und Impaktor festgestellt. Bei Phasen- und Amplitudendifferenz entsteht ein hochfrequentes, überlagertes Spannungssignal der KMD, welches keine Abhängigkeit von der Klemmkraft der Laufrollen an den Gleitschienen zeigt. Diese

gemessene, näherungsweise konstante Schwingungsfrequenz des Spannungssignals ist zu beobachten, sobald sich die Schlagvorrichtung zwischen den Gleitschienen frei bewegt. Sie ist also nicht auf die Interaktion von der Impaktorspitze mit dem PK zurückzuführen und damit keine impaktinduzierte Information.

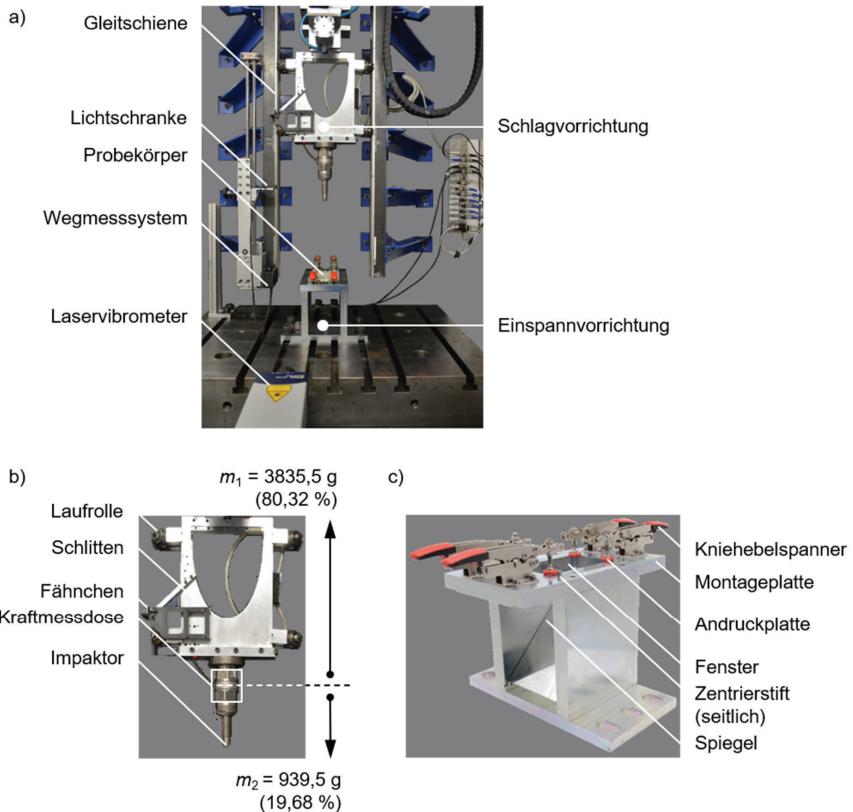


Bild 3.16: a) Basis-Fallturmkonfiguration zur Aufbringung von LVI an Platten und Schalen mit Detailansicht von b) Schlag- und c) Einspannvorrichtung (ohne Probekörper).

3.7.2 Messdatenerfassung

Während der Versuchsdurchführung werden das Kraftsignal der KMD und die zwei Wegsignale der Lasermesssysteme mit einer Aufnahmefrequenz von 250 kHz erfasst. Um große Datenmengen zu vermeiden, wird die Aufzeichnungsdauer auf ein Zeitintervall von 100 ms begrenzt. Der Start der Aufzeichnung wird nach zwei aufeinander folgenden, fallenden Signalfanken beim Durchlauf eines U-Profiles (Fähnchen) durch

eine Lichtschranke ausgelöst. Das Fähnchen ist seitlich des Schlittens befestigt, vgl. Bild 3.16 b) (Unterabschnitt 3.7.1). Die Erzeugung des Triggersignals erfolgt, wenn sich die Impaktorspitze des Schlittens 1 mm vor dem zu impaktierenden PK befindet. Die Positionierung der Lichtschranke wird daher bei PK unterschiedlicher Wanddicke oder Geometrie individuell eingestellt.

3.7.3 Bestimmung der auf den Probekörper wirkenden Kraft

Die Schlagvorrichtung sieht eine Verschraubung der KMD zwischen Schlitten und Impaktor vor. Durch gedankliche Aufteilung der Masse der KMD in ihrer Symmetrieebene zu jeweils gleichen Anteilen, lässt sich die Gesamtmasse m des Fallgewichts in eine Teilmasse m_1 oberhalb und eine Teilmasse m_2 unterhalb der KMD aufspalten: $m_1/m_2 \approx 4$, vgl. Bild 3.16 b) (Unterabschnitt 3.7.1). Bei Impact wirkt die beschleunigte Gesamtmasse m auf den PK, wohingegen das an der KMD registrierte Spannungssignal von einer, zunächst unbekannt, dynamischen Masse $m_{\text{eff}} = F/a$ des Fallgewichts bestimmt wird. Somit entspricht die wirkende Kraft bei Impact nicht der mittels KMD gemessenen Kraft: $F_{\text{imp}}/F_{\text{KMD}} \neq 1$. Da die Kraft F_{imp} für vergleichende Untersuchungen maßgeblich, deren Messung im Rahmen der verwendeten Fallturmkonfiguration jedoch nicht möglich ist, wird sie rechnerisch bestimmt. Dazu wird ein mechanisches Ersatzschaltbild der Fallturmkonfiguration mittels eines 3-Feder-Masse-Dämpfer-Systems im Schwerfeld der Erde aufgestellt, vgl. Bild 3.17.

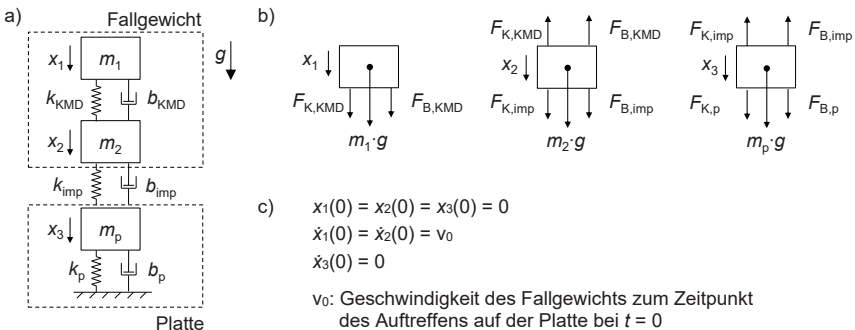


Bild 3.17: a) Mechanisches Ersatzschaltbild, b) Freikörperbild und c) Randbedingungen zur analytischen Beschreibung der verwendeten Fallturmkonfiguration.

Dem zu lösenden, nichtlinearen Differentialgleichungssystem (DGL-System) zweiter Ordnung, vgl. Formel 3.11, liegen folgende Annahmen zugrunde:

- Die Federkraft $F_{K,KMD}$ ist proportional zum ausgegebenen Spannungssignal der KMD und entspricht der im Versuch gemessenen Kraft F_{KMD} [258,259].
- Die Federkraft $F_{K,imp}$ entspricht der gesuchten Kontaktkraft bei Impact F_{imp} . Sie berechnet sich aus der Annahme einer nichtlinearen Hertz'schen Flächenpressung eines isotropen Impaktors mit einer transversal isotropen Platte [259,260].
- Die Federkraft $F_{K,p}$ beschreibt die Plattensteifigkeit während des Impakts. Diese wird durch eine Kombination aus Reihen- und Parallelschaltung nichtlinearer Federn zur Repräsentation von Biege-, Schub- und Membransteifigkeit einer transversal isotropen Platte mit mittensymmetrischem, quasiisotropem Lagenaufbau angenähert [260,261].
- Die Energiedissipation während des Impaktvorgangs (Reibung, Luftwiderstand, Materialdämpfung und -schädigung) wird durch eine frequenzunabhängige Dämpfung mittels konstanter Werkstoffverlustfaktoren für freie, gedämpfte Schwingungen grob abgeschätzt [262–266].

$$\begin{aligned}
 m_1 \ddot{x}_1 - b_{KMD} (\dot{x}_2 - \dot{x}_1) - k_{KMD} (x_2 - x_1) &= m_1 g \\
 m_2 \ddot{x}_2 + b_{KMD} (\dot{x}_2 - \dot{x}_1) + b_{imp} (\dot{x}_2 - \dot{x}_3) + k_{KMD} (x_2 - x_1) + k_{imp} (x_2 - x_3)^{\frac{3}{2}} &= m_2 g \\
 m_p \ddot{x}_3 - b_{imp} (\dot{x}_2 - \dot{x}_3) + b_p \dot{x}_3 - k_{imp} (x_2 - x_3)^{\frac{3}{2}} + k_{bs} x_3 + k_m x_3^3 &= m_p g
 \end{aligned} \quad (3.11)$$

Neben einer Robustheitsüberprüfung des DGL-Systems (Sensitivitätsstudie) mit im Versuch vorhandenen Variablen oder Unbekannten (Werkstoffkennwerte der Faser-Matrix-Kombination, Impaktenergie, Wanddicke und Masse des PK, Materialdämpfung) erfolgt ebenso eine Validierung anhand von ca. 150 experimentell durchgeführten Fallversuchen an Platten und Schalen. Dabei zeigt sich, dass die Kraft bei Impact F_{imp} näherungsweise und zugleich hinreichend genau mit dem zeitlich konstanten Massenverhältnis m/m_1 und der mit der KMD gemessenen Kraft F_{KMD} berechnet werden kann, vgl. Formel 3.12:

$$F_{imp} = \frac{m}{m_{eff}} \cdot F_{KMD} \approx \frac{m}{m_1} \cdot F_{KMD} \quad (3.12)$$

Abgesehen von dynamischen Ein- und Ausschwingvorgängen zu Beginn und Ende des Impaktvorgangs, bei der die wirkenden Kräfte vergleichsweise niedrig sind, nähert sich die effektive Masse m_{eff} der Schlagvorrichtung sowohl bei analytischer Betrachtung als auch bei experimenteller Validierung der zeitlich konstanten Masse m_1 oberhalb der KMD an, vgl. interessierender Bereich (ROI) in Bild 3.18. Dies geschieht

unabhängig von der Veränderung der beschriebenen Unbekannten und Variablen der durchgeführten Versuche.

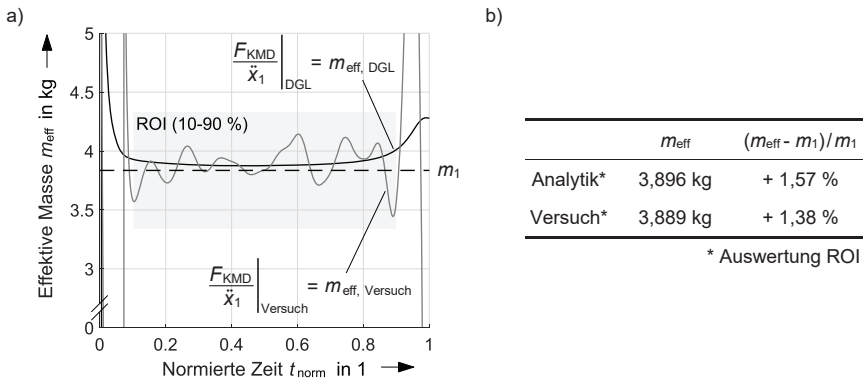


Bild 3.18: Effektive, dynamische Masse m_{eff} aus Analytik und Versuch: a) zeitabhängige Darstellung, jeweils nach Glättung mittels CFC-600-Filter, und b) tabellarische Gegenüberstellung des Mittelwerts im interessierenden Bereich am Beispiel eines quasi-isotropen CF-EP-Verbunds bei einer Impaktenergie von 12 J.

Im Rahmen der statistischen Absicherung anhand der Versuche ist festzustellen, dass alle kraftabhängigen, charakteristischen Kenngrößen niedrigenergetischer Schlagbelastung (vgl. Unterabschnitt 3.7.4) in ihren Mittelwerten und Standardabweichungen signifikant stärker aufgrund einer natürlichen Versuchsstreuung schwanken, als dass die Annahme der zeitlich konstanten Masse m_1 gegenüber der zeitlich variablen Masse m_{eff} ins Gewicht fällt. Folglich entspricht die im Folgenden auf den Probekörper wirkende Kraft einer um den Faktor $m/m_1 \approx 1,245$ skalierten Kraft der KMD.

3.7.4 Charakterisierung der Schlagschädigungen anhand der Messdaten

Mit den aufgezeichneten Messdaten Zeit, Kraft und Weg werden unter Berücksichtigung der verwendeten Fallturm- und Probekörperkonfiguration eine Vielzahl an charakteristischen Kenngrößen niedrigenergetischer Schlagbelastung bestimmt. Für die untersuchten, multidirektionalen FKV im Rahmen dieser Arbeit sind dies:

- Die **Impaktdauer** t beschreibt die Kontaktzeit zwischen Impaktor und Struktur.
- Mit zunehmender, dynamischer Beanspruchung eines Mehrschichtverbunds treten kleinste Schädigungen im Werkstoff auf, z. B. Haarrisse oder erste Zwischenfaserbrüche. Aufgrund ihres geringen Ausmaßes und der damit kaum

messbaren Reduktion der strukturellen Steifigkeit werden diese im Rahmen von instrumentierten Fallgewichtversuchen i. d. R. nicht im Kraftsignal verortet [37,116,148]. Einzig kleinere werkstoffspezifische Schwingungen des Kraftsignals deuten auf Reibung der Rissoberflächen hin. Erst größere, relevante Schädigungen führen zu einem signifikanten Lastabfall während des Impaktvorgangs. Die Kraft, nach welcher ein solcher Lastabfall erfolgt, wird als **Kraft bei Erstschädigung** F_{DTL} (engl.: DTL, *damage threshold load*) bezeichnet [114,261]. Bei multidirektionalen Mehrschichtverbunden treten zwischen benachbarten Einzelschichten mit unterschiedlicher FWD Delaminationen auf, weshalb einige Autoren den Begriff der *delamination threshold load* führen [147,267]. In frühen Studien wird darüber hinaus eine **Impaktenergie** E_{DTL} oder Impaktgeschwindigkeit v_{DTL} **bei Erstschädigung** des Materials bestimmt. Diese resultieren aus iterativen Versuchen mit gesteigerter Impaktenergie bzw. -geschwindigkeit zur Bestimmung der Detektionsschwelle von Schädigungen mittels zerstörender oder zerstörungsfreier Prüfmethoden.

- Sofern die Belastbarkeit des Laminats noch nicht erreicht ist, erfolgt nach dem Lastabfall der DTL durch Spannungsumlagerung ein erneuter Kraftanstieg bis die **maximale Kontaktkraft** F_{max} erreicht wird [147]. Dieser ist von unregelmäßigen, höherfrequenten Schwingungen überlagert, welche durch Energiefreisetzung infolge Schädigung induziert werden.
- Bei transversalen Schlagbelastungen erfolgt eine Deformation des PK. Der im Folgenden beschriebene **maximale Weg** s_{max} tritt während des Impaktvorgangs – auch ohne Probekörperschädigung – kurz nach Erreichen des Kraftmaximums auf. Dies ist auf eine Phasenverschiebung ϕ der erzwungenen, gedämpften Schwingung zurückzuführen, welche der PK infolge der Schlagbelastung erfährt [51]. Das gemessene Wegmaximum setzt sich aus einer globalen Verformung der Struktur γ und einer lokalen Verformung im Kontaktbereich des Impaktors δ mit jeweils elastischen und bleibenden Anteilen zusammen:

$$s_{max} = \gamma_{max} + \delta_{max} = \gamma_{el} + \delta_{el} + \gamma_{pl} + \delta_{pl} \quad (3.13)$$

- Nach Überschreiten des maximalen Weges federt die Struktur zurück bis der Impaktor von der Struktur abhebt. Dabei nimmt die gemessene Kraft, wie vor dem Impaktvorgang, den Wert null an. Im Gegensatz dazu ist ein **Weg bei Abheben des Impaktors** s_{F0} messbar. Dieser setzt sich aus einer bleibenden,

globalen Verformung der Struktur s_b (Durchbiegung), einer bleibenden, lokalen Verformung t_{imp} (Eindringtiefe des Impaktors) und aus einer dämpfungsabhängigen Phasenverschiebung Φ des Weges [51] zusammen:

$$s_{F0} = s_b + t_{\text{imp}} + \phi \quad (3.14)$$

- Die **Impaktenergie** E_{imp} beschreibt die Energie, mit welcher eine Struktur dynamisch beansprucht wird. Sie besteht ebenfalls aus reversiblen und irreversiblen Anteilen, die den Flächen unter der Kraft-Weg-Kurve entsprechen. Damit berechnet sich die Impaktenergie durch das Integral der Kraft F über dem Verformungsweg s , vgl. Formel 3.15:

$$E_{\text{imp}} = \int_0^{s_{\text{max}}} F \cdot ds = E_{\text{el}} + E_{\text{abs}} = \left| \int_{s_{\text{max}}}^{s_{F0}} F \cdot ds \right| + \int_0^{s_{F0}} F \cdot ds \quad (3.15)$$

Die von einer Struktur **absorbierte Energie** E_{abs} ist mit Schädigungen des Werkstoffs verbunden. Zusätzlich dissipiert Energie zu geringen Teilen infolge von Materialdämpfung sowie infolge von Reibung durch Luftwiderstand und an Kontaktflächen (Laminat-Impaktor, Laminat-Kniehebelspanner, Laminat-Montageplatte). Hingegen äußert sich die **elastische Energie** E_{el} durch ein Rückfedern der Schlagvorrichtung. Die in eine Struktur eingeleitete Impaktenergie lässt sich, analog zum Weg, in globale und lokale Anteile aufteilen, vgl. Formel 3.16:

$$E_{\text{imp}} = E_{\text{global}} + E_{\text{lokal}} = \int_0^{\gamma_{\text{max}}} F \cdot d\gamma + \int_0^{\delta_{\text{max}}} F \cdot d\delta \quad (3.16)$$

Alternative Möglichkeiten zur Bestimmung der Impaktenergie resultieren aus der kinetischen (Geschwindigkeit bei Impact) und potentiellen (Fallhöhe) Energie der Schlagvorrichtung. Diese Arten der Energiebestimmung werden in der vorliegenden Arbeit nicht angewandt, da v. a. letztere mit Ungenauigkeiten behaftet ist (Vernachlässigung von Luftwiderstand und Reibung der Schlagvorrichtung an den Gleitschienen, Messungenauigkeiten).

Die beschriebenen charakteristischen Kenngrößen niedrigerenergetischer Schlagbelastung lassen sich anhand von Kraft-Zeit-, Energie-Zeit- und Kraft-Weg-Kurven visualisieren, vgl. Bild 3.19.

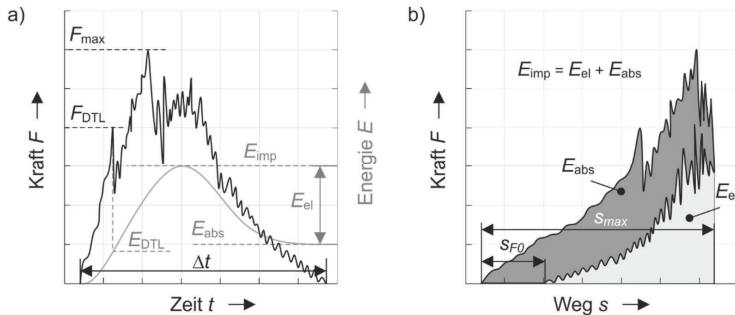


Bild 3.19: Schematisches a) Kraft-Zeit- (schwarz), Energie-Zeit- (grau) und b) Kraft-Weg-Diagramm eines multidirektionalen FKV unter niedrigerenergetischer Schlagbelastung ohne Probekörperperforation mit Indizierung charakteristischer Kenngrößen in Anlehnung an eigene Versuche und Literaturangaben [147,224,268].

3.7.5 Messdatenverarbeitung

Um eine Vergleichbarkeit unterschiedlicher Versuchsserien und eine hohe Reproduzierbarkeit der Messergebnisse sicherzustellen, erfolgt die Auswertung und Berechnung der Versuchsdaten nach einer festgelegten Methodik. Diese ist für eine Stapelverarbeitung als robustes Programm in *MATLAB* umgesetzt, vgl. Bild 3.20.

Zunächst erfolgt das Einlesen und Validieren der Einstellungen des Fallgewichtsversuchs. Mögliche Fehleingaben bei der Versuchsdurchführung können hier korrigiert werden. Außerdem werden Optionen der Datenverarbeitung, -visualisierung und -speicherung über eine grafische Benutzeroberfläche (*graphical user interface*, GUI) bereitgestellt, vgl. Bild A.5 Anhang A 2.4. Voreingestellte Konfigurationen und Zahlenwerte auf Basis von Erfahrungswerten sind derart gewählt, dass die Rohdaten möglichst unverändert bleiben:

Datenverarbeitung

- Kraft- und Wegsignal unterliegen einem natürlichen Messrauschen, welches als Störgröße bei der Datenauswertung interagiert. Um charakteristische Kenngrößen des Fallgewichtsversuchs effizienter zu berechnen, wird ein **Savitzky-Golay-Filter** niedriger Ordnung implementiert. Standardmäßig ist eine Glättung des Kraft- und Wegsignals mit einem Filter 3. Ordnung voreingestellt.

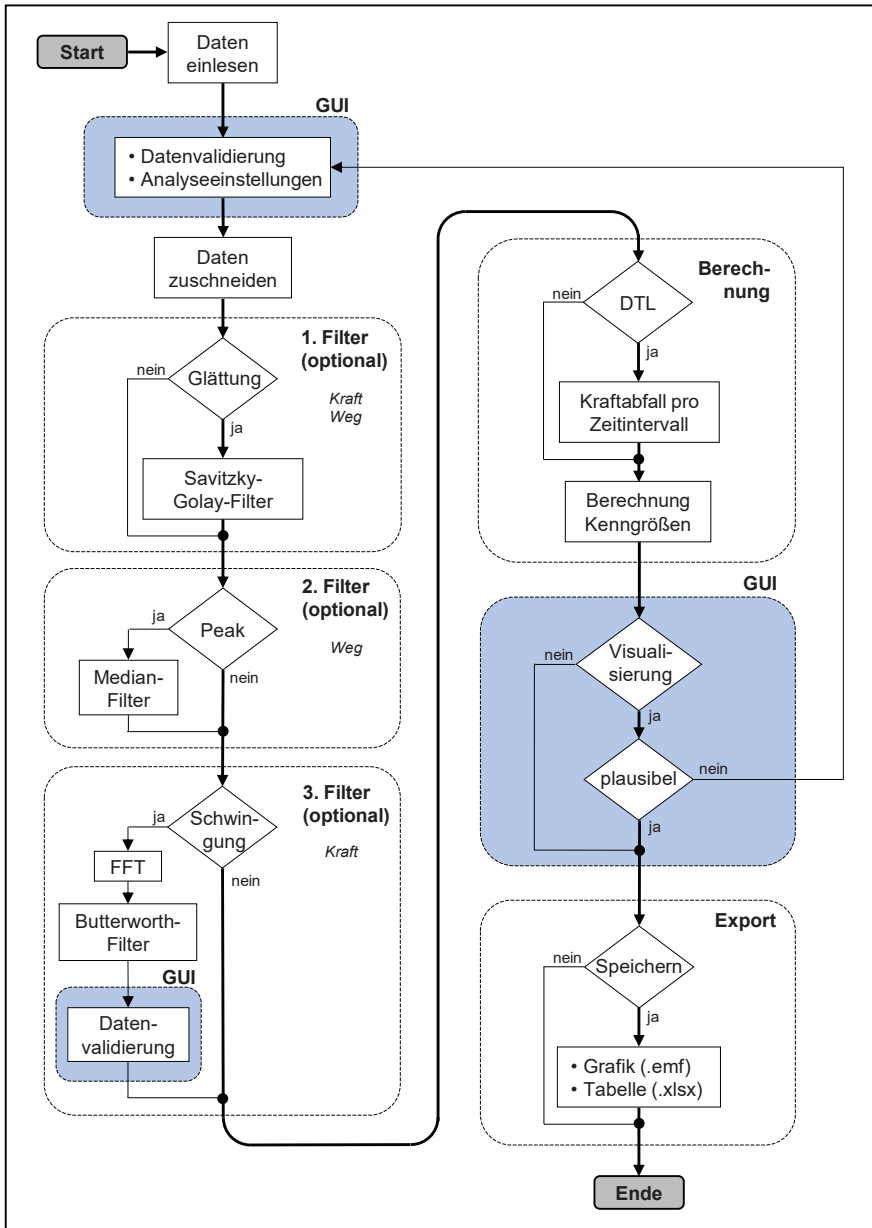


Bild 3.20: Schematischer Programmablauf zur Auswertung der experimentellen Daten eines Fallgewichtsversuchs in *MATLAB*. Die standardmäßig voreingestellte Auswerterroutine ist durch breitere Linien hervorgehoben. Eine Stapelausführung ist möglich.

- Infolge von Reflexion und Streuung des Laserstrahls an Staubpartikeln oder durch zusätzlich installierte Lichtquellen für weitere Messtechnik kann während der Versuchsdurchführung das Wegsignal kurzzeitig gestört werden. Dies resultiert in einzelnen Signalspitzen des Laservibrometers. Um diese von der Versuchsauswertung auszuschließen, ist ein **Median-Filter** niedriger Ordnung implementiert. Da solche Störungen bei der Versuchsdurchführung selten auftreten, ist die Anwendung des hier eingesetzten Rangordnungsfilters standardmäßig deaktiviert.
- Zur Dämpfung nicht impaktinduzierter Schwingungsfrequenzen im Kraftsignal ist ein variabel einstellbarer **Butterworth-Filter** als Bandsperre hinterlegt. Die zu dämpfende Schwingungsfrequenz wird durch eine FFT identifiziert und zur Kontrolle der Filtereinstellungen in einer Vorschau angezeigt. Die Anwendung des Filters ist optional und wird für den Großteil der durchgeführten Versuche nicht benötigt. Standardmäßig ist der Butterworth-Filter deaktiviert.
- In Abhängigkeit der Impaktenergie und der Laminatkonfiguration tritt eine Kraft bei Erstschädigung auf (vgl. Unterabschnitt 3.7.4). Die optionale Berechnung der DTL ist durch Angabe eines Zeitintervalls festgelegt, in welchem ein Kraftabfall definierter Höhe erfolgt (Voreinstellung: Lastabfall von 200 N innerhalb von 0,1 ms). Standardmäßig ist die Berechnung der DTL aktiviert.

Datenvisualisierung

- Zur Kontrolle der Datenverarbeitung wird eine Auswerteübersicht jedes Versuchs dargestellt, vgl. Beispiel in Bild A.6 in Anhang A 2.4. Diese beinhaltet ein Kraft-Zeit-, ein Kraft-Weg- und ein Energie-Zeit-Diagramm sowie tabellarisch charakteristische Kenngrößen des Fallgewichtsversuchs. Diese Visualisierungskontrolle kann unterdrückt werden, ist jedoch standardmäßig aktiviert.

Datenspeicherung

- Die Speicherung der Auswerteübersicht jedes einzelnen Versuchs als Grafik sowie der charakteristischen Kenngrößen aller Fallgewichtsversuche als Tabelle sind beide standardmäßig aktiviert.

Mittels der implementierten Methodik ist eine vollautomatisierte Auswertung ganzer Versuchsreihen möglich. Die programminternen Voreinstellungen sind derart gewählt, dass Eingangs- und Ausgangsgrößen jedes Fallversuchs kontrolliert und bestätigt

werden müssen, bevor die Programmausführung fortgesetzt wird.

Um eine ausreichende statistische Absicherung der Versuchsergebnisse zu gewährleisten, werden je Probekörperkonfiguration (Faser-Matrix-Kombination, Geometrie, Konditionierung, Lagenaufbau, Impaktenergie) mindestens fünf gültige Versuche für die dem Luftfahrtbereich zugeordneten Werkstoffe und mindestens drei gültige Versuche für die dem Automobilbau zugeordneten Werkstoffe durchgeführt.

3.7.6 Abschätzung des Dehnrateneinflusses

Die Dehnrate beschreibt die Änderung der Dehnung über der Zeit. Ungeachtet der Belastungsgeschwindigkeit wird das dehnratenabhängige Werkstoffverhalten bei FKV von den viskoelastischen Eigenschaften der Matrix dominiert. Die Dehnrate unterscheidet sich bei quasistatischer und dynamischer Lastaufbringung im Bereich des LVI um mehrere Dekaden, vgl. Bild 3.21, wodurch die Unterschiede in der Strukturantwort erklärbar werden (vgl. Abschnitt 2.1).

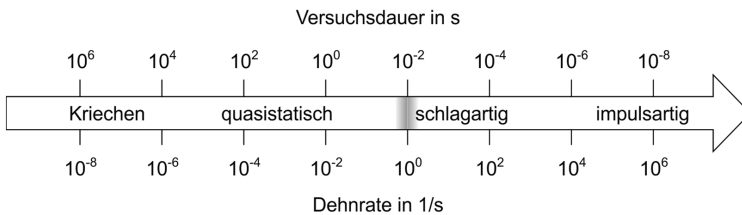


Bild 3.21: Dehnraten in Abhängigkeit typischer Versuchsszenarien (angelehnt an [269]). Grau hervorgegeben ist die Bandbreite der Versuchsdauern der durchgeführten Impaktversuche.

Vereinfachte Impaktsimulationen entsprechend der Modellierung aus Abschnitt 3.1 mit expliziter Gleichungslösung in der FE-Software *Abaqus/Explicit* Version 2019 veranschaulichen, dass erhöhte Dehnraten kurzzeitig bei Kontakt von Impaktor und Laminat auftreten. Allgemein ist eine örtlich und zeitlich stark inhomogene Dehnratenverteilung über dem PK zu erkennen und daher schwer zu quantifizieren. Die maximalen Dehnraten bei den in dieser Arbeit realisierten Belastungsgeschwindigkeiten des Impaktors variieren moderat und nicht im Bereich mehrerer Dekaden, vgl. Bild 3.22.

Erkenntnisse aus der Literatur bekräftigen die Simulationsergebnisse für die in dieser Arbeit verwendete Matrixsysteme und Belastungsgeschwindigkeiten. So sind zwar im Experiment dehnratenabhängige interlaminaire Energiefreisetzungsraten von CF-EP-

und CF-PEEK-Verbunden bekannt [112], allerdings tragen diese nicht signifikant zu einem von der Geschwindigkeit abhängigen Strukturverhalten bei LVI mit Belastungsgeschwindigkeiten zwischen 1 und 6 m/s bei [42,92,115,270]. Einzig ZABALA et al. [271] stellen bei einer Impaktenergie von 4 J größere geschädigte Flächen mit steigender Dehnrates fest. ARTERO-GUERRERO et al. [270] relativieren deren Tendenz mit der geringen Impaktenergie ohne signifikante intralaminare Schädigungen, da z. B. durch ausbleibende Faserbrüche die dehnratenabhängigen interlaminaren Energiefreisetzungsraten den Schädigungsvorgang dominieren. Für CF-PA6-Verbunde und unverstärkte PA6-PK wird erst ab Dehnraten von 200 s^{-1} ein relevanter Anstieg der (matrixdominanten) Zug-, Druck- und Schubmoduln sowie -festigkeiten gemessen [272].

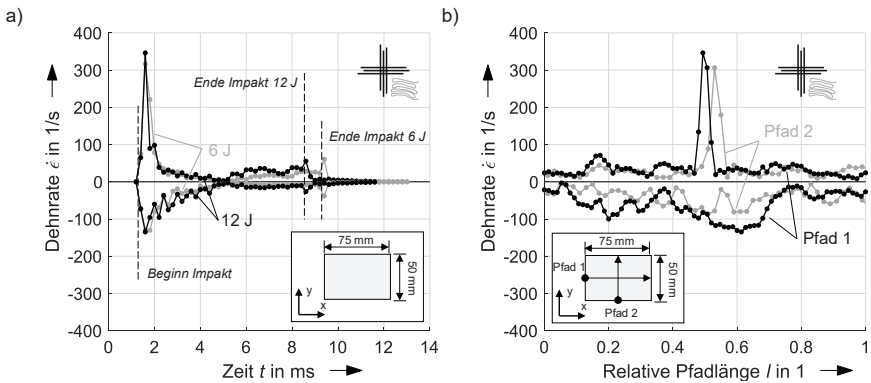


Bild 3.22: Erste ($\dot{\epsilon} > 0$) und dritte ($\dot{\epsilon} < 0$) Hauptdehnrates ausgewertet mit einer Abtastrate von 5 kHz in einem Mittenbereich von 75 mm x 50 mm der CF-PEEK-Platte (KV): a) zeitlich aufgelöst: maximale Hauptdehnrates des Laminats über der Impaktdauer bei der im Versuch minimal und maximal aufgebrachtener Impaktenergien (6 J, 12 J). b) örtlich aufgelöst am Beispiel des 12 J Impakts: Hauptdehnrates der jeweiligen Einzelschicht mit den höchsten Werten entlang eines Pfades in x- und y-Richtung zum Zeitpunkt des Erreichens des Maximalwerts (kurz nach Erstkontakt, vgl. linkes Bild).

Zusammenfassend ist festzuhalten, dass die Höhe und v. a. die Bandbreite an gewählten Impaktgeschwindigkeiten (1–3 m/s) ausreichend klein sind, um stark dehnratenabhängige Ergebnisse für die in dieser Arbeit verwendeten Werkstoffe auszuschließen. Trotz der niedrigen Belastungsgeschwindigkeiten sind lokale Dehnrateneffekte im Bereich des Auftreffpunkts des Impaktors möglich, insbesondere bei den GF-PA66-Verbunden.

3.8 Bestimmung der Eindringtiefe mittels Weißlichtinterferometrie

Die visuelle Sichtbarkeit der Schlagschädigung ist insbesondere bei nicht semi-transparenten Werkstoffen oder lackierten Oberflächen beschränkt und unterliegt subjektiven Einflussfaktoren. Dennoch ist sie eine elementare Methode zur Beurteilung des Schädigungsmaßes (vgl. Unterabschnitt 2.3.2). Im Rahmen dieser Arbeit wird die visuelle Sichtbarkeit der Schädigung um die quantifizierbare Kenngröße der **Eindringtiefe** t_{imp} nach LVI ergänzt.

Geltende Normen sehen zu deren Berechnung vier Referenzpunktmessungen im Abstand von 20 mm um den Messpunkt der Eindringtiefe mittels Tiefenlehre mit einer Messgenauigkeit von 10 μm vor [26,27]. Durch die geringe Anzahl an händischen Messungen ist insbesondere zur Untersuchung des Relaxationsverhaltens die Wiederholgenauigkeit beschränkt. Um eine Vergleichbarkeit unterschiedlicher Prüferien bei teilweise sehr niedrigen Eindringtiefen zeitaufgelöst zu gewährleisten, wird im Rahmen der vorliegenden Arbeit die Eindringtiefe mit einem Weißlichtprofilometer (FRT GmbH, Modell MicroProf) bestimmt. Die Weißlichtinterferometrie nutzt den Effekt der chromatischen Aberration, um durch vollautomatische Rasterung mit einer weißen Punktlichtquelle die Oberflächentopografie der Strukturen zu identifizieren. Die Messgenauigkeit beträgt 1 μm bei einem vertikalen Messbereich von 3 mm (Sensortyp FRT CWL 3mm 1248). Die automatisierte, kontaktlose Rasterung der Oberfläche steigert die Reproduzierbarkeit und Genauigkeit des Messergebnisses deutlich. Darüber hinaus ermöglicht die Vielzahl an Messpunkten, lokale Verformungen infolge des Kontakts von Impaktor und PK zu erkennen.

Unabhängig von der PK-Geometrie erfolgt grundsätzlich eine vollflächige Oberflächenvermessung eines quadratischen Bereichs in der PK-Mitte. Eine definierte Positionierung der PK wird durch eine konstruierte Hilfsvorrichtung sichergestellt, welche auf dem Verfahrtsch des Weißlichtprofilometers verschraubt wird. Aus den als Punktwolke extrahierten Messdaten wird die Eindringtiefe je nach PK-Geometrie mithilfe einer ebenen bzw. einfach elliptischen Referenzfläche bestimmt. Die Referenzfläche wird durch eine *best-fit*-Fläche aller Datenpunkte abzüglich eines (projizierten) Kreisausschnitts mit einem Radius von 16 mm im Mittelpunkt der Platte oder Schale festgelegt (Aufprallposition des Impaktors). Somit entspricht der Durchmesser des ausgesparten Bereichs dem doppelten Durchmesser des Impaktors. Damit ist ein ausreichender Abstand des Referenzbereichs von dem lokal verformten

Bereich infolge der Schlagbelastung sichergestellt, vgl. Draufsicht in Bild 3.23.

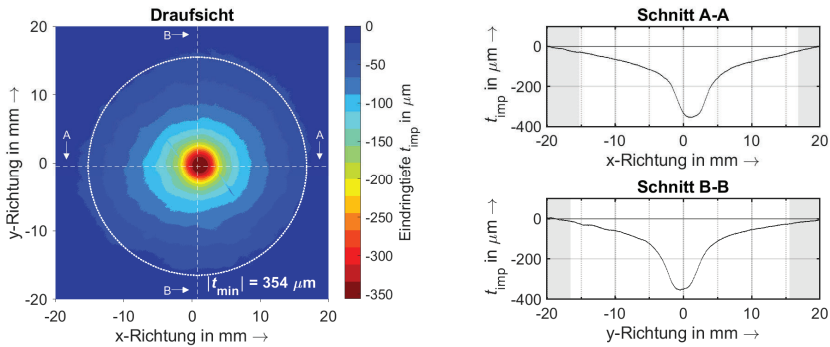


Bild 3.23: Flächige Repräsentation der Eindringtiefe am Beispiel einer mit 9 J impaktierten CF-PEEK-Platte mit Kennzeichnung des zur Bildung der Referenzebene ausgesparten Kreises um den niedrigsten Datenpunkt (links). Weiterhin ist die Positionierung der Schnittansichten angegeben, welche die Oberflächentopografie in x- und y-Richtung der Platte durch den tiefsten Punkt aufzeigen (rechts). Grau hinterlegt sind Bereiche zur Bildung der Referenzebene.

Zur Berechnung der *best-fit*-Fläche wird die Methode der kleinsten Quadrate angewandt. Anschließend erfolgt eine Koordinatentransformation zur Ausrichtung der *best-fit*-Fläche im globalen Koordinatensystem. Die Eindringtiefe entspricht dann der orthogonalen Projektion der Referenzfläche auf den tiefsten Punkt in der PK-Mitte, vgl. Schnittansichten in Bild 3.23. Um den Einfluss der Rauigkeit der PK-Oberfläche auf die Eindringtiefe zu reduzieren, wird der tiefste Punkt als Mittelwert der 50 niedrigsten Messwerte angenommen, vgl. Tabelle 3.9.

Tabelle 3.9: Optimierte Scan-Parameter zur Eindringtiefenbestimmung mittels Weißlichtinterferometrie.

Parameter	Eigenschaft
Scan-Fläche	40 mm x 40 mm
Rasterabstand	40 µm
Laterale Auflösung	5 µm
Vertikale Auflösung	100 nm
Referenzfläche	Scan-Fläche abzüglich Kreisausschnitt $r = 16$ mm
Flächenfit	Methode der kleinsten Quadrate

Diese eigens entwickelte Methodik ist als automatisiert ausführbares Programm in *MATLAB* implementiert. Sofern nicht anderweitig angegeben, wird die Eindringtiefe

genau 48 h nach Impakt gemessen. Innerhalb dieses Zeitraums können nicht vernachlässigbare Relaxationsvorgänge im Laminat auftreten, welche einen Rückgang der Eindringtiefe bewirken. Danach sind diese Vorgänge größtenteils abgeschlossen, sofern keine überlagerten Effekte eintreten (z. B. zyklische Lasten, *hot/wet*-Alterung) [47,57,273]. Anhand einer Versuchsreihe in der vorliegenden Arbeit wird das Relaxationsverhalten näher betrachtet (vgl. Unterabschnitt 4.2.1 und 4.4.2).

3.9 Bestimmung des Schädigungsausmaßes mittels Ultraschalltechnik

Die Werkstoffprüfung mittels Ultraschall (US) stellt ein bewährtes, zerstörungsfreies Prüfverfahren dar, welches insbesondere in der Luftfahrt seit Jahrzehnten als Standardverfahren zur Qualitätssicherung während der Herstellung und Wartung angewandt wird [274]. Dazu wird in einem Sendeprüfkopf der inverse piezoelektrische Effekt genutzt, um eine mechanische Schallwelle zu erzeugen. Dies erfolgt durch Anlegen einer Wechselspannung an einem Piezoelement, welches sich daraufhin zyklisch verformt. Diese hochfrequenten, elastischen Impulse breiten sich entsprechend der Prüfkopfkonfiguration im Raum aus und werden an Grenzflächen reflektiert und transmittiert; bei Schrägeinschallung zusätzlich gebrochen. In Abhängigkeit der durchschallten Medien, deren Grenzflächen und Ungängen erfolgt darüber hinaus eine unterschiedlich starke Schallschwächung bevor die akustischen Wellen mittels eines Empfangsprüfkopfs detektiert werden. Zur Detektion werden die ankommenden mechanischen Schwingungen in Spannungssignale gewandelt (piezoelektrischer Effekt). Je nach Positionierung und Bauart von Sende- und Empfangsprüfkopf wird zwischen Reflexionsverfahren, auch Impulseechoverfahren genannt, und Durchschallungsverfahren unterschieden [275]. In der Praxis wird überwiegend das Impulseechoverfahren eingesetzt, da hierbei Sende- und Empfängereinheit auf einer Seite des Bauteils positioniert sind. Somit erfolgt eine Doppeldurchschallung des Werkstücks. Der längere Signallaufweg und die damit verbundene größere Schallschwächung kann bei beidseitiger Zugänglichkeit mit Hilfe der Durchschallungsverfahren umgangen werden. Unabhängig vom grundsätzlichen Prüfverfahren muss eine gute Ankopplung an das Werkstück gewährleistet werden. Dabei wird zwischen grundlegenden Techniken zur Ankopplung unterschieden: Kontakt-, Luftultraschall-, Tauch- und Squirter-Technik. Bei der in dieser Arbeit angewandten Tauchtechnik erfolgt eine berührungslose Ankopplung von Prüfkopf und Werkstück mittels deionisiertem Wasser. Damit ist eine hohe Reproduzierbarkeit der

akustischen Ankoppelung bei gleichzeitig moderater Schallschwächung und hoher Signalaufösung sichergestellt [276]. Diese Methode umfasst verschiedene Ausführungsformen, wobei eine gängige, hier angewandte Variante die Tauchbadtechnik darstellt. Dabei befinden sich Prüfkopf und Werkstück in einem Wasserbecken, wobei der Prüfkopf mittels eines 2-Achsen-Scanners das Werkstück vollflächig abfährt. Zur Visualisierung der Ultraschallergebnisse kommen verschiedene Auftragungen zur Anwendung. Die einfachste Betrachtungsform stellt das Hochfrequenzbild (HF-Bild) dar. Dabei werden gesendete und empfangene Signale logarithmisch über der Laufzeit aufgetragen. Aufgrund der hohen Impulsfolgefrequenz der Ultraschallprüfköpfe erscheint ein für das menschliche Auge stehendes Bild, aus welchem charakteristische Signalmaxima wie z. B. Eintrittsecho, Fehlerecho oder Austrittsecho abgelesen werden können, vgl. Bild 3.24.

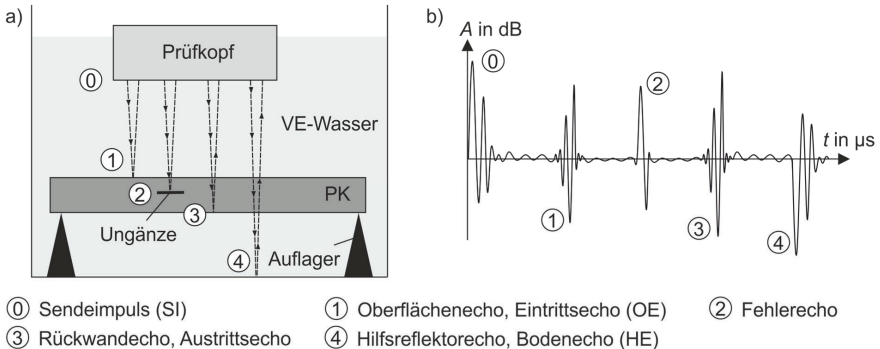


Bild 3.24: a) Schematische Darstellung des Impulseechoverfahrens in der Tauchbadtechnik-Methode am Beispiel einer Platte und b) qualitative Darstellung eines HF-Bildes (angelehnt an [276]). Zur Auswertung der US-Ergebnisse wird das Hilfsreflektorecho genutzt.

Die betragsmäßige Auftragung eines HF-Bildes wird A-Bild genannt, welches sich insbesondere zur Visualisierung der Signalschwächung durch direkten Amplitudenvergleich sowie zur genauen Lokalisierung von Fehlstellen aufgrund steilerer Signalfanken eignet [277]. Wird nun z. B. ein Bauteil konstanter Wanddicke mittels US-Analyse untersucht, kann für jeden Abtastpunkt ein individuelles A-Bild generiert werden. Eine zweidimensionale, zusammengesetzte Repräsentation aller A-Bilder wird in einer Draufsicht als C-Bild bezeichnet. Dabei wird jeweils ein Bereich des A-Bildes mit näherungsweise konstanter Laufzeit, z. B. das Rückwandecho, mit einer Blende isoliert

betrachtet. Ein Bildpunkt des C-Bildes entspricht dann der Amplitude des empfangenen Rückwandechos des A-Bildes, welcher als Farbwert dargestellt wird. [275,277]

In der vorliegenden Arbeit wird das Impulsechoverfahren in der Tauchbadtechnik mittels Einzelschwinger-Senkrecht-Prüfkopf angewandt. Zunächst erfolgt eine Qualitätskontrolle aller PK im Anschluss an deren Herstellung und Zuschnitt². Lediglich fehlerfreie PK ohne signifikante Einschlüsse, Lunker, Poren oder Risse werden zur weiteren mechanischen Prüfung verwendet. Nach Durchführung der Fallversuche wird die Größe der Schädigung analysiert. Die ermittelte **geschädigte Fläche** A_{del} nach LVI beschreibt im Folgenden die auf die impaktierte Oberfläche projizierte Vereinigungsmenge aller Schädigungen über der Wanddicke, vgl. Bild 3.25.

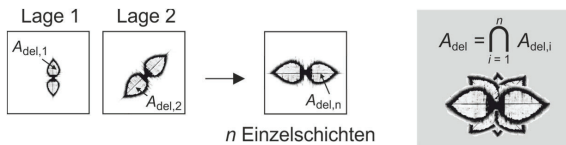


Bild 3.25: Allgemeine Berechnung der geschädigten Fläche am Beispiel einer typischen Kontur einer Delamination (Röntgenmikroskopaufnahme aus [278]).

Die US-Untersuchungen vor und nach Impaktierung der PK erfolgen anhand einer festgelegten Methodik. Die projizierte, geschädigte Fläche wird mittels C-Bild des Hilfsreflektorechos berechnet. Die Nutzung des Hilfsreflektorsignals eignet sich insbesondere bei dünnwandigen Laminaten um probenmittige und rückwandnahe Ungängen, insbesondere Delaminationen, zuverlässig zu identifizieren [276]. Das Hilfsreflektorsignal entsteht durch Reflektion der Schallwellen am Boden des Tauchbeckens bei Platten und an einer entsprechend des jeweilig gekrümmten PK fest im Wasserbad positionierten Reflektorfläche bei Schalen.

Um Fehlstellen in einem Material zu identifizieren und klassifizieren, muss ausgehend von einem Referenzzustand ein Wert für die Schallschwächung festgelegt werden, ab welchem eine Ungänge oder Schädigung vorliegt. In der Praxis werden diese Schwellwerte auf Basis von Erfahrungswerten festgelegt. In der Luftfahrt ist dies für CFK-Bauteile i. d. R., je nach Bauteildicke, ein Signalabfall von -6 dB, -12 dB oder -18 dB gegenüber dem Referenzsignalwert [27,279,280]. Der Referenzzustand wird an einer

² Die US-Scans der CF-EP- und CF-PEEK-Platten und -Schalen vor und nach Schlagbelastung inkl. Anlagenadaption wurden durch das Labor Faserverbundtechnik der Ostbayerischen Technischen Hochschule Regensburg durchgeführt (Hilger NDT GmbH, Modell USPC-3010) und die Rohdaten zur eigenständigen Auswertung bereitgestellt. Alle weiteren US-Scans an Platten wurden eigenständig an der US-Tauchtankprüfanlage des Fachbereichs Angewandte Logistik- und Polymerwissenschaften der Fachhochschule Kaiserslautern durchgeführt (Hilger NDT GmbH, Modell USPC-3040).

schädigungsfreien Stelle des gleichen Werkstücks gemessen, um die natürliche Schallschwächung des Festkörpers durch Streuung (Inhomogenitäten, Grenzflächen) und Absorption (Wandlung von Schallenergie in Wärme) zu ermitteln. Die natürliche Schallschwächung hängt von messtechnischen und werkstofflichen Faktoren ab, wobei für FKV richtungsabhängige Eigenschaften hinzukommen, vgl. Tabelle 3.10.

Tabelle 3.10: Auflistung der für die vorliegende Arbeit wichtigsten Einflussfaktoren auf die natürliche Schallschwächung bei der Durchführung von US-Analysen mittels Impulsechoverfahren in der Tauchbadtechnik.

Konfiguration der Ultraschallanlage	
Prüfkopfkonfiguration	Impulsfolgefrequenz Richtcharakteristik
Signallaufzeit	Länge der Vorlaufstrecke (Abstand Prüfkopf – Probekörper) Länge der Nachlaufstrecke (Abstand Probekörper – Hilfsreflektor)
Grenzflächen	Art und Anzahl (globaler Dichteunterschied Wasser – Probekörper)
Werkstoffzusammensetzung	
Konstituenteneigenschaften	Matrixmaterial Fasermaterial Faserarchitektur
Laminateigenschaften	Wanddicke Lagenaufbau
Grenzflächen	Art und Anzahl (lokaler Dichteunterschied Faser – Matrix)

Die Festlegung eines vorab definierten Abfalls der Signalstärke unabhängig von den im Rahmen dieser Arbeit geprüften Platten und Schalen ist daher nicht zielführend. Folglich wird eine Prüf- und Auswertemethodik entwickelt, welche eine Vergleichbarkeit der projizierten, geschädigten Flächen unabhängig von den in Tabelle 3.10 genannten Einflussfaktoren erlaubt, vgl. Bild 3.26. Dazu wird in Anlehnung an Arbeiten des Labors Faserverbundtechnik der OTH Regensburg auf der Rückseite jedes PK ein kreisringförmiger Referenzkörper als bewusst eingebrachte Fehlstelle appliziert. Die mittlere Größe wird anhand von 14 beliebig ausgewählten Referenzkörpern zu $A = 102,5 \text{ mm}^2$ (σ_1 -Abweichung: 0,17 %) mittels Auflichtmikroskopie und Weißlichtinterferometrie bestimmt und für alle weiteren Untersuchungen übernommen. Bei der US-Analyse wird somit der Schwellwert des Signalabfalls für jeden Probekörper und jede Prüfkopfkonfiguration individuell festgelegt. Folglich entspricht die Summe der Datenpunkte eines ungeschädigten C-Bildes mit Signalstärken (Schalldrücken) unterhalb des Schwellwerts immer der Größe des Referenzkörpers, vgl. Selektionsbereich Punkt

3 in Bild 3.26. Durch die Referenzierung jedes PK auf sich selbst werden messtechnische und materialspezifische Einflussfaktoren eliminiert. Das Vorgehen wurde im Rahmen von Vorversuchen validiert und keine Abhängigkeit von US-Anlage und -konfiguration oder Prüfer für denselben PK festgestellt.

Weiterhin ist zu beachten, dass die empfangenen Schalldrücke des US-Prüfkopfs sich lediglich der Position des horizontal verfahrenen Schrittmotors (x_{US} , y_{US}) auf Basis der zuvor festgelegten Abtaste (x_{rate} , y_{rate}) zuordnen lassen, vgl. Punkt 1 Bild 3.26. Über die Schrittweite können die geschädigten Flächen der Platten direkt berechnet werden, wohingegen im Falle gekrümmter Strukturen vorab eine Koordinatentransformation der US-Daten in x-Richtung des PK erfolgen muss. Denn Positionsinformationen infolge der kardanischen Aufhängung und der Verfahrbarkeit des US-Prüfkopfs in z-Richtung zur Gewährleistung eines konstanten Abstands von Prüfkopf zu gekrümmter PK-Oberfläche sind in den US-Daten nicht enthalten. Die Übersetzung von Position des Schrittmotors (x_{US}) zu Scanposition des Prüfkopfs auf der PK-Oberfläche (x_{PK}) liefert ein Kinematik-Modell³ der US-Prüfkonfiguration. Die geschädigte Fläche der Schalen berechnet sich dann durch Abwickeln der Prüfkopf-Scanposition in die Ebene (x_{abgw}) vgl. Punkt 2 in Bild 3.26.

Die wesentlichen Schritte zur Bestimmung der geschädigten Fläche lassen sich wie folgt zusammenfassen, vgl. Nummerierung in Bild 3.26:

1. Generierung der Positionsinformation des US-Schrittmotors für jeden Datenpunkt (Schalldruck)
2. Nur bei Schalen: Koordinatentransformation in Krümmungsrichtung
3. Selektion des Referenzkörpers im C-Bild des Hilfsreflektorsignals
4. Bestimmung des Signalschwellwerts durch Kenntnis der Größe des Referenzkörpers
5. Fixierung des Schwellwerts und Selektion des geschädigten Bereichs im C-Bild des Hilfsreflektorsignals
6. Berechnung der Größe der geschädigten Fläche

³ Das Kinematik-Modell wurde durch das Labor Faserverbundtechnik der Ostbayerischen Technischen Hochschule Regensburg mit der CAD Software Creo Parametric erstellt.

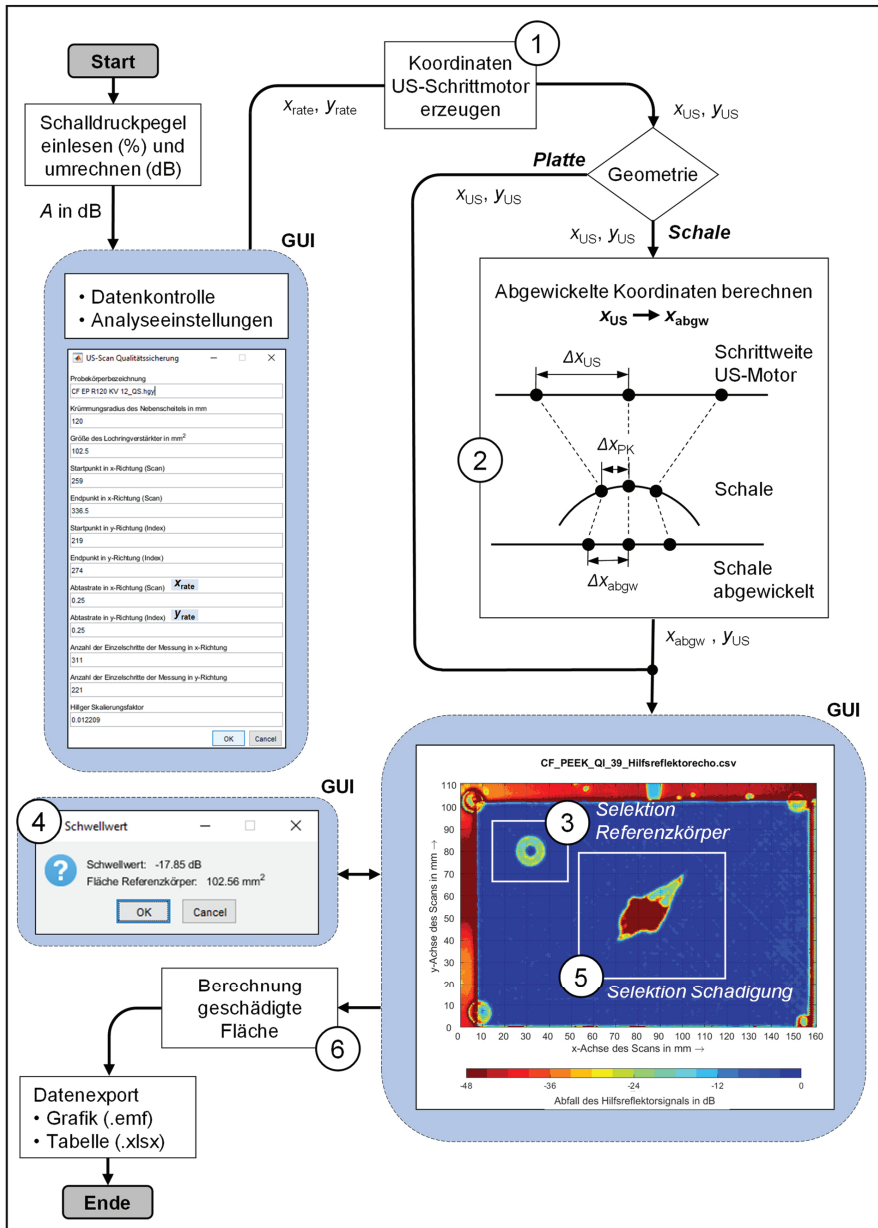


Bild 3.26: US-Auswertemethodik zur vergleichenden Untersuchung von FKV-Platten und -Schalen und deren Umsetzung als ausführbares Programm in *MATLAB*. Eine Stapelausführung ist möglich.

4 Experimentelle Charakterisierung der Schlagbelastbarkeit

Mit den in Kapitel 3 aufgeführten Methoden und Versuchstechniken erfolgt die Charakterisierung der Schlagbelastbarkeit der Lamine im Bereich des LVI. Ein besonderer Fokus wird auf den Einfluss des Matrixsystems und der Krümmung gelegt (primäre Einflussfaktoren). Zusätzlich ergeben sich weitere Einflussgrößen wie die Konditionierung und der Lagenaufbau (sekundäre Einflussfaktoren), indirekt die Faserarchitektur. Zwecks Übersichtlichkeit sind die im Folgenden dargestellten Grafiken mit Piktogrammen versehen, vgl. Erläuterungen in Anhang A.3.1. Je nach Laminatkonfiguration werden Soll-Impaktenergien im Bereich von 3 J bis 20 J aufgebracht, vgl. Tabelle 4.1.

Tabelle 4.1: Soll-Impaktenergien in Abhängigkeit der Laminatkonfiguration.

Laminatkonfiguration			Soll-Impaktenergie in J				
Faser-Matrix							
Lagenaufbau			3	6	9	12	20
Geometrie							
<i>Automotive (Gewebe-Einzellagen)</i>							
GF-EP	QI	Platte			x	x	x
GF-PA66	QI	Platte			x	x	x
<i>Luftfahrt (unidirektionale Einzellagen)</i>							
CF-EP	KV	Platte	x	x	x	x	
CF-EP	KV	Schale	x	x	x		
CF-EP	QI	Platte		x	x	x	
CF-PEEK	KV	Platte	x	x	x	x	
CF-PEEK	KV	Schale	x	x	x		
CF-PEEK	QI	Platte		x	x	x	

4.1 Vergleichbarkeit der Versuchsserien

Durch Anwendung der in Abschnitt 3.6 aufgeführten Maßnahmen für eine umfassende Qualitätssicherung ist festzustellen, dass die entwickelten Herstellungsprozesse eine sehr geringe Streuung der relevanten Kenngrößen hervorrufen, vgl. Tabelle 4.2. Somit sind für die Vergleichsstudien konstante werkstoffliche Eigenschaften sichergestellt.

Tabelle 4.2: Mittelwert und σ_1 -Abweichung der Qualitätssicherungskenngrößen der verschiedenen Laminatkonfigurationen im Vergleich (Variationskoeffizient der Wanddicke V , Faservolumengehalt φ , Porengehalt ξ , Aushärtegrad α , Kristallinitätsgrad X , Glasübergangstemperatur T_g , Schmelztemperatur T_s).

Laminatkonfiguration			Kenngröße der Qualitätssicherung						
Faser-Matrix	Lagenaufbau	Geometrie	V	φ	ξ	α	X	T_g	T_s
			in %	in %	in %	in %	in %	in °C	in °C
<i>Automotive (Gewebe-Einzellagen)</i>									
GF-EP	QI	R ∞	0,12	49,6 ± 0,0	0,05 ± 0,05	91,0 ± 0,8	-	TR*: 114	-
GF-PA66	QI	R ∞	0,26	51,1 ± 0,0	0,02 ± 0,02	-	36,2 ± 2,2	TR*: 83,0	261 ± 1
								LF*: 23,5	
								HW*: -12,6	
<i>Luffahrt (unidirektionale Einzellagen)</i>									
CF-EP	KV	R ∞	0,41	66,5 ± 0,4	0,14 ± 0,25	92,7 ± 1,0	-	162 ± 1	-
CF-EP	KV	R120	2,29	62,6 ± 1,9	0,96 ± 1,53	90,6 ± 2,0	-	162 ± 0	-
CF-EP	KV	R60	3,27	62,8 ± 2,3	0,30 ± 0,37	90,8 ± 1,1	-	163 ± 2	-
CF-EP	KV	R30	3,24	62,5 ± 1,6	0,20 ± 0,20	91,0 ± 0,4	-	162 ± 1	-
CF-EP	QI	R ∞	0,40	66,4 ± 0,7	0,18 ± 0,04	91,9 ± 0,7	-	164 ± 1	-
CF-PEEK	KV	R ∞	0,88	58,2 ± 0,9	0,03 ± 0,03	-	33,3 ± 3,5	148 ± 2	342 ± 1
CF-PEEK	KV	R120	1,28	59,1 ± 1,4	0,16 ± 0,12	-	37,9 ± 3,3	147 ± 1	343 ± 1
CF-PEEK	KV	R60	1,88	60,2 ± 0,5	0,12 ± 0,07	-	31,6 ± 3,2	145 ± 0	346 ± 1
CF-PEEK	KV	R30	2,73	58,7 ± 0,8	0,03 ± 0,02	-	33,4 ± 1,2	146 ± 3	345 ± 1
CF-PEEK	QI	R ∞	0,78	58,0 ± 2,4	0,10 ± 0,05	-	33,8 ± 1,9	144 ± 1	342 ± 0

* konditionierte Reinharzproben

Insbesondere folgende Erkenntnisse sind hervorzuheben:

- Der Porenanteil aller Versuchsserien ist z. T. deutlich kleiner als 1 % und genügt damit strengen Luffahrtvorschriften [18]. Die Methodik zur Porenerkennung ist stark konservativ. Die mittels Auflichtmikroskopie identifizierten Poren umfassen vereinzelt auch Faserausbrüche in der Schliffebene (gleicher Grauwert), welche den errechneten Porengehalt künstlich erhöhen. Alle untersuchten PK können daher als porenfrei bezeichnet werden. Das nicht angelegte Vakuum zum Schutz der Aluminiumformen bei Herstellung der CF-PEEK-Schalen im Autoklav-Verfahren hat keinen negativen Einfluss auf die PK-Qualität.
- Der Variationskoeffizient der Wanddickenmessung aller Versuchsserien liegt fast ausschließlich innerhalb der Zielvorgabe von $V < 2$ %. Damit entsprechen

- die hergestellten PK den Maßhaltigkeitsforderungen in der bei Schlagbelastung stark sensitiven Laminatdickenrichtung. Mit steigender Abweichung von einer Plattengeometrie nimmt die Wanddickenschwankung fertigungsbedingt zu. Infolge des nicht verfügbaren Differenzdrucks des Autoklavs von $p > 21$ bar führt dies bei den thermoplastischen R30-Schalen-PK zu Variationskoeffizienten leicht oberhalb des Grenzwerts. Dennoch bleibt hervorzuheben, dass auch bei den am stärksten gekrümmten PK die Wanddickenschwankungen moderat ausfallen und damit eine Vergleichbarkeit der Ergebnisse gewährleistet ist.
- Der FVG der CF-EP- und CF-PEEK-Verbunde sowie der GF-EP- und GF-PA66-Verbunde ist jeweils ähnlich zueinander. Die dem Luftfahrtbereich zugeordneten FKV weisen mit $\varphi \approx 61 \pm 3,3$ % einen höheren FVG gegenüber den im Automobilbau verwendeten Werkstoffen mit $\varphi = 50,3 \pm 0,01$ % auf.
 - Der Aushärtegrad der FDV ist für alle Geometrien und Lagenaufbauten vergleichbar. Zwar sind die FDV mit einem durchschnittlichen Aushärtegrad von $\alpha = 91,3 \pm 1,0$ % nicht vollständig, jedoch ausreichend ausgehärtet. Die mit EP-Matrix gefertigten Lamine sind somit geringfügig duktil eingestellt.
 - Der Kristallinitätsgrad der CF-PEEK-Verbunde ist für alle Geometrien und Lagenaufbauten sehr gut reproduzierbar. Durch eine Abkühlrate von > 6 °C/min, welche nicht direkt am Bauteil gemessen wird, stellt sich eine mittlere Kristallinität von $X = 34 \pm 3,4$ % ein. Diese für PEEK vergleichsweise hohe Kristallinität liegt mit einem engen Streuband innerhalb des Erwartungsbereichs [227,281]. Damit sind gleichartige mechanische Eigenschaften für die Fallversuche geschaffen, wobei der FTV vergleichsweise spröde eingestellt ist.
 - Der Einfluss der Konditionierung wird insbesondere bei Verwendung der temperatur- und feuchteempfindlichen PA66-Matrix deutlich, da eine starke Verschiebung der Glasübergangstemperatur zu niedrigeren Temperaturen bei steigendem Feuchtegehalt gemessen wird, vgl. Bild 4.1. Für die folgende Ergebnisdarstellung ist zu berücksichtigen, dass trocken konditionierte PK deutlich unterhalb, *hot/wet* konditionierte PK deutlich oberhalb ihrer Glasübergangstemperatur impaktiert werden. Luftfeucht konditionierte PK befinden sich genau im Übergangsbereich von energieelastischem zu gummielastischem Zustand.

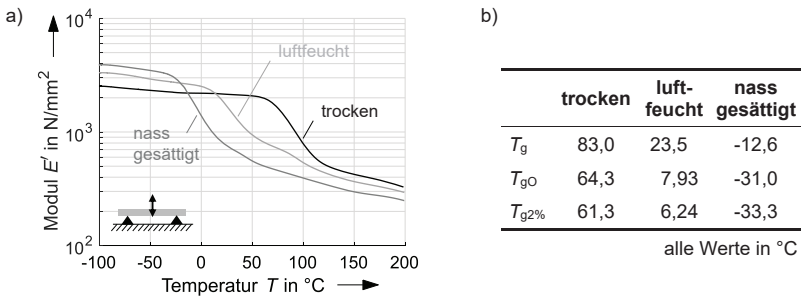


Bild 4.1: Glasübergangstemperaturen in Abhängigkeit des Feuchtegehalts von PA66-Proben a) anhand eines einfach logarithmischen Speichermodul-Temperatur-Diagramms mit b) Angabe von Beginn (T_{g0} , $T_{g2\%}$) und Mittelpunkt (T_g) des Glasübergangsbereichs.

- Die in Tabelle 4.2 aufgeführten Temperaturkennwerte (Glasübergang T_g , Schmelze T_s) liegen mit Ausnahme der konditionierten GF-PA66-Verbunde deutlich oberhalb der Temperatur bei Versuchsdurchführung. Damit ist eine Erweichung des Matrixsystems für die genannten Versuchsserien auszuschließen.

4.2 Einfluss des Matrixsystems

Der Einfluss des Matrixsystems auf die Schlagbelastbarkeit von FKV wird an den CF-EP- und CF-PEEK-Verbunden (jeweils Kreuzverbund und quasiisotroper Lagenaufbau) sowie an den GF-EP- und GF-PA66-Verbunden (Gewebe, quasiisotroper Lagenaufbau) untersucht. Unveränderte Wanddicken, Fasersysteme bzw. -halbzeuge und Impaktenergien sind für die jeweils vergleichenden Versuchsserien gewährleistet. Die Quantifizierung des Matrixeinflusses erfolgt primär an Platten.

4.2.1 Ergebnisse zur Sichtbarkeit der Schädigung

Die visuelle Sichtbarkeit der Schlagschädigung des FTV ist gegenüber dem FDV erhöht. Dies deckt sich mit Studien an CF-EP- und CF-PEEK-Verbunden [120,131,132,282]. Im Rahmen dieser Arbeit ist zu berücksichtigen, dass die betrachteten CF-PEEK-Verbunde eine Oberflächenrauheit von $R_a = 0,31 \pm 0,05 \mu\text{m}$ gegenüber $R_a = 7,24 \pm 0,43 \mu\text{m}$ der CF-EP-Verbunde infolge des verwendeten Abreißgewebes während der Herstellung aufweisen (jeweils Angabe von arithmetischer, mittlerer Rauheit und deren σ_1 -Abweichung nach DIN EN ISO 4287 [283]). Die

vergleichsweise glatte Oberfläche des FTV trägt daher zusätzlich zu einer verbesserten Sichtbarkeit der Schlagschädigung bei. Dies wird insbesondere durch die auf der impaktzugewandten Oberfläche der CF-PEEK-Verbunde sichtbaren Faserbrüche deutlich, vgl. Bild 4.2 a) unten. Durch die Interaktion von lokaler Querkraftbelastung des Impaktors und globaler Plattenbiegung, welche auf der impaktzugewandten Oberfläche Drucknormalspannungen in Faserlängsrichtung induziert, tritt ein frühzeitiges Schubknicken der Fasern auf. Je glatter die Oberfläche, umso besser ist dieser Effekt zu identifizieren. Zur Quantifizierung der visuellen Sichtbarkeit wird die Eindringtiefe exakt 48 h nach Impact zurate gezogen. Hierbei sind tendenziell größere Eindringtiefen infolge des stark viskoelastischen Materialverhaltens der Verbunde mit thermoplastischer Matrix festzustellen. Dies ist insbesondere bei den Kreuzverbunden der Fall, vgl. Bild 4.2 b).

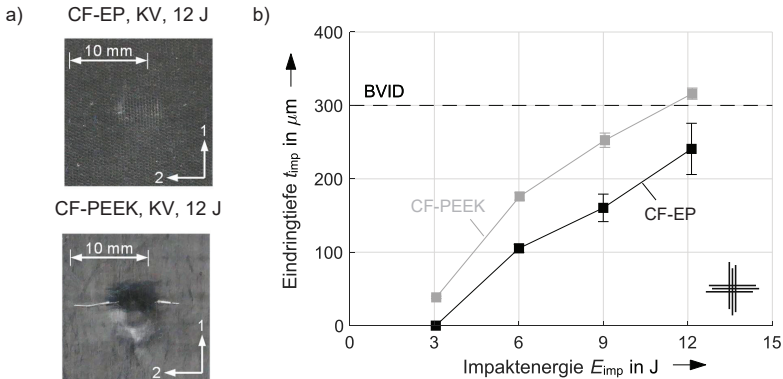


Bild 4.2: a) Visuelle Sichtbarkeit der Schlagschädigung auf der impaktierten Seite bei einer Impaktenergie von 12 J und b) Vergleich der Eindringtiefen 48 h nach Impact in Abhängigkeit der Impaktenergie von CF-EP- und CF-PEEK-Kreuzverbunden.

Im betrachteten Energiebereich ist eine näherungsweise lineare Zunahme der Eindringtiefe mit steigender Impaktenergie zu beobachten, wobei fast alle Eindringtiefen unterhalb des Schwellwerts zur Detektion eines BVID ($t_{imp} = 0,3 \text{ mm}$) liegen. Für CF-EP-Verbunde bei einer Impaktenergie von 3 J ist keine signifikante Unterscheidung der Eindringtiefe von der Oberflächenrauheit möglich und wird daher auf der Abszisse aufgetragen. Dieses Werkstoffverhalten wird nach BISHOP [120], DOREY et al. [121] sowie NETTLES und MAGOLD [282] durch die Fähigkeit zum Plastifizieren der PEEK-Matrix verursacht. Höhere (interlaminaire) Schubfestigkeiten und Risszähigkeiten des FTV untermauern dies [14,91,121,124].

Selbst bei vergleichbarer Eindringtiefe einzelner quasiisotroper Lagenaufbauten infolge einer erhöhten Streuung bei einer Impaktenergie von 12 J ist ein unterschiedliches Materialverhalten festzustellen. Während der FDV eine lokal begrenzte, bleibende Verformung aufweist, sind bei FTV größere, bleibend verformte Bereiche in der Einflusszone der Impaktorspitze ersichtlich. Infolge der Schlagbelastung richten sich die Makromoleküle des FTV durch Strecken und Entschlaufen lokal aus, wohingegen die dreidimensional vernetzten Molekülketten des FDV dies großflächig verhindern. Der Effekt wird durch Vergleich der Schnittansichten messbar: Erreicht die Oberfläche der duroplastischen PK das Referenzniveau zur Berechnung der Eindringtiefe in einem Abstand von etwa dem halben Impaktordurchmesser, so ist der FTV über diese Länge hinaus bleibend verformt, vgl. Bild 4.3.

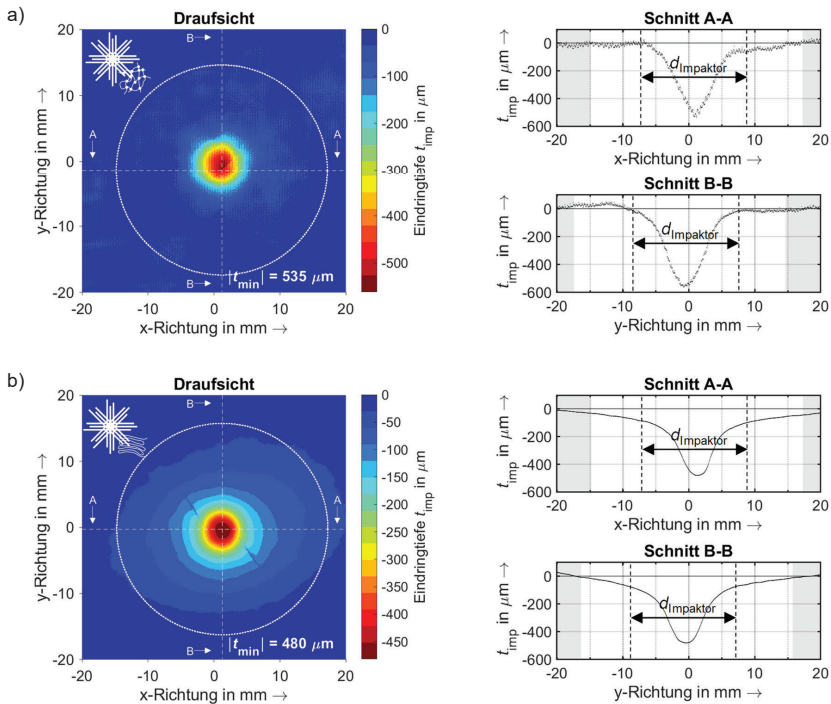


Bild 4.3: Vergleich des Verformungsverhaltens eines quasiisotropen a) CF-EP- und b) CF-PEEK-Verbunds bei einer Impaktenergie von 12 J durch Betrachtung der Eindringtieftopologie 48 h nach Impact mittels Weißlichtinterferometrie.

Unabhängig von Lagenaufbau und Impaktenergie zeigen Thermografie-Messungen kurz nach Erstkontakt von Impaktor und Laminat tendenziell höhere Maximal-

temperaturen der FTV, vgl. Bild 4.4. Somit trägt ein verstärktes Erweichen der thermoplastischen Matrix zusätzlich zu einem lokalen Plastifizieren und einer größeren Eindringtiefe der CF-PEEK-Verbunde bei. Auf eine quantitative Aussage wird infolge der maximal möglichen Messfrequenz von 350 Hz verzichtet, da die Identifikation der tatsächlich vorherrschenden Maximaltemperatur auf der PK-Rückseite bei einer Impaktdauer von 10 ms unwahrscheinlich ist.

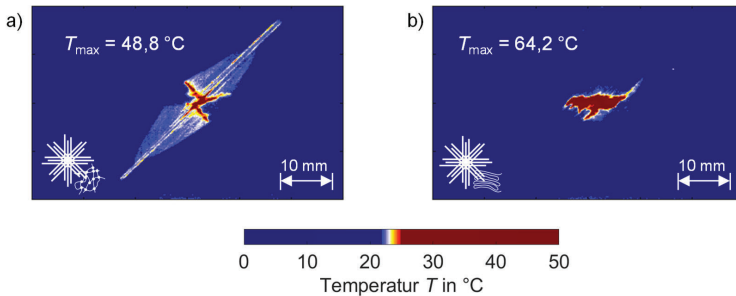


Bild 4.4: Qualitative Gegenüberstellung der Temperaturverteilung auf der impaktabgewandten Seite eines quasiisotropen a) CF-EP und b) CF-PEEK-Verbunds kurz nach Auftreffen des Impaktors mit einer Impaktenergie von 12 J.

Der Unterschied der Eindringtiefen verstärkt sich unabhängig von der Impaktenergie mit zunehmender Lagerungsdauer der impaktierten PK bei Umgebungsklima. FKV mit thermoplastischer Matrix weisen dabei eine reduzierte Eindringtiefenrelaxation auf. So steht ein durchschnittlicher Rückgang der Eindringtiefe der CF-EP-Verbunde von 7,72 % dem Wert von 4,55 % der CF-PEEK-Verbunde innerhalb der ersten 48 h nach Impact gegenüber. Die Ausrichtung der Makromoleküle geht mit einer lokalen Verfestigung und Steifigkeitssteigerung der thermoplastischen Matrix einher [70], sodass die bei Impact verformte Oberfläche des FTV einen größeren Widerstand gegen ein viskoelastisches Rückfedern ausbildet und somit stärker erhalten bleibt. Noch deutlicher wird die reduzierte Eindringtiefenrelaxation bei Gegenüberstellung der GF-EP- und GF-PA66-Verbunde über einen längeren Zeitraum, vgl. Bild 4.5. Dabei ist zu beobachten, dass für beide Werkstoffgruppen die Eindringtiefenrelaxation nach 48 h noch nicht vollständig abgeschlossen ist. Selbst bei einer Betrachtungsdauer von einem Monat wird noch kein asymptotischer Wert erreicht. DUBINSKII et al. [64,65] führen die stark verzögerte viskoelastische Strukturantwort auf die Entstehung von weiteren Mikrorissen zurück, welche ein Rückfedern durch induzierte innere Reibung verzögern.

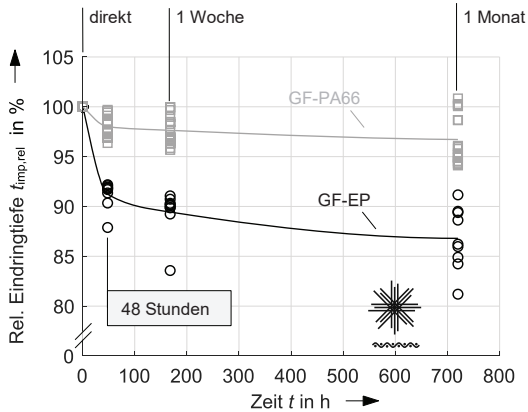


Bild 4.5: Veränderung der relativen Eindringtiefe in Abhängigkeit des Matrixsystems ohne Berücksichtigung der PK-Konditionierung: FTV weisen gegenüber FDV einen geringeren Rückgang der Eindringtiefe über der Zeit auf. [284]

Untersuchungen an den GF-EP- und GF-PA66-Verbunden zeigen, dass die Oberflächenrauheit keinen entscheidenden Einfluss auf die Eindringtiefen nimmt. So ist bei trockener Konditionierung die Eindringtiefe 48 h nach Impact der GF-PA66-Verbunde trotz einer höheren Oberflächenrauheit (GF-PA66: $R_a = 4,68 \pm 0,84 \mu\text{m}$; GF-EP: $R_a = 1,37 \pm 0,30 \mu\text{m}$) deutlich größer, vgl. Bild 4.6 a). Dies impliziert eine bessere Impactindikation des FTV infolge einer erhöhten Sichtbarkeit bei gleicher Impactenergie. Das lokale Verformungsverhalten bestimmt dabei maßgeblich die Eindringtiefe, vgl. Bild 4.6 b) und c).

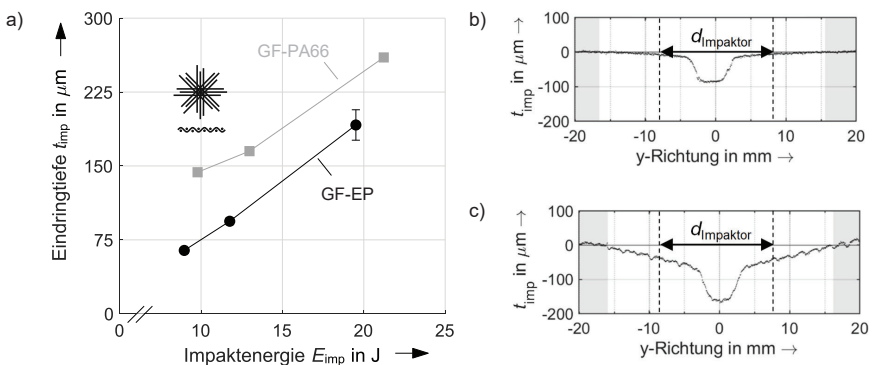


Bild 4.6: Vergleich der a) Eindringtiefen in Abhängigkeit der Impactenergie und des Verformungsverhaltens durch Betrachtung der Oberflächentopologie in y-Richtung bei einer Impactenergie von 12 J des quasiisotropen b) GF-EP- und c) GF-PA66-Verbunds bei trockener Konditionierung, jeweils 48 h nach Impact. [284]

4.2.2 Ergebnisse des Fallgewichtsversuchs

Eine zeitaufgelöste Analyse des Impaktvorgangs legt einen signifikanten Einfluss des Matrixsystems bei multidirektionalen Laminaten offen, wohingegen dieser für gewebeverstärkte Lamine bei gleichartiger Konditionierung (tr.) nicht festgestellt wird. Ursache ist der dominante Einfluss der Gewebearchitektur (vgl. Abschnitt 4.6). Daher wird der Fokus auf die multidirektionalen CF-EP- und CF-PEEK-Verbunde gelegt. Die allgemeine Charakterisierung des LVI deckt sich unabhängig des Matrixsystems mit den Beschreibungen in Unterabschnitt 3.7.4 und wird an dieser Stelle nicht näher diskutiert.

Kraft-Zeit-Verlauf

Bei Analyse des Kraftverlaufs während des Fallgewichtsversuchs sind folgende matrixspezifische Eigenschaften an Platten zu nennen:

- Die Kraft bei Erstschädigung ist auf einem jeweils konstanten Niveau unabhängig von der Höhe der Impaktenergie (6 J, 9 J, 12 J) zu erkennen, vgl. Bild 4.7. Die DTL der FTV liegt bei 24 % (KV) bzw. 50 % (QI) höheren Werten gegenüber den FDV. Damit treten erste signifikante Schädigungen beim CF-EP-Verbund auf, wohingegen der CF-PEEK-Verbund die bis dahin applizierte Last ohne merkliche Schädigung erträgt. Beide Lamine zeigen durch die Existenz einer DTL ein eher sprödes Schädigungsverhalten unter LVI.
- Die Kreuzverbunde werden zur Gegenüberstellung mit den Schalen zusätzlich mit einer Energie von 3 J impaktiert. Die Platten zeigen keine strukturelle Schwächung, sondern ein stark elastisches Ein- und Ausschwingverhalten, welches in Bild 4.7 a) und b) durch eine halbsinusförmige Kraftantwort ohne DTL und ohne hochfrequente Schwingungen durch PK-Schädigung geprägt ist.
- Das Erreichen einer matrixspezifischen DTL wird insbesondere am Beispiel der mit 6 J impaktierten quasiisotropen Lamine deutlich, vgl. untere Kurve in Bild 4.7 c) und d). Im Gegensatz zu den CF-EP-Verbunden entspricht bei den CF-PEEK-Verbunden die Kraft bei Erstschädigung der Maximalkraft: $F_{\max} = F_{\text{DTL}}$. In drei von fünf Fällen liegt ein halbsinusförmiger Verlauf ohne DTL vor (nicht dargestellt). Dies bedeutet, dass das gewählte Energieniveau in Einzelfällen nicht ausreicht, um erste Schädigungen im CF-PEEK-Verbund zu induzieren. Die CF-EP-Platten hingegen nehmen nach Erreichen der DTL auf niedrigerem Niveau weiter Kräfte bis zur maximalen Belastbarkeit der Struktur auf.

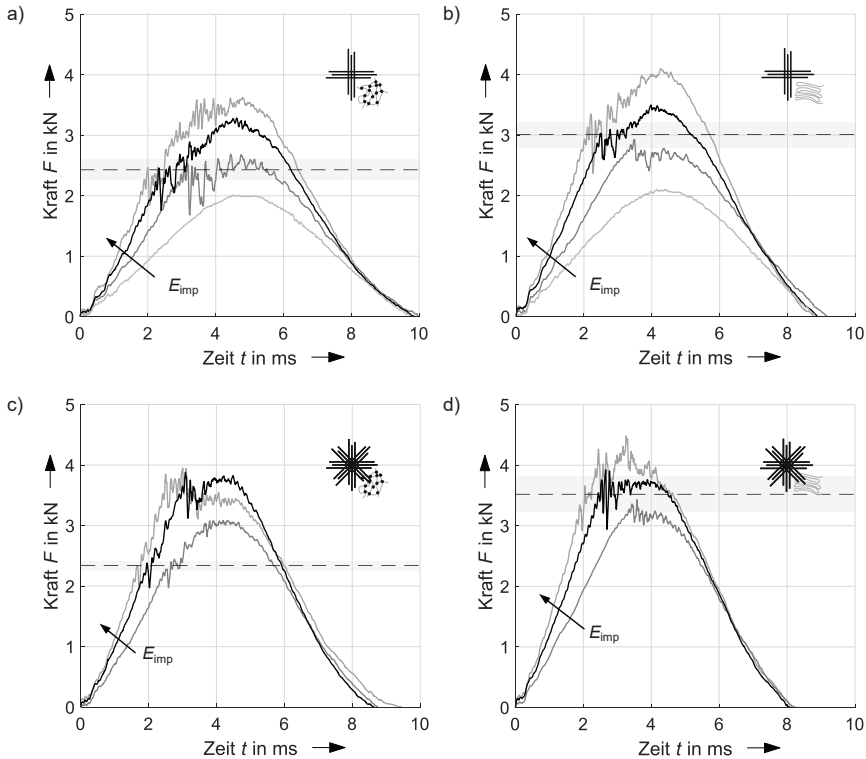


Bild 4.7: Repräsentative Kraft-Zeit-Diagramme des a) CF-EP-Kreuzverbunds, b) CF-PEEK-Kreuzverbunds, c) quasiisotropen CF-EP-Verbunds und d) quasiisotropen CF-PEEK-Verbunds in Abhängigkeit der Impaktenergie (3 J nur bei KV, 6 J, 9 J, 12 J) mit Gegenüberstellung von Mittelwert (gestrichelte Linie) und σ_1 -Abweichung (grauer Bereich) der DTL aller durchgeführten Versuche an Platten.

Die mit 3 J impaktierten Kreuzverbunde sind besonders geeignet, um den in Abschnitt 3.4 erwähnten Einfluss der höheren Wanddicke der FTV zu quantifizieren, da nur ein geringer Einfluss von Schädigungen (Haarrisse, Zwischenfaserbrüche) auf das strukturelle Verhalten vorliegt. Somit werden die charakteristischen Kenngrößen des LVI im Wesentlichen von der jeweiligen Plattensteifigkeit bestimmt. Diese setzt sich in erster Näherung nichtlinear aus Biege-, Schub- und Membransteifigkeiten zusammen (vgl. Unterabschnitt 3.7.3). Unter Annahme ähnlicher Elastizitätskenngrößen von FDV und FTV, vgl. Tabelle 3.2 (Abschnitt 3.2), erfolgt eine rein geometrische Betrachtung. Die Wanddicke beeinflusst die Biegesteifigkeit der Platte in der dritten Potenz, wohingegen Schub- und

Membransteifigkeiten linear von der Wanddicke abhängen [260,261]. Bei Gegenüberstellung der experimentellen Ergebnisse werden im Durchschnitt 4,10 % höhere Maximalkräfte, 5,55 % geringere maximale Wege und 6,53 % kürzere Impaktdauern des bis zu 9,18 % dickeren und damit steiferen FTV gemessen. Folglich ist in dieser Fallturmkonfiguration der moderaten Wanddickendifferenz von CF-EP- und CF-PEEK-Verbund ein untergeordneter Einfluss beizumessen. Nicht nur die Biegesteifigkeit, sondern auch Membran- und v. a. Schubsteifigkeiten tragen zum Strukturverhalten bei.

Im Gegensatz zur DTL steigt die Maximalkraft näherungsweise linear mit der Impaktenergie an. Unabhängig von Lagenaufbau und Impaktenergie werden bei Versuchen mit DTL 6,38 % höhere Maximalkräfte für den FTV erreicht, vgl. Bild 4.8. Der um etwa 2 % höhere Wert gegenüber den bei 3 J impaktierten duroplastischen und thermoplastischen Platten erklärt sich durch die höhere PK-Schädigung der CF-EP-Verbunde (vgl. Unterabschnitt 4.2.3). Infolge von Matrixrissen und Delaminationen nimmt die Plattensteifigkeit sukzessive ab, wodurch geringere Maximalkräfte erreicht werden. Somit liegt bei den hier gegenübergestellten Faser-Matrix-Kombinationen keine signifikante Abhängigkeit der Maximalkraft vom Matrixsystem vor. Die jeweils höheren Maximalkräfte der quasiisotropen Lamine sind durch den biegesteiferen Lagenaufbau begründet.

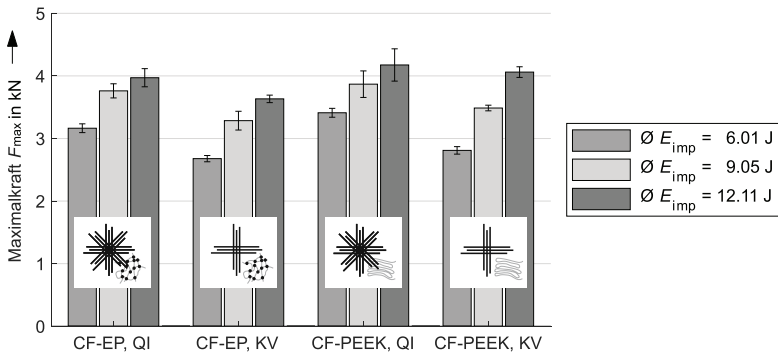


Bild 4.8: Mittelwert und σ_1 -Abweichung der Maximalkraft von Versuchen mit DTL in Abhängigkeit von Matrixsystem, Lagenaufbau und Impaktenergie.

Kraft-Weg-Verlauf

Aus Bild 4.7 ist bereits zu erkennen, dass der Impaktvorgang für beide Matrixsysteme ähnlich lange dauert, wenngleich geringfügig größere Impaktdauern des CF-EP-Verbands auftreten. Dies ist anhand des unterschiedlichen Ein- und Ausschwingverhaltens der Platten erklärbar, da der FTV eine steifere Strukturantwort unabhängig vom Lagenaufbau aufweist. Zum einen ist dies anhand eines linearisierten Gradienten $\Delta F/\Delta s$ im Kraft-Weg-Verlauf bei Einleitung der Schlagenergie zu quantifizieren (Anstieg vom Ursprung bis zur DTL), vgl. Bild 4.9. Zum anderen werden geringere maximale Wege des FTV bis zum Rückfedern der Struktur zurückgelegt. Die Unterschiede werden durch die leicht höhere Wanddicke des FTV begünstigt.

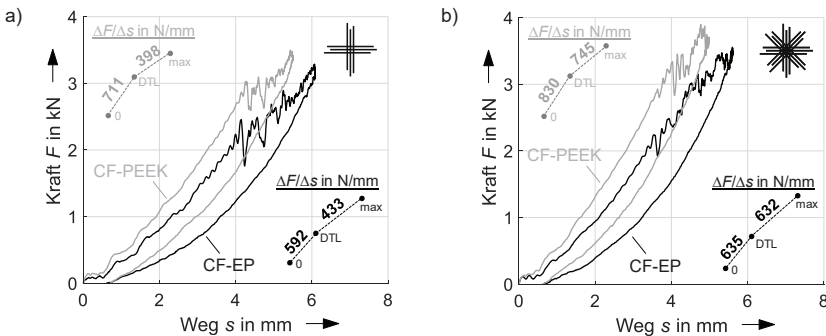


Bild 4.9: Repräsentative Kraft-Weg-Diagramme bei einer Impaktenergie von 9 J der a) (0/90)_{4s}- und b) (+45/0/-45/90)_{2s}-CF-EP- und CF-PEEK-Laminat. Die Verläufe zeigen jeweils eine steifere Strukturantwort des FTV.

Der progressive Kraftanstieg über dem Verformungsweg bis zum Erreichen der DTL ist auf konstant über dem Querschnitt wirkende Zugmembranspannungen der sich im Mittenbereich konkav verformenden Platte zurückzuführen. Die Zugmembranspannungen steigen mit zunehmender Beanspruchung überproportional an, vgl. Bild 4.10. Trotz der steiferen Strukturantwort federt der FTV bis zum Erreichen der DTL stärker ein. Die größere strukturelle Verformung bis zum Eintreten erster signifikanter Schädigungen verdeutlicht wiederholt die höhere Schlagbelastbarkeit des thermoplastischen Verbundwerkstoffs. Nach Erreichen der DTL ist für beide Verbunde i. d. R. eine reduzierte Struktursteifigkeit ($\Delta F/\Delta s$ bis zum Kraftmaximum) infolge sukzessiver Schädigungen festzustellen.

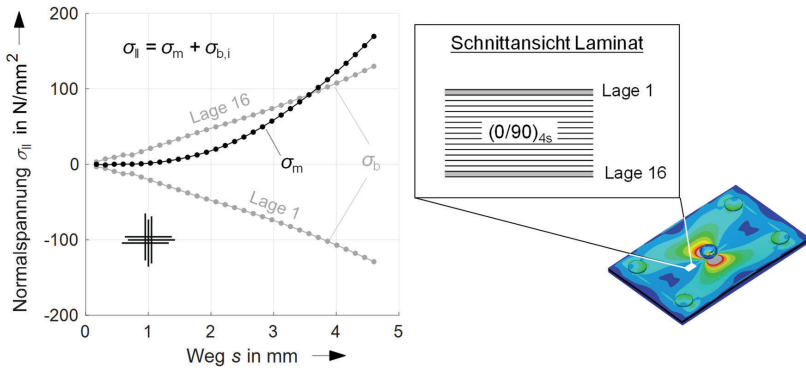


Bild 4.10: FE-Simulation des CF-PEEK-Kreuzverbunds bis zum Erreichen der DTL: Darstellung der Längs-Normalspannung σ_{II} aufgeteilt in Membranspannung σ_m und Biegenormalspannung σ_b der jeweils äußeren 0° Lage über dem Verformungsweg, ausgewertet 20 mm in PK-Längsrichtung von der Lasteinleitung des Impaktors entfernt. Mit zunehmender Plattenabsenkung (konkave Plattenverformung) steigt die Zugmembranspannung progressiv, die Biegenormalspannung näherungsweise linear an.

Analog zur Maximalkraft nimmt der maximale Weg linear mit der Impaktenergie zu, vgl. Bild 4.11. Durchschnittlich werden um 9 % geringere maximale Wege des FTV erreicht.

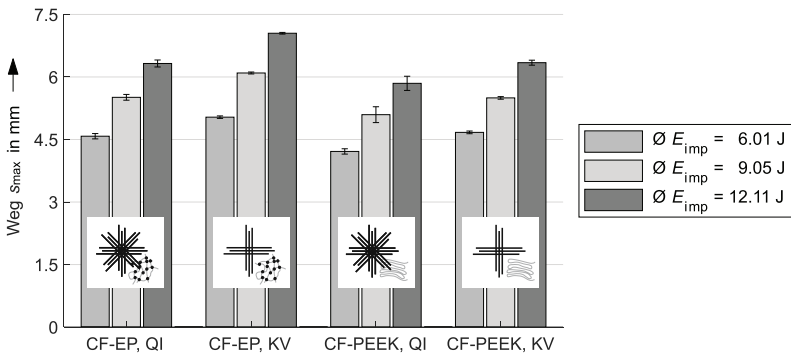


Bild 4.11: Mittelwert und σ_1 -Abweichung des maximalen Weges von Versuchen mit DTL in Abhängigkeit von Matrixsystem, Lagenaufbau und Impaktenergie.

Energie-Zeit-Verlauf

Die Ein- und Ausleitung der Schlagenergie während des Impaktvorgangs erfolgt bei den CF-PEEK-Verbunden aufgrund der steiferen Strukturantwort etwas schneller.

Unabhängig vom Matrixsystem steigen elastische und absorbierte Energie im untersuchten Parameterraum näherungsweise linear mit der Impaktenergie an. Insbesondere bei Betrachtung von Mittelwert und Streuband der zum Ende des Impaktvorgangs vom PK absorbierten Energie ist kein signifikant unterschiedliches Werkstoffverhalten in Abhängigkeit des Matrixsystems ersichtlich, vgl. Bild 4.12. Damit wird jeweils eine vergleichbare Energiemenge in Form von innerer Reibung und Schädigung im PK dissipiert.

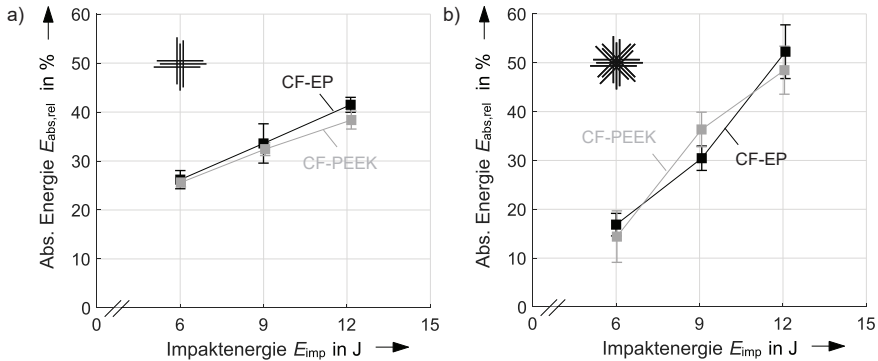


Bild 4.12: Relative, absorbierte Energie in Abhängigkeit der aufgebrachtten Impaktenergie der a) (0/90)_{4S}- und b) (+45/0/-45/90)_{2S}- CF-EP- und CF-PEEK-Laminats. Die Energieabsorption ist für beide Werkstoffe vergleichbar.

Für multidirektionale Laminats, welche eine Kraft bei Erstschtädigung aufweisen, lässt sich zusätzlich eine Energie bei Erstschtädigung E_{DTL} als Integral der Kraft über dem Verformungsweg bis zum Erreichen der DTL berechnen, vgl. Formel 4.1:

$$E_{DTL} = \int_0^{s_{DTL}} F \cdot ds \quad (4.1)$$

Analog zur Kraft bei Erstschtädigung zeigt sich, dass auch die Energie bei Erstschtädigung näherungsweise unabhängig von der Impaktenergie erreicht wird. Sie liegt für die CF-PEEK-Verbunde bei größeren Energien, vgl. Bild 4.13. Obwohl die mit 3 J impaktierten Kreuzverbunde keine Schädigungen bei Auswertung der Fallturm- und Ultraschalldaten aufweisen, wird eine relative absorbierte Energie von 6,94 % gemessen. Dies ist auf äußere Reibung des Schlittens an den Führungsschienen, Wärmeverluste durch innere Reibung, ein Plastifizieren der Matrix unterhalb des Impaktors und ggf. nicht zerstörungsfrei identifizierbare Zwischenfaserbrüche zurückzuführen.

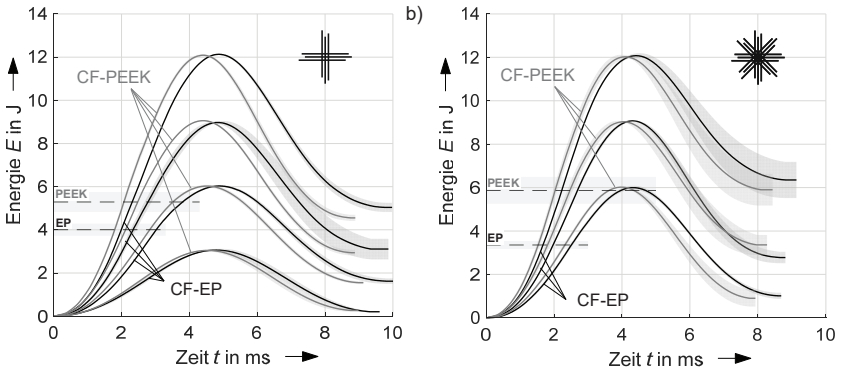


Bild 4.13: Energie-Zeit-Diagramm der a) $(0/90)_{4s}$ - und b) $(+45/0/-45/90)_{2s}$ - CF-EP- und CF-PEEK-Laminats mit horizontaler Indizierung der Energie bei Erstschädigung (Mittelwert, σ_1 -Abweichung) in Abhängigkeit des Matrixsystems. Die dargestellten Mittelwertkurven (durchgezogene Linien) mit σ_1 -Abweichung (grauer Bereich) ergeben sich aus jeweils fünf Einzelversuchen.

4.2.3 Ergebnisse der Bestimmung des Schädigungsausmaßes

Durch die Selbstreferenzierung der PK bei Durchführung der US-Analysen wird eine sehr gute Vorhersagegenauigkeit der geschädigten Fläche gewährleistet. Die Methodik wird anhand der halbtransparenten GF-EP-Verbunde validiert. Dabei ist ersichtlich, dass moderat bis stark geschädigte Bereiche ihrer Kontur entsprechend realitätsnah erkannt werden. Einzig Haarrisse und einzelne Zwischenfaserbrüche gehen infolge der Abtastrate des US-Prüfkopfs von 0,2 mm, der angelegten Impulsfolgefrequenz von 2,25 MHz und der natürlichen Schallschwächung des GF-EP-Verbunds im Signal verloren, vgl. Bild 4.14. Dies entspricht den Erwartungen.

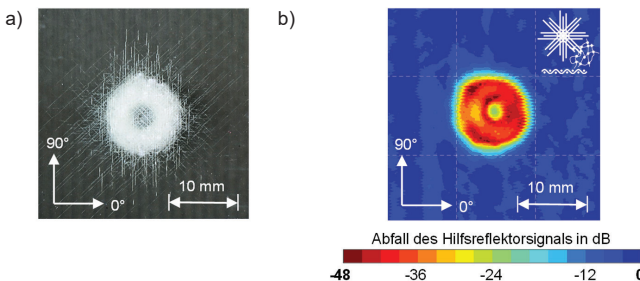


Bild 4.14: Geschädigte Fläche eines quasiisotropen GF-EP-Verbunds (Gewebe) bei einer Impaktenergie von 9,8 J: a) Fotografie der Schädigung von der PK-Rückseite im Streifenlicht, b) C-Bild der US-Analyse.

Der Effekt wird für die nicht transparenten CFK aufgrund deren geringeren akustischen Impedanz und der höheren Impulsfolgefrequenz von 5 MHz weniger stark angenommen. Bei Betrachtung der visuell und mittels US gemessenen, geschädigten Fläche fällt im Mittenbereich eine reduzierte Schädigungsdichte unterhalb des Druckpunkts des Impaktors auf. Obwohl alle Lasten durch die Impaktorspitze während des Schlagvorgangs dort ein- und z. T. ausgeleitet werden, ist auch in den FE-Simulationen eine reduzierte Zwischenfaserbruchanstregung zu erkennen, vgl. Bild 4.15. Die geschädigten (farbigen) Bereiche sind deutlich größer als im Versuch, da die Simulationen mit linear-elastischen Materialkennwerten ohne Degradation erfolgen. Die lokal reduzierte Schädigungsdichte ist auf eine erhöhte Schubbelastbarkeit des Laminats durch den dort überlagerten Querdruck des Impaktors zurückzuführen.

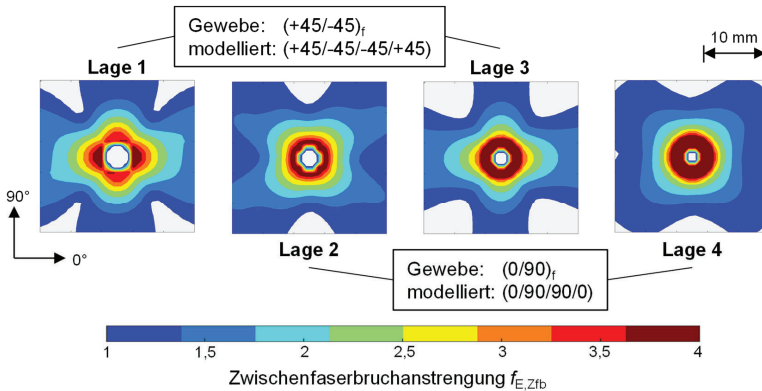


Bild 4.15: Zwischenfaserbruchanstregung nach Puck der obersten vier Gewebelagen (v. l. n. r.) des quasiisotropen GF-EP-Verbunds bei einer transversalen Maximalkraft von $F = 4,56$ kN des 9,8 J Impakts durch Anwendung der Submodelltechnik im Kontaktbereich des Impaktors (40 mm x 40 mm). Zwecks Vergleichbarkeit zu Bild 4.14 ist der Mittenbereich auszugsweise dargestellt. Um eine Verzerrungs-Wölbungs-Kopplung des Gewebes zu unterbinden, ist jede Gewebelage durch vier mittensymmetrische Einzelschichten modelliert. Die dargestellten Anstrengungen jeder Gewebelage sind aus den vier Einzelschichtanstrengungen superponiert und gemittelt. Reduzierte Anstrengungen im Zentrum sind ersichtlich (hellgrau: $f_{E,Zfb} < 1$).

Bei allen betrachteten Faser-Matrix-Kombinationen steigt die geschädigte Fläche mit zunehmender Impaktenergie. Am Beispiel der CF-EP- und CF-PEEK-Verbunde sind deutlich kleinere geschädigte Flächen des FTV bei Auswertung der US-Analysen festzustellen, vgl. Bild 4.16. Bei drei von fünf mit 6 J impaktieren, quasiisotropen CF-PEEK-Platten werden keine geschädigten Flächen identifiziert. Dies korreliert mit den

berechneten Grenzen zur Detektierbarkeit erster Schädigungen der CF-EP- und CF-PEEK-Verbunde, vgl. Formel 4.1 (Unterabschnitt 4.2.2). Die Energie bei Erstschädigung liegt bei den quasiisotropen CF-PEEK-Platten mit 5,36 J bereits im Bereich der aufgetragenen Impaktenergie von 6 J und erklärt das Ausbleiben von Schädigungen bei einzelnen Versuchen.

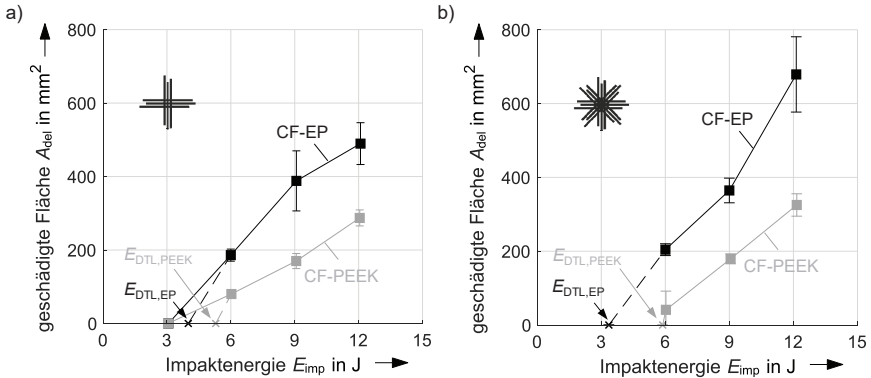


Bild 4.16: Darstellung der geschädigten Fläche der a) $(0/90)_{4s}$ - und b) $(+45/0/-45/90)_{2s}$ - CF-EP- und CF-PEEK-Verbunde über der Impaktenergie mit Auftragung der rechnerisch bestimmten Energie bei Erstschädigung E_{DTL} auf der Abszisse (x). FDV erweisen sich als deutlich schlagempfindlicher.

Hinsichtlich der Schädigungskontur sind wenig Unterschiede in Abhängigkeit des Matrixsystems auszumachen. Beide Laminare zeigen ihre Hauptschädigungsrichtung entlang der untersten impaktabgewandten Einzelschicht, vgl. Bild 4.17. Im Falle der Kreuzverbunde ist die aus der Literatur bekannte erdnussförmige Kontur ersichtlich, wohingegen quasiisotrope Laminare eine rautenförmige Ausbreitung der Schädigung aufzeigen. Unabhängig vom Lagenaufbau ist die Kontur beim spröderen FDV stärker ausgebildet. Die Matrixduktilität des FTV verursacht eine kompaktere, eher kreisförmige Ausprägung der Schädigung. Die C-Bilder der CF-PEEK-Verbunde unterliegen dabei einer stärkeren Streuung als die der CF-EP-Verbunde. Ähnliche Erkenntnisse zur Schädigungsmorphologie sind aus der Literatur bekannt [125,132].

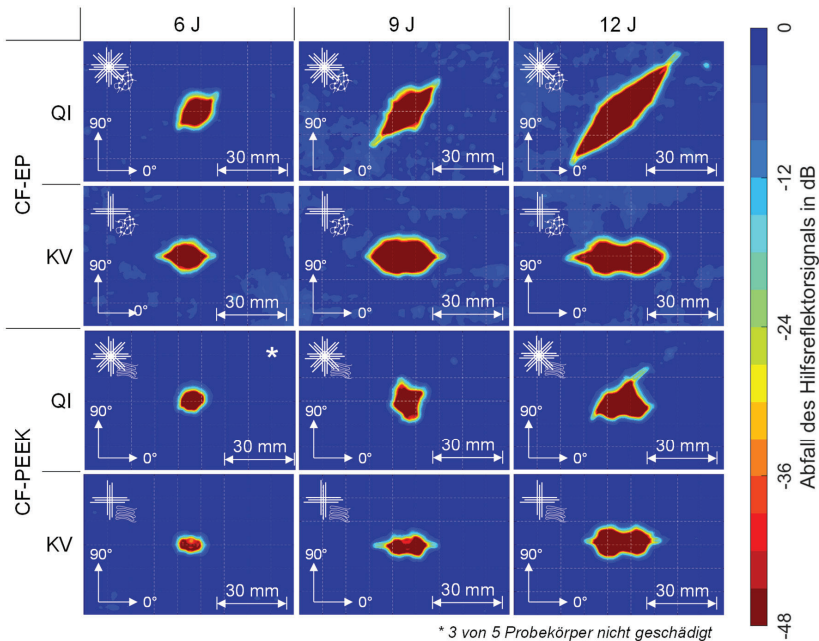


Bild 4.17: Repräsentative C-Bilder der geschädigten Bereiche der CF-EP- und CF-PEEK-Verbunde in Abhängigkeit von Lagenaufbau und Impaktenergie. Die unterste, impaktabgewandte Einzelschicht bestimmt die Schädigungskontur.

Bei den bisherigen Ergebnissen zum Einfluss des Matrixsystems auf die Größe der geschädigten Fläche ist zu berücksichtigen, dass beide Matrixsysteme (EP, PEEK) ein mäßiges Feuchteaufnahmevermögen besitzen, vgl. Tabelle 2.1. (Unterabschnitt 2.4.1) und Abschnitt 3.5. Somit spielt die Abhängigkeit der Konditionierung auf die Versuchsergebnisse eine untergeordnete Rolle. Werden hingegen Matrixsysteme verglichen, bei denen einem hydrophilen FTV Feuchtigkeit entzogen wird, ist die verallgemeinerte Aussage der höheren Schlagbelastbarkeit eines FTV nur eingeschränkt zulässig. Dies zeigt sich bei Vergleich des GF-EP-Verbunds mit dem GF-PA66-Verbund, jeweils in trockenem PK-Zustand. Der FTV erfährt infolge der Trocknung eine signifikante Versprödung. Durch den Entzug der Feuchte als Weichmacher liegen tendenziell größere geschädigte Flächen vor, vgl. Bild 4.18. Somit sind trockene FTV mit hohem Feuchteaufnahmevermögen als dimensionierend für die Schlagbelastbarkeit zu berücksichtigen.

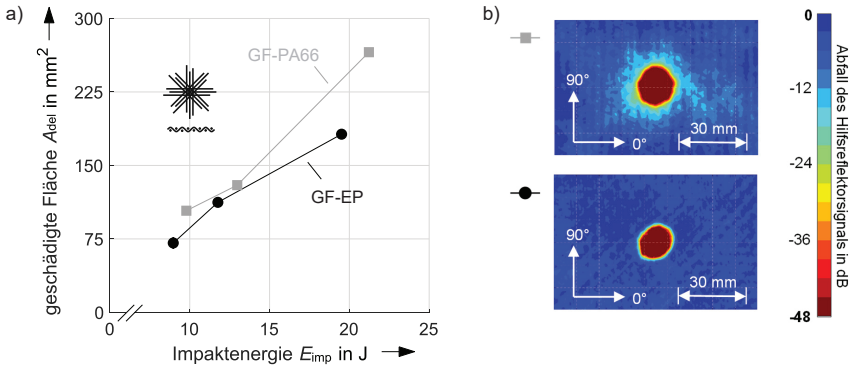


Bild 4.18: a) Darstellung der geschädigten Fläche des trockenen, gewebeverstärkten GF-EP- und GF-PA66-Verbunds über der Impaktenergie. b) beispielhafte C-Bilder bei einer Impaktenergie von 20 J.

4.3 Einfluss der Krümmung

Der Einfluss der Krümmung auf die Schlagbelastbarkeit von FKV wird an CF-EP- und CF-PEEK-Kreuzverbunden untersucht. Hierbei werden ebene Strukturen drei verschieden stark konvex gekrümmten PK gegenübergestellt (vgl. Unterabschnitt 3.3.2). Wanddicke, Fasersystem, Impaktenergie und Lagenaufbau bleiben jeweils unverändert.

4.3.1 Ergebnisse zur Sichtbarkeit der Schädigung

Analog zu den Platten (vgl. Unterabschnitt 4.2.1) liegen bei den konvexen Schalen größere Eindringtiefen für FKV mit thermoplastischem Matrixsystem vor, welche mit steigender Impaktenergie weiter zunehmen. Eine allgemeine Abhängigkeit vom Krümmungstyp oder dem Wert der Krümmung ist für beide Matrixsysteme nicht zu erkennen. Dies verdeutlicht, dass die Eindringtiefe in erster Linie eine werkstoffliche Kenngröße darstellt. Zudem haben Schalen geometrisch bedingt gegenüber Platten kleinere Kontaktflächen mit dem Impaktor, sodass die Lasten stärker konzentriert eingeleitet werden. Dies erschwert eine Vergleichbarkeit der Ergebnisse. Lediglich eine direkte Gegenüberstellung der Eindringtiefen thermoplastischer und duroplastischer Lamine mit der Überhöhung $U_{\text{Imp}} (= t_{\text{imp,FTV}} / t_{\text{imp,FDV}})$ zeigt, dass eine Klassifizierung der relativen visuellen Sichtbarkeit nach dem Krümmungstyp (eben, konvex) möglich ist, vgl. Bild 4.19.

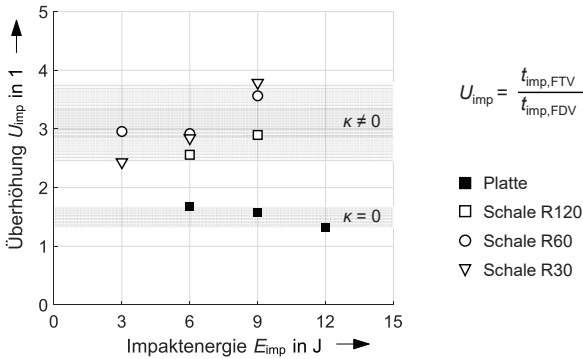


Bild 4.19: Überhöhung der Eindringtiefe von FTV in Abhängigkeit von Krümmung und Impaktenergie (jeweils Mittelwerte aus fünf Einzelversuchen). Die visuelle Sichtbarkeit von Schlagschädigungen an FTV ist insbesondere bei gekrümmten Strukturen gegenüber FDV erhöht.

4.3.2 Ergebnisse des Fallgewichtsversuchs

Bei einer zeitaufgelösten Betrachtung des Impaktvorgangs ist ein Einfluss der Krümmung zu erkennen.

Kraft-Zeit-Verlauf

Analog zu den Platten (vgl. Unterabschnitt 4.2.2) ist eine konstante Kraft bei Erstschädigung festzustellen, welche näherungsweise unabhängig vom Krümmungsradius und der Impaktenergie auftritt. Am Beispiel der mit 6 J impaktierten konvexen Strukturen ist ersichtlich, dass die DTL der FTV bei geringfügig niedrigeren Kräften im Vergleich zu den FDV auftritt. Dies entspricht einer Umkehr der Verhältnisse gegenüber ebenen Strukturen. Somit sind erste signifikante Schädigungen zunächst beim CF-PEEK-Verbund zu erkennen. Bei dieser Impaktenergie nimmt der FTV weitere Lasten nach Erstschädigung auf ($F_{\text{max}} > F_{\text{DTL}}$), wohingegen dies beim FDV nicht der Fall ist ($F_{\text{max}} = F_{\text{DTL}}$), vgl. Bild 4.20. Kürzere Impaktdauern der FTV sind gleichermaßen bei Schalen festzustellen, wobei sich unabhängig des Werkstoffs die Impaktdauer mit steigender Krümmung reduziert. Da geometrisch bedingt mehr Fasern unter einem kleineren Winkel zur Belastungsrichtung orientiert sind, nimmt die Struktursteifigkeit mit der Krümmung zu. Dies bewirkt ein schnelleres Rückfedern der Schlagvorrichtung.

Grundsätzlich sind stärkere Schwingungen während des Impaktvorgangs bei den CF-PEEK-Verbunden zu verorten. Dies ist auf die leicht erhöhten Wanddicken und die

damit höhere Biegesteifigkeit der thermoplastischen Strukturen zurückzuführen. Infolge dieser Schwingungen ergeben sich größere Streuungen in der Strukturantwort der FTV. So ist bei den CF-EP-Schalen klar ersichtlich, dass der Lastabfall nach Erreichen der DTL mit steigender Krümmung zunimmt, vgl. Bild 4.20 a). Bei den Faser-Thermoplast-Schalen hingegen ist diese Tendenz lediglich anhand einzelner Versuche zu identifizieren, vgl. Bild 4.20 b).

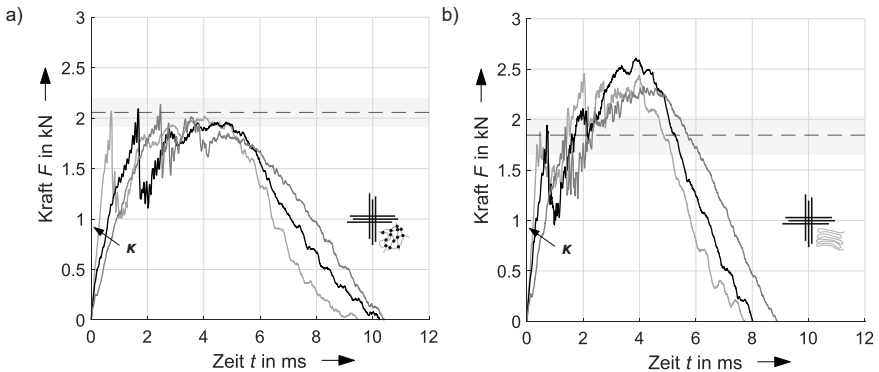


Bild 4.20: Repräsentative Kraft-Zeit-Diagramme der gekrümmten a) CF-EP- und b) CF-PEEK-Kreuzverbunde bei einer Impaktenergie von 6 J in Abhängigkeit der Krümmung (R120, R60, R30) mit Gegenüberstellung von Mittelwert (gestrichelte Linie) und σ_1 -Abweichung (grauer Bereich) der DTL aller durchgeführten Versuche an Schalen.

Analog zu den Platten steigt die maximal ertragbare Kraft der Schalen mit der Impaktenergie an, wobei die CF-PEEK-Verbunde im Durchschnitt um 12,8 % höhere Werte gegenüber den CF-EP-Verbunden aufweisen. Die Maximalkräfte an Schalen liegen unterhalb derer an Platten. Mit steigender Krümmung nimmt zwar die Struktursteifigkeit zu (steigende Kontaktkraft), gleichzeitig sind größere geschädigte Flächen gegenüber Platten zu erwarten (fallende Kontaktkraft), vgl. Unterabschnitt 2.4.2. Diese z. T. entgegenwirkenden Effekte führen zu keinem klaren Zusammenhang von Maximalkraft und Krümmung.

Kraft-Weg-Verlauf

Analog zu den Platten (vgl. Unterabschnitt 4.2.2) weist der FTV eine steifere Strukturantwort auf, welche sich durch kürzere Wege bis zum Erreichen der DTL und der Maximalkraft äußert. Dieser Effekt wird für beide Matrixsysteme mit steigender Struktursteifigkeit verstärkt, d. h. mit zunehmender Krümmung der Schale sind geringere Verformungen möglich, vgl. Bild 4.21.

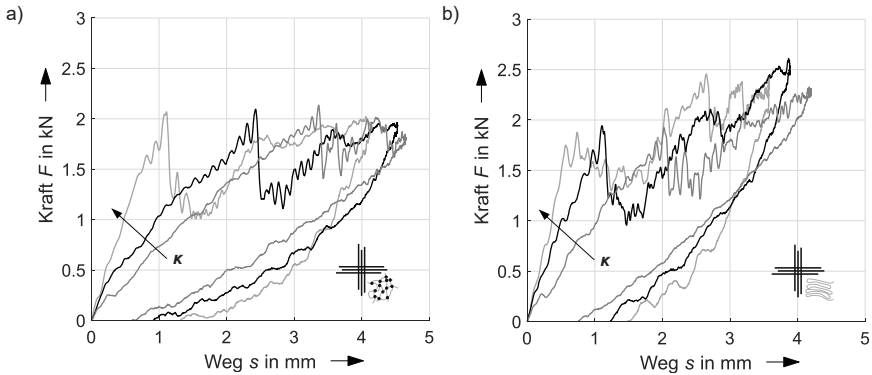


Bild 4.21: Repräsentative Kraft-Weg-Diagramme bei einer Impaktenergie von 6 J der a) CF-EP- und b) CF-PEEK-Kreuzverbunde in Abhängigkeit der Krümmung (R120, R60, R30). Stärker gekrümmte Geometrien zeigen jeweils eine steifere Strukturantwort.

Im Gegensatz zum strukturmechanischen Verhalten an Platten erreichen die CF-PEEK-Schalen im Vergleich zu den CF-EP-Schalen nach geringeren Verformungswegen die DTL, wodurch konvex gekrümmte FTV eine höhere Empfindlichkeit gegenüber ersten Schädigungen aufweisen.

Analog zu den Platten steigt der maximale Weg der Schalen linear mit der Impaktenergie an, wobei FTV im Durchschnitt um 11,6 % niedrigere Werte gegenüber den FDV aufweisen, vgl. Bild 4.22. Mit steigender Krümmung nimmt das maximale Verformungsvermögen der Struktur ab, der Weg bei Abheben des Impaktors zu.

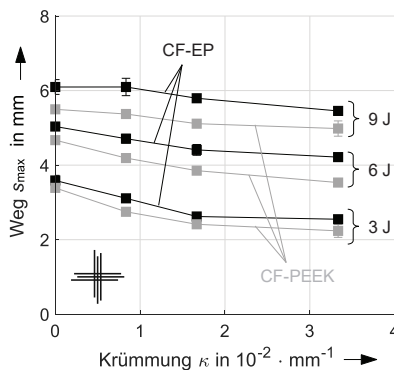


Bild 4.22: Maximaler Weg über der Krümmung in Abhängigkeit der Impaktenergie der CF-EP- und CF-PEEK-Kreuzverbunde mit Gegenüberstellung der Werte an Platten auf der Ordinate.

Energie-Zeit-Verlauf

Analog zu den Platten ist mit Ausnahme der Impaktdauer kein signifikant werkstoff-spezifischer Energie-Zeit-Verlauf zu erkennen, vgl. Bild 4.23 a). Energie gleicher Größenordnung wird in Form von innerer Reibung und Schädigung im PK dissipiert. Unabhängig von Werkstoff und Impaktenergie nimmt der Anteil absorbierten Energie mit der Krümmung deutlich zu, vgl. Bild 4.23 b). Daher sind größere Schädigungen mit steigender Krümmung zu erwarten. Wurden an Platten konstante Energien bei Erreichen der DTL konstatiert, so nimmt diese mit steigender Krümmung der Schalen ab: konstante Kräfte werden mit steigender Krümmung bei geringeren Wegen erreicht. Dieser Aspekt wird in Unterabschnitt 5.1.1 aufgegriffen.

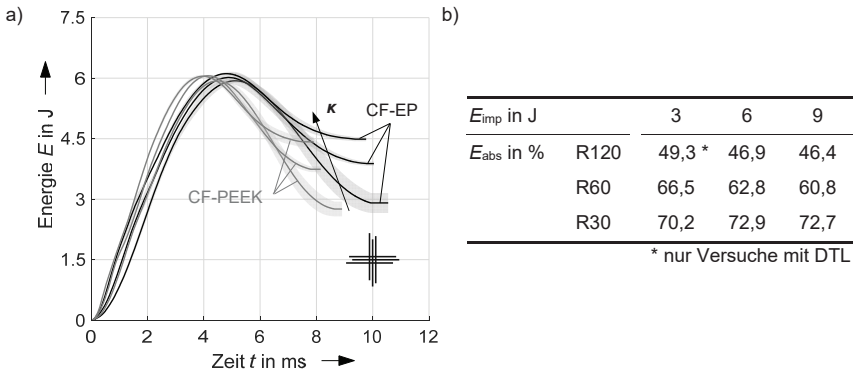


Bild 4.23: a) Energie-Zeit-Diagramm aller Schalen in Abhängigkeit der Krümmung (R120, R60, R30) und des Matrixsystems bei einer Impaktenergie von 6 J. Die dargestellten Mittelwertkurven (durchgezogene Linien) mit σ_1 -Abweichung (grauer Bereich) ergeben sich aus jeweils fünf Einzelversuchen. b) Anteil der bei allen Impaktenergien absorbierten Energie E_{abs} in Abhängigkeit der Krümmung.

4.3.3 Ergebnisse der Bestimmung des Schädigungsausmaßes

Ist bei Platten eine Abhängigkeit der geschädigten Fläche vom Matrixsystem zu erkennen, so ist dieser Effekt bei konvex gekrümmten Strukturen stark reduziert. Der geometrische Einfluss dominiert. Unabhängig des Matrixsystems sind signifikant größere Schädigungen bei konvexen Schalen festzustellen, vgl. Bild 4.24. Bereits eine geringfügig konvex gekrümmte Struktur erfährt gegenüber Platten eine erheblich größere Schädigung unter LVI, da sie geometrisch bedingt eine erhöhte Struktursteifigkeit bei transversaler Belastung aufweist.

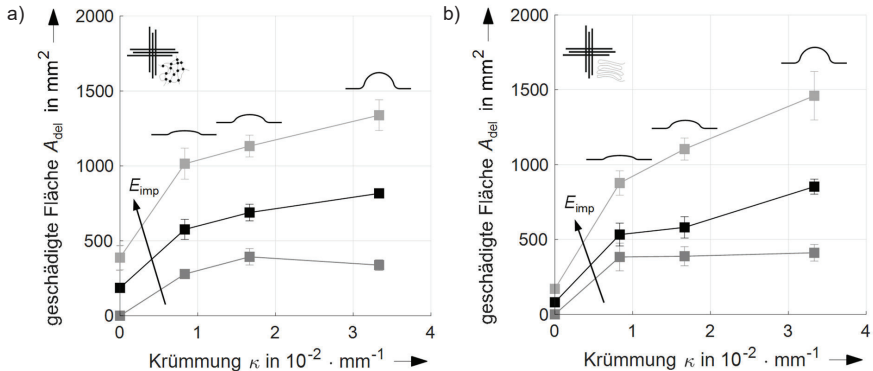


Bild 4.24 Darstellung der geschädigten Flächen der a) CF-EP- und b) CF-PEEK-Kreuzverbunde [226] über der Strukturkrümmung in Abhängigkeit der Impaktenergie (3 J, 6 J, 9 J) mit Gegenüberstellung der Schädigungen an Platten auf der Ordinate. Mit steigender Krümmung nehmen Schlagschädigungen stark zu. Gegenüber den FDV zeigen die FTV deutlich kleinere geschädigte Flächen an Platten und vergleichbare geschädigte Flächen an Schalen.

4.4 Einfluss der Konditionierung

Der Einfluss der Konditionierung auf die Schlagbelastbarkeit erlaubt keine klare Differenzierung zwischen duroplastischen und thermoplastischen Polymergruppen im Allgemeinen. Vielmehr ist die individuelle Temperatur- und Feuchtesensitivität des betrachteten Matrixsystems entscheidend. Dabei geben insbesondere die absolute und relative Sättigungsfeuchte sowie die Glasübergangstemperatur Aufschluss über das hygrothermische Werkstoffverhalten.

4.4.1 Ergebnisse der Versuchsserien an schwach hygrothermischen Werkstoffen

Im Rahmen dieser Arbeit sind schwach hygrothermische Faser-Matrix-Kombinationen jene Werkstoffe, für die keine definierte Konditionierung vor und während der Durchführung der Fallgewichtsversuche erfolgen muss. Dies trifft auf die CF-EP- und CF-PEEK-Verbunde zu, welche i. d. R. bei Umgebungsklima gelagert und geprüft werden.

Eine Vergleichsserie von Fallgewichtsversuchen bei Normal- und Umgebungsklima an quasiisotropen Platten bestätigt die Zulässigkeit der Annahme. Unter Berücksichtigung der natürlichen Streuung der Ergebnisse von jeweils fünf Einzelversuchen besteht eine

geringe Temperatur- und Feuchtesensitivität aller Kennwerte, vgl. Tabelle 4.3. Da keine einheitlichen Tendenzen der charakteristischen Kenngrößen in Abhängigkeit des PK-Klimas bei Impact festzustellen sind, können keine Schlüsse zum Feuchtegehalt der bei Umgebungsklima geprüften PK gezogen werden. Zugleich ist davon auszugehen, dass bereits der geringen Streuung der Messwerte eine größere Gewichtung beizumessen ist als den unterschiedlichen Feuchtegehalten bei Umgebungs- und Normalklima. Somit ist ein Einfluss der Lagerungsbedingungen für diese Werkstoffe auszuschließen.

Tabelle 4.3: Gegenüberstellung charakteristischer Kenngrößen (Mittelwert und σ_1 -Abweichung) der quasiisotropen CF-EP- und CF-PEEK-Verbunde in Abhängigkeit ihrer Konditionierung bei Umgebungsklima (21-29 °C, 25-55 % r. F.) und Normalklima (23 °C, 50 % r. F.) bei einer mittleren Impactenergie von 9 J.

Kenngröße	CF-EP-UD, QI			CF-PEEK-UD, QI		
	Umgebungs-klima	Normal-klima	Differenz Mittelwert	Umgebungs-klima	Normal-klima	Differenz Mittelwert
F_{DTL} in kN	2,35 ± 0,08	2,61 ± 0,04	- 9,96 %	3,67 ± 0,34	3,60 ± 0,13	+ 1,94 %
F_{max} in kN	3,76 ± 0,11	3,93 ± 0,13	- 4,33 %	3,87 ± 0,21	3,87 ± 0,13	+ 0,00 %
t in ms	8,81 ± 0,13	8,75 ± 0,04	+ 0,69 %	8,27 ± 0,32	8,18 ± 0,21	+ 1,10 %
s_{max} in mm	5,51 ± 0,07	5,50 ± 0,02	+ 0,18 %	5,10 ± 0,19	5,08 ± 0,10	+ 0,39 %
E_{abs} in J	2,76 ± 0,22	2,87 ± 0,31	- 3,83 %	3,30 ± 0,33	3,10 ± 0,37	+ 6,45 %
$t_{imp,0}$ in μ m	148 ± 10	150 ± 20	- 1,33 %	331 ± 23	304 ± 20	+ 8,88 %
$t_{imp,48}$ in μ m	135 ± 11	144 ± 20	- 6,25 %	312 ± 23	293 ± 18	+ 6,48 %
A_{del} in mm ²	365 ± 33	394 ± 39	- 7,36 %	179 ± 13	207 ± 29	- 13,53 %

4.4.2 Ergebnisse der Versuchsserien an stark hygrothermischen Werkstoffen

Im Rahmen dieser Arbeit sind stark hygrothermische Faser-Matrix-Kombinationen jene Werkstoffe, für die eine definierte Konditionierung vor und während der Durchführung der Fallgewichtsversuche erfolgen muss. Dies trifft auf die GF-PA66-Verbunde zu, welche trocken, luftfeucht und *hot/wet* gelagert und geprüft werden, vgl. Abschnitt 3.5. Dies ist insbesondere auf das vergleichsweise hohe Feuchteaufnahmevermögen bei zugleich niedriger Glasübergangstemperatur der PA66-Matrix zurückzuführen. Vor dem Hintergrund gegenüberstellender Versuchsserien und der damit geforderten Vergleichbarkeit der Ergebnisse, werden die eigentlich als schwach hygrothermisch einzustufenden GF-EP-Verbunde als Referenzwerkstoff für die stärker sensitiven GF-PA66-Lamine diesem Unterabschnitt hinzugerechnet.

Die in Unterabschnitt 2.4.1 beschriebene Duktilitätserhöhung durch signifikante Feuchteinlagerung oder Temperaturerhöhung äußert sich auch bei kombinierter Feuchte-Temperatur-Einwirkung durch ein stark verändertes Schlagverhalten, insbesondere bei *hot/wet*-Konditionierung, vgl. Bild 4.25. Die Erweichung der Matrix führt zu einer geringeren Maximalkraft, größeren globalen Durchbiegung und längeren Impaktdauer.

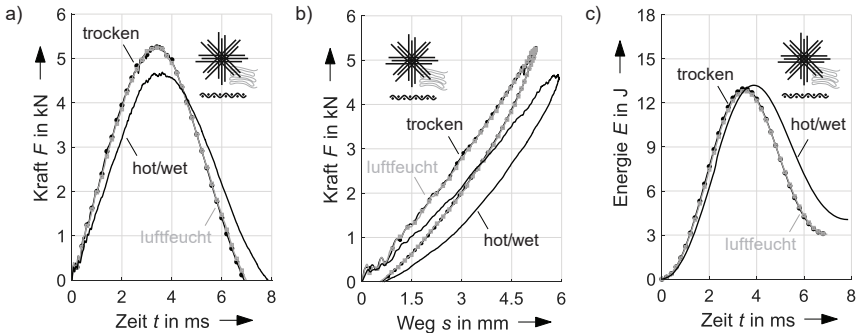


Bild 4.25: Repräsentatives a) Kraft-Zeit- b) Kraft-Weg- und c) Energie-Zeit-Diagramm des quasiisotropen GF-PA66-Verbunds in Abhängigkeit der Konditionierung bei einer Impaktenergie von 13 J.

Die moderate Feuchteinlagerung bei RT in den gewebeverstärkten PK ist anhand der Kraft-Zeit-, Kraft-Weg- und Energie-Zeit-Diagramme nicht ersichtlich. Allerdings ist eine größere geschädigte Fläche bei trockener Konditionierung gegenüber einem luftfeuchten PK-Zustand vorhanden, vgl. Bild 4.26.

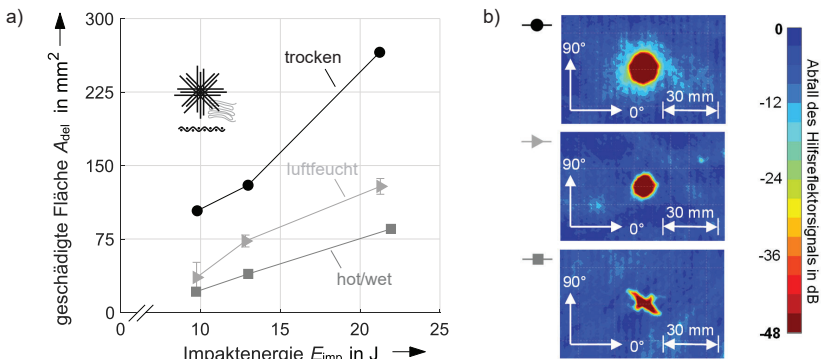


Bild 4.26: a) Auftragung der geschädigten Fläche der quasiisotropen GF-PA66-Verbunde über der Impaktenergie in Abhängigkeit ihrer Konditionierung. b) Repräsentative C-Bilder bei der jeweils höchsten Impaktenergie. Trocken konditionierte PK sind deutlich schlagempfindlicher und damit dimensionierend. [285]

Auffällig bei *hot/wet*-Konditionierung ist die Tendenz, dass die geschädigte Fläche der GF-PA66-Verbunde abnimmt, wohingegen die absorbierte Energie ansteigt, vgl. Tabelle 4.4.

Tabelle 4.4: Einfluss von steigender Feuchte und Temperatur auf die Schlagbelastbarkeit von FKV am Beispiel des gewebeverstärkten GF-PA66-Verbunds.

Kennwert	F_{\max}	Δt	S_{\max}	$\Delta F/\Delta S$	E_{abs}	$t_{\text{imp},48}$	A_{del}
Trend	↓	↑	↑	↓	↑	↑	↓

Weiterhin tritt bei erhöhten Feuchtegehalten und Temperaturen eine stark veränderte Kontur der Schädigung ein. Ist infolge des verarbeiteten Gewebes eine eher kreisförmige Schädigung bei moderater Konditionierung festzustellen, so bildet sich eine Vorzugsrichtung des Schädigungsfortschritts bei *hot/wet* Konditionierung aus. Das erweichte Matrixsystem bietet hierbei keine ausreichende Stützwirkung mehr, sodass ein stärkeres Durchdrücken der Fasern auf der PK-Rückseite erfolgt. Dies erklärt die Ausprägungsform der Schädigung in Richtung der untersten, impaktabgewandten $\pm 45^\circ$ -Gewebebelegungen.

Die bereits in Unterabschnitt 4.2.1 aufgezeigte, reduzierte Eindringtiefenrelaxation infolge einer plastischen Verformung der Matrix im Einflussbereich des Impaktors tritt in Abhängigkeit der Konditionierung des FTV sogar verstärkt auf. Denn das plastische Verformungsvermögen der Matrix erhöht sich

- mit steigender Temperatur durch erhöhte Mikro-Brownsche Molekularbewegungen sowie
- mit steigender Feuchte durch Einlagerung von Wasser als Weichmacher zwischen den Molekülketten.

Zum einen ruft die hohe Matrixduktilität deutlich erhöhte Eindringtiefen infolge einer starken Plastifizierung im Einflussbereich des Impaktors hervor. Im Gegensatz zur geschädigten Fläche (globale Ausprägung) ist die bleibende Eindringtiefe (lokale Ausprägung) in erster Näherung unabhängig von einer moderaten Feuchteeinlagerung, vgl. Bild 4.27.

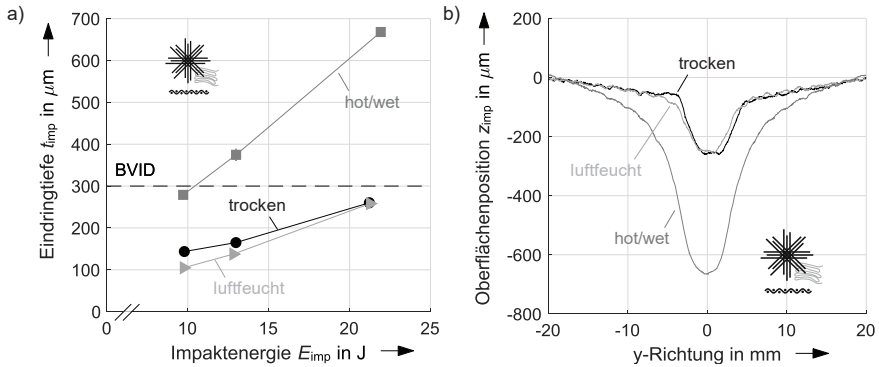


Bild 4.27: a) Auftragung der Eindringtiefe der quasiisotropen GF-PA66-Verbunde über der Impaktenergie [284] und b) Vergleich des Verformungsverhaltens durch Betrachtung der Oberflächentopologie in y-Richtung bei einer Impaktenergie von 20 J in Abhängigkeit der Konditionierung, jeweils 48 h nach Impact.

Zum anderen ist infolge der stark plastischen Verformung bei *hot/wet*-Konditionierung nahezu kein Rückgang der Eindringtiefe mit der Zeit festzustellen, vgl. Bild 4.28. Somit sind eine gesteigerte PK-Feuchte und -temperatur während der Schlagbelastung förderlich für die langfristige Sichtbarkeit eines BVID.

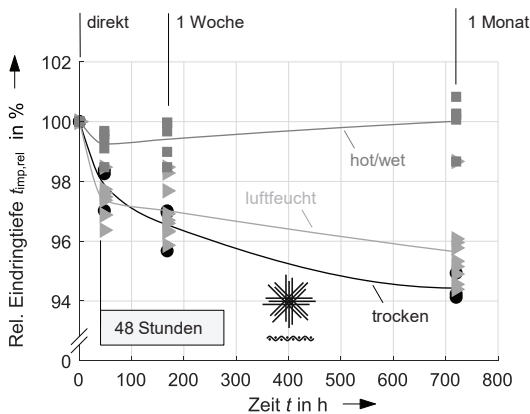


Bild 4.28: Veränderung der relativen Eindringtiefe in Abhängigkeit der Konditionierung des quasiisotropen GF-PA66-Verbunds. Mit steigender Feuchte und Temperatur ist eine reduzierte Eindringtieferelaxation festzustellen. [284]

Zusammenfassend ist festzuhalten, dass lokale und globale Schädigungen (Eindringtiefe, geschädigte Fläche) von stark hygrothermischen Werkstoffen in Abhängigkeit des vorherrschenden Einsatzklimas sehr unterschiedliche Ausprägungen annehmen.

Dies erschwert die einheitliche Definition eines BVID. So ist z. B. bei erhöhten Temperaturen ein BVID an einem Strukturbauteil frühzeitig aufgrund vergleichsweise großer Eindringtiefen erkennbar. Dabei ist jedoch die geschädigte Fläche möglicherweise so klein, dass keine korrektiven Reparaturmaßnahmen erfolgen müssen.

4.5 Einfluss des Lagenaufbaus

Bei Impaktierung der CF-EP- und CF-PEEK-Platten geht der Lagenaufbau als sekundär betrachteter Einflussfaktor hervor, da sowohl Kreuzverbunde als auch quasiisotrope Lagenaufbauten untersucht werden. Unabhängig von Werkstoff und Impaktenergie sind höhere Maximalkräfte (+12,8 %) und geringere maximale Wege (-9,48 %) bei kürzeren Impaktdauern (-8,97 %) der quasiisotropen Laminats festzustellen. Dies ist auf deren höhere Plattensteifigkeit zurückzuführen, welche durch den linearisierten Gradienten des Kraft-Weg-Diagramms $\Delta F/\Delta s$ vom Ursprung bis zum Erreichen der DTL angenähert wird, vgl. Bild 4.29.

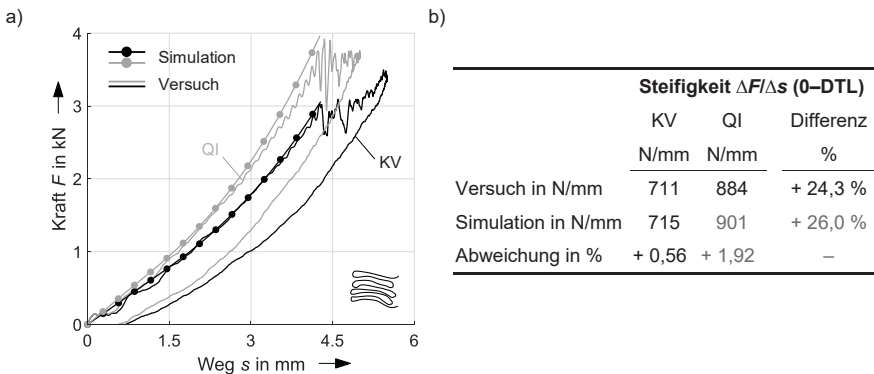


Bild 4.29: a) Einfluss des Lagenaufbaus am Beispiel des Kraft-Weg-Diagramms des bei 9 J impaktierten CF-PEEK-Verbunds durch Gegenüberstellung von Versuch und Simulation bis zum Erreichen der DTL. b) Sowohl Versuch als auch Simulation weisen eine höhere Plattensteifigkeit $\Delta F/\Delta s$ des quasiisotropen Laminats nach. Die Simulationsergebnisse weichen nur geringfügig von den Versuchsdaten ab.

Weniger eindeutig ist das Auftreten globaler Schädigungen in Abhängigkeit des Lagenaufbaus, da z. T. eine überlagerte Matrixsensitivität vorliegt. In erster Näherung kann kein signifikanter Einfluss des Lagenaufbaus identifiziert werden, denn:

- Die Kraft bei Erstschädigung des FDV ist unabhängig vom Lagenaufbau, wohingegen der quasiisotrope FTV bei etwas höheren Kräften die DTL erreicht

als der CF-PEEK-Kreuzverbund, vgl. Bild 4.7. (Unterabschnitt 4.2.2).

- Die Energie bei Erstschädigung des FTV ist unabhängig vom Lagenaufbau, wohingegen der quasiisotrope FDV bei etwas niedrigeren Energien die DTL erreicht als der CF-EP-Kreuzverbund, vgl. Bild 4.13 (Unterabschnitt 4.2.2).
- Die geschädigten Flächen von FDV und FTV sind vergleichbar, vgl. Bild 4.16 (Unterabschnitt 4.2.3). Eine Ausnahme bilden die bei 12 J impaktieren CF-EP-Verbunde, wobei quasiisotrope Platten eine vergleichsweise hohe Streuung aufweisen. Die auf einem Biegelastfall beruhende Theorie der größeren geschädigten Fläche mit steigendem Steifigkeitssprung zwischen zwei Einzelschichten von LUI [286], welcher in dieser Arbeit bei den KV vorliegt, wird nicht bestätigt. Allerdings weisen FUOSS et al. [287] bereits darauf hin, dass die Theorie nicht auf Lamine mit mehr als zwei unterschiedlichen Faserorientierungen anwendbar ist. Sie begründen dies mit Membran- und Kontaktsteifigkeiten, welche bei quasiisotropen Laminaten einen nicht vernachlässigbaren Einfluss besitzen. Auch SRINIVASAN et al. [128] können anhand der geschädigten Flächen nach LVI-Versuchen an CF-PEEK-Verbunden keine signifikante Abhängigkeit vom Lagenaufbau (KV, QI) identifizieren.

Lokale Schädigungen zeigen hingegen eine leichte Abhängigkeit vom Lagenaufbau, vgl. Bild 4.30. Obwohl keine eindeutige Tendenz bei der geringen Bandbreite an Impaktenergien vorliegt, sind bei der höchsten Energie von 12 J deutlich größere Eindringtiefen bei den quasiisotropen Lagenaufbauten festzustellen. Infolge der höheren Steifigkeit federn die Lamine weniger stark ein, vgl. Bild 4.11 (Unterabschnitt 4.2.2). Die reduzierte globale Absenkung der Lamine verursacht größere lokale Beanspruchungen im Kontaktbereich des Impaktors (größere Maximalkräfte, vgl. Bild 4.8 in Unterabschnitt 4.2.2), welche ab einer Grenzenergie durch Plastifizieren sowie durch Überschreiten der Schub- und Druckfestigkeit der Matrix größere Eindringtiefen verursachen.

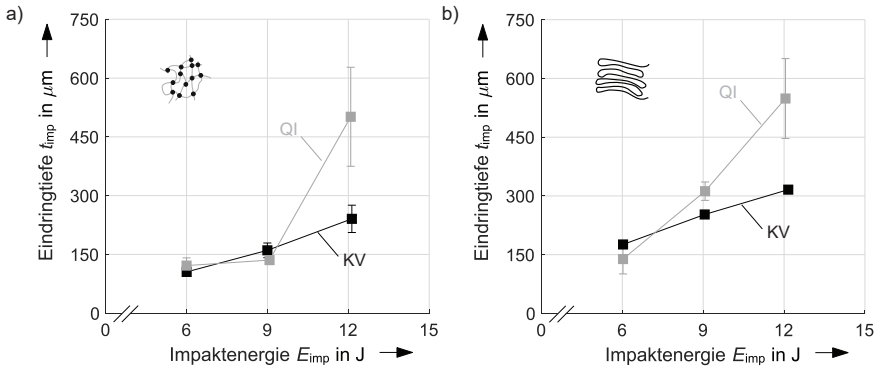


Bild 4.30: Darstellung der Eindringtiefe 48 h nach Impact der a) CF-EP- und b) CF-PEEK-Platten über der Impactenergie in Abhängigkeit des Lagenaufbaus. Bei erhöhten Energien zeigen quasiisotrope Laminats größere Eindringtiefen.

4.6 Einfluss der Faserarchitektur

Die aus der Literatur bekannte höhere Schlagbelastbarkeit von FKV mit Gewebelagen als Faserverstärkung gegenüber Verbunden, welche aus unidirektionalen Einzelschichten aufgebaut sind [24], ist auch im Rahmen dieser Arbeit indirekt quantifizierbar. Eine direkte Vergleichbarkeit der multidirektionalen CF-EP- und CF-PEEK-Verbunde mit den gewebeverstärkten GF-EP- und GF-PA66-Verbunden liegt aufgrund verschiedener Wanddicken und Konstituentenmaterialien nicht vor. Dennoch ist festzustellen, dass mit Gewebearchitektur keine DTL bei Durchführung der Fallgewichtsversuche auftritt, vgl. Bild 4.31 a). Die durch das Gewebe vorliegenden Faserondulationen bieten eine Vielzahl an Reibflächen der Faserbündel im Bereich ihrer Kreuzungspunkte. Dort wird ein nicht zu vernachlässigender Anteil der Schlagenergie dissipiert. Zugleich wird der intra- und interlaminare Rissfortschritt an den Kreuzungspunkten erschwert, welches die Ausbreitung großflächiger Delaminationen unterbindet. Dennoch zeigt sich auch bei einer Gewebearchitektur eine lokal begrenzte, zur impactabgewandten Seite auffächernde Ausbreitung der Schädigung, die für biegesteife Laminats charakteristisch ist, vgl. Bild 4.31 b). Dabei tritt jedoch keine großflächige Delamination in Richtung der Faserorientierung der untersten, impactabgewandten Lage auf.

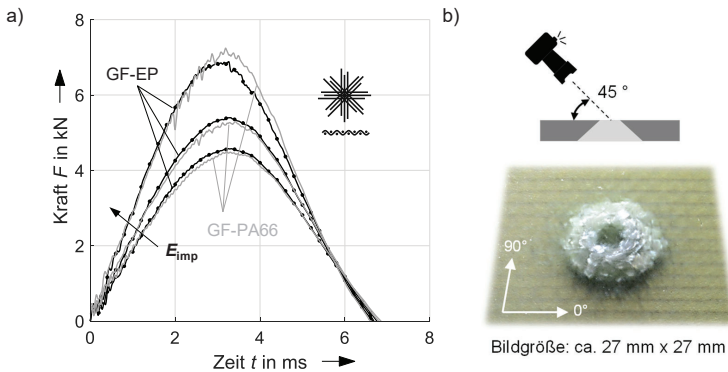


Bild 4.31: a) Repräsentatives Kraft-Zeit-Diagramm eines trocken konditionierten (23°C , 0% r. F.), quasiisotropen GF-EP- und GF-PA66-Verbunds in Abhängigkeit der Impaktenergie (9 J, 12 J, 20 J). b) Fotografie der dreidimensionalen Schädigung eines halbtransparenten, trocken konditionierten GF-EP-Probekörpers bei einer Impaktenergie von 9,8 J. Die Gewebearchitektur verhindert das Auftreten einer DTL, jedoch nicht eine auffächernde Ausbreitung der Schädigung zur impaktabgewandten Seite.

Analog zu den multidirektionalen Verbunden steigt bei Gewebelaminaten im betrachteten Parameterraum die maximale Kontaktkraft näherungsweise linear mit der Impaktenergie an. Eine Abhängigkeit des Matrixsystems oder der Impaktdauer von der Impaktenergie ist nicht festzustellen. Ebenso hat das Matrixsystem keinen Einfluss auf die Form der Schädigung. Auf Basis der grundlegenden Erkenntnisse zum Einfluss des Matrixsystems (vgl. Abschnitt 4.2) wird deutlich, dass bei Verwendung eines Gewebes als Faserverstärkung dem Einfluss des Matrixsystems auf die Kraftantwort des Laminats eine untergeordnete Rolle beizumessen ist.

5 Schlussfolgerungen für Faser-Kunststoff-Verbunde unter Schlagbelastung

Auf Grundlage der entwickelten Methoden und beschriebenen Ergebnisse (vgl. Kapitel 3 und 4) werden Zusammenhänge der Kenngrößen niedrigerenergetischer Schlagbelastung diskutiert sowie werkstoffliche und geometrische Gestaltungsempfehlungen zur Auslegung von FKV unter LVI abgeleitet.

5.1 Diskussion der Ergebnisse

Für ein umfassendes phänomenologisches Verständnis zum Verhalten gekrümmter FTV unter LVI werden im Rahmen dieser Arbeit verschiedene Einflussgrößen an ebenen und gekrümmten Strukturen berücksichtigt. Die Vergleichbarkeit mit duroplastischen Referenzsystemen wird durch die Entwicklung und Anwendung von robusten Auswertemethodiken sichergestellt.

Die Ableitung einer geeigneten Probekörpergeometrie für gekrümmte Strukturen stellt einen Kompromiss aus der Vergleichbarkeit zu genormten, ebenen PK (Abmaße, Einspannung) und der Möglichkeit, parametrische Studien durchführen zu können (Variation von Krümmung und Impaktenergie) dar. Die gewählten minimalen und maximalen Impaktenergien (3 J, 9 J) sind dabei als Grenzenenergien aufzufassen. Bei einer Impaktenergie von 3 J treten je nach Krümmung und Werkstoff keine Schädigungen auf, wohingegen bei Energien von 9 J Risse entlang der Scheitellinie in geringem Abstand zu den seitlichen PK-Rändern auslaufen. Für eine größere Bandbreite an Impaktenergien zur Untersuchung des Krümmungseinflusses sind daher alternative Geometrien erforderlich, welche ebene Strukturen einschließen. Eine Vergleichbarkeit zu genormten Prüfaufbauten ist dann nicht mehr gegeben.

Die Art der Einspannung ist ebenso als Kompromiss aus Anwendungsrelevanz und Klarheit der Ergebnisse aufzufassen. Die in anzuwendenden Normen beschriebene und im Rahmen dieser Arbeit verwendete Einspannung des CAI-Versuchs ist gemäß der eigenen Klassifikation aus Bild 2.9 (Unterabschnitt 2.4.2) als „einfach stützend“ (Typ 1) anzusehen. Damit ist nicht auszuschließen, dass geringfügige elastische Relativbewegungen der ebenen PK-Kanten als Reaktion auf die dynamischen Lasten während des Impaktvorgangs auftreten. Infolge der elastischen Absenkung der Platten bei Impakt (konkav verformte Geometrie) bauen sich Zugmembranspannungen auf,

vgl. Bild 4.10 (Unterabschnitt 4.2.2), wohingegen konvexe Schalen Druckmembranspannungen induzieren, vgl. Bild 5.2 (Unterabschnitt 5.1.1). Ein solcher Membranspannungszustand baut sich auf, solange die Normalkraft von ca. $F_{KHS} = 1 \text{ kN}$ je Kniehebelspanner ausreicht, um durch Haftreibung eine PK-Bewegung zu unterbinden. Ab einer bestimmten Kontaktkraft des Impaktors F_{crit} ist die Klemmkraft der Kniehebelspanner nicht mehr ausreichend: Membranspannungen werden während des Impakts durch Relativbewegung abgebaut. Dann bewegen sich die ebenen Kanten der Platten aufeinander zu und die der Schalen entfernen sich voneinander, vgl. rote Pfeile in Bild 5.1.

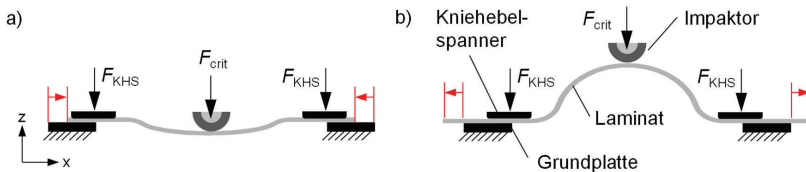


Bild 5.1: Stark überzeichnete Schnittansicht der a) Platten- und b) Schalendeformation am Beispiel des R30-PK bei Überschreiten der kritischen Kontaktkraft des Impaktors.

Solche geringfügigen Relativbewegungen sind mit stärkeren Oszillationen des Kraftsignals und weniger signifikanten Ergebnissen gegenüber einer starren Festeinspannung verbunden [168,169]. Da im Rahmen dieser Arbeit die Einspannung nicht verändert wird, kann dies anhand von Versuchsergebnissen nicht verifiziert werden. In der praktischen Anwendung kann allerdings von einer nachgiebigen Einspannung ausgegangen werden. Beispielsweise werden bei Impact auf der Außenhaut eines Flugzeugs Deformationswege durch geringfügig elastische Verformungen der umgebenden Stringer und Spante bereitgestellt. Somit wird statt einer theoretisch unendlich steifen Festeinspannung zugunsten einer praxisrelevanten nachgiebigen Einspannung entschieden.

Die Ergebnisse aller Fallgewichtsversuche zeigen globale und lokale Auswirkungen von Schlagbelastungen, deren Signifikanz in unterschiedlichen Bereichen des Vorentwurfs von FKV-Bauteilen zum Tragen kommt:

- Globale Auswirkungen von Schlagbelastungen spielen für die Strukturauslegung eine dimensionierende Rolle, da sie die Bauteilintegrität erheblich beeinflussen. Die wichtigste Kenngröße ist die geschädigte Fläche.

- Lokale Auswirkungen von Schlagbelastungen spielen für die visuelle Sichtbarkeit und damit im Bereich der Wartung von FKV-Bauteilen in der Luftfahrt eine dimensionierende Rolle. Die wichtigste Kenngröße ist die Eindringtiefe.

Eine direkte Interdependenz von lokaler und globaler Schädigung kann nicht identifiziert werden. Dies deckt sich mit Erkenntnissen aus der Literatur [58,273]. Die globalen und lokalen Auswirkungen von Schlagbelastungen werden im Folgenden getrennt voneinander beschrieben.

5.1.1 Globale Auswirkungen von Schlagbelastungen

Eine hohe werkstoffliche Duktilität erhöht die Schlagbelastbarkeit von FKV. Dabei sind sowohl Matrixsysteme mit hoher Bruchdehnung wie auch hohe Temperaturen und Feuchtegehalte förderlich. Gleichermaßen stellen Platten gegenüber konvex gekrümmten Strukturen eine gutmütige Geometrie bezüglich des Schädigungsmaßes dar. Mechanisch betrachtet kann dies durch zwei geometrisch bedingte Effekte erklärt werden, vgl. Bild 5.2:

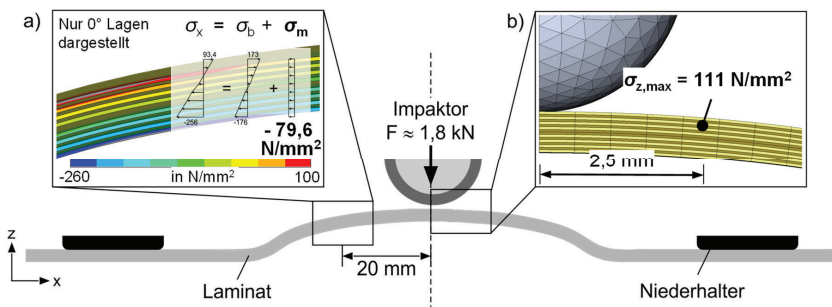


Bild 5.2: Schematische Darstellung der Ursachen für größere geschädigte Flächen an Schalen mit Werten der Simulation des CF-PEEK-Kreuzverbunds mit schwacher Krümmung (R120): a) Druckmembranspannung σ_m in den 0°-Lagen, 20 mm in x-Richtung und b) maximale, lokale Aufziehspannung $\sigma_{z,max}$ nahe der PK-Oberseite, 2,5 mm in x-Richtung vom Auftreffpunkt des Impaktors entfernt.

- In einer konvexen Schale bauen sich während des Impakts **Druckmembranspannungen** auf, wohingegen durch die konkave Verformung einer Platte Zugmembranspannungen in Laminebene induziert werden. Mit steigender Querkraftbelastung des Impaktors treten Mikroschädigungen in der Matrix auf, welche als Ausgangspunkt für Rissinitiierung und -fortschritt wirken. Werden

diese Risse von Druckmembranspannungen in der Laminatenebene überlagert, liegt ein lokales Stabilitätsproblem vor, vgl. Bild 5.3 a). Die Rissöffnung wird aufgrund der reduzierten Stützwirkung der Matrix begünstigt. Druckmembranspannungen fördern ein lokales Ausweichen der Struktur. Zugmembranspannungen hingegen wirken mit steigender Belastung der globalen Verformung entgegen. Eine entlang der konkav verformten Platte orientierte Faser unter Zugspannung zieht sich gerade. Zugmembranspannungen verzögern also den Rissfortschritt, vgl. Bild 5.3 b).

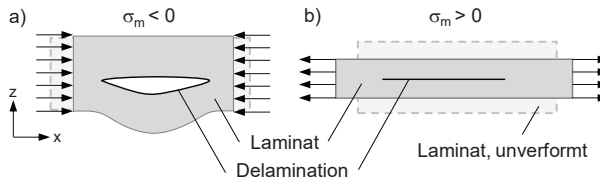


Bild 5.3: Überzeichnete schematische Darstellung zum Einfluss des Membranspannungszustands auf die Ausbreitung von interlaminaeren Schädigungen: a) Druckmembranspannungen öffnen, b) Zugmembranspannungen schließen delaminierte Bereiche.

- Infolge der transversalen Druckkraft des Impaktors werden an Schalen Biegemomente entgegen der Krümmung hervorgerufen. Dabei entstehen in Laminatdickenrichtung in geringem Abstand vom Kontaktbereich des Impaktors mit dem Laminat jeweils nach außen gerichtete, lokale **Aufziehspannungen**, welche Delaminationen begünstigen. In einer konkav verformten Platte zeigen diese Spannungskomponenten aufeinander zu und bewirken Querdruck in z-Richtung. Dieser verzögert den Rissfortschritt in konkav verformten Strukturen.

Unabhängig von Geometrie und Werkstoff kann das Strukturverhalten anhand bestimmter Kenngrößen abgeschätzt werden. Für globale Schlagschädigungen gilt:

- Kraft, Zeit und Weg sind steifigkeitsgesteuerte Kenngrößen: Hohe Struktursteifigkeiten induzieren hohe Kontaktkräfte, niedrige Impaktdauern und niedrige Verformungswege. Sie werden maßgeblich durch die Strukturkrümmung und geringfügig durch den Lagenaufbau direkt beeinflusst. Indirekt tritt mit einsetzender PK-Schädigung eine Steifigkeitsreduktion ein. Aufgrund dieser entgegenwirkenden Effekte können Kraft, Zeit und Weg nicht alleinig zur Charakterisierung der Schlagbelastbarkeit herangezogen werden. Unabhängig

von Lagenaufbau und Krümmung ist in erster Näherung die Tendenz zu beobachten, dass Schlagschädigungen umso größer sind, je kürzer die relative Kontaktzeit von Impaktor und Laminat bis zum Erreichen der DTL ist. Dies liegt in der Tatsache begründet, dass durch eine frühzeitige Schädigungsinitiierung eine längere Beanspruchungsdauer für den Schädigungsfortschritt im Laminat vorliegt.

- Im Bereich der betrachteten Impaktenergien ist für alle Laminatkonfigurationen kein globales, dehnratenabhängiges Verhalten festzustellen. Die linearisierte, initiale Steifigkeit $\Delta F/\Delta s$ ist keine Funktion der aus der kinetischen Energie berechneten Belastungsgeschwindigkeit, vgl. Bild 5.4. Die Festlegung der Impaktenergie über die Fallhöhe der Schlagvorrichtung ist daher zulässig.

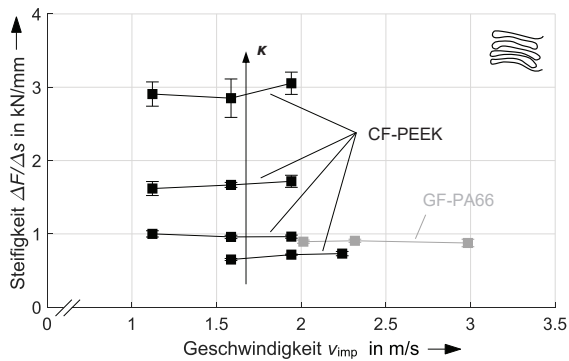


Bild 5.4: Initiale Steifigkeit $\Delta F/\Delta s$ in Abhängigkeit von der Impaktgeschwindigkeit am Beispiel der eher dehnratensensitiven FTV: Die Berechnung erfolgt bei den luftfeuchten GF-PA66-Verbunden bis zum Erreichen einer Kraft von 1 kN und bei den CF-PEEK-Kreuzverbunden bis zum Erreichen der DTL. Für den gewählten Bereich an Impaktenergien ist der globale Dehnrateneinfluss vernachlässigbar, da die initiale Steifigkeit nicht von der Belastungsgeschwindigkeit abhängt.

- Das Auftreten von Schädigungen in multidirektionalen Laminaten kann zuverlässig anhand des ersten signifikanten Lastabfalls im Kraftsignal bestimmt werden. Dies korreliert mit den ersten identifizierbaren Schädigungen im US-Scan. Mit Formel 4.1 (Unterabschnitt 4.2.2) besteht die Möglichkeit, eine Energie zur Detektierbarkeit von Delaminationen zu berechnen.

- Im Gegensatz zur absorbierten Energie sind in US-Analysen keine Informationen zur Schädigungsdichte enthalten. So kann z. B. das lokale Plastifizieren der Matrix infolge des Kontakts von Laminat und Impaktor oder infolge erhöhter Temperaturen und Feuchtegehalte nicht quantifiziert werden. Allerdings wird das Ausmaß von Delaminationen, welches maßgeblich das Strukturverhalten beeinflusst, zuverlässig bestimmt. Bei Schlagbelastung wird ein Großteil der aufgebrachtten Energie in den Fasern elastisch gespeichert, welche beim Rückfedern wieder an die Schlagvorrichtung abgegeben wird. Ein Teil der Energie dissipiert durch Schädigung, Wärme und Reibung (mechanische Hysterese). Durch Einsatz eines jeweils vergleichbaren Fasersystems sind die Unterschiede der absorbierten Energie in Abhängigkeit des Matrixwerkstoffs gering. Für die in US-Analysen als ungeschädigt identifizierten Platten wird ein nicht zu vernachlässigender absorbiertes Energieanteil von durchschnittlich 6,94 % berechnet. Dieser ist nicht nur auf Wärmedissipation, Reibungsverluste oder in US-Scans nicht identifizierbare Mikroschädigungen zurückzuführen. Denn der Fallgewichtsversuch stellt eine gedämpfte, erzwungene Schwingung dar, welche eine dämpfungsabhängige Phasenverschiebung des Weges aufweist [51]. Dies führt dazu, dass bei Abheben des Impaktors kein anhand des Kraft-Weg-Diagramms berechenbares Energiegleichgewicht vorliegt. Durch den dynamischen Vorgang sind weitere Energieanteile elastisch im Laminat gespeichert, welche durch ein Ausschwingen der Struktur nach dem eigentlichen Impaktvorgang dissipieren. Da dies wesentlich von der Materialdämpfung (Matrixsystem) und Struktursteifigkeit (Krümmung) abhängt, kann die absorbierte Energie nicht zur Beurteilung der Schlagbelastbarkeit von FKV verwendet werden. Sie gibt keinen Aufschluss über das Ausmaß der Schädigung, da sie in keiner Relation zur geschädigten Fläche der US-Analysen steht.

Sind bei Faser-Thermoplast-Platten größere Kräfte zum Erreichen der DTL gegenüber Faser-Duroplast-Platten erforderlich, so verhält sich dies umgekehrt bei gekrümmten Strukturen. Die höhere Sensitivität der FTV gegenüber strukturellen Krümmungen wird unabhängig von der Impaktenergie anhand des auf die Plattengeometrie der jeweiligen Faser-Matrix-Kombination bezogenen Relativwerts der Erstschädigung ersichtlich, vgl. Bild 5.5. Die Kraft bei Erstschädigung ist für beide Werkstoffe eine Funktion des Krümmungstyps, jedoch nicht des Werts der Krümmung. Konvexe Schalen im Allgemeinen und die hergestellten Faser-Thermoplast-Schalen im Besonderen sind

empfindlicher gegenüber ersten relevanten Schädigungen. Bereits bei schwach gekrümmten, thermoplastischen Laminaten ist ein Abfall der DTL von über 30 % gegenüber einer Plattengeometrie festzustellen, (vgl. Bild 5.5 a). Ein ähnliches Verhalten ist für die Energie bei Erstschädigung zu konstatieren, welche mit steigender Krümmung weiter abnimmt, (vgl. Bild 5.5 b). Dies ist der Tatsache geschuldet, dass der zur Berechnung der Energie erforderliche Verformungsweg mit steigender Krümmung abnimmt. So wird lediglich ein Anteil von 11,3 % der Energie zum Erreichen der DTL an Platten benötigt, um erste Delaminationen in dem am stärksten gekrümmten FTV hervorzurufen.

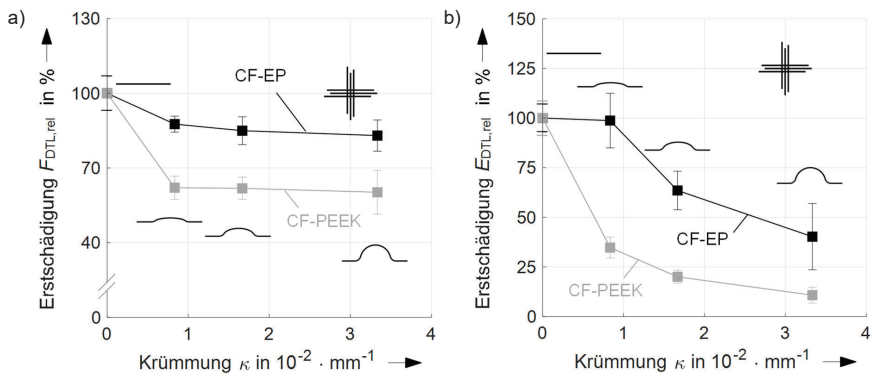


Bild 5.5: a) Kraft und b) Energie bei Erstschädigung in Abhängigkeit von Matrixsystem und Krümmung, jeweils normiert auf den Wert der Plattengeometrie.

Nicht nur bei der Initiierung erster relevanter Schädigungen, sondern auch während des Schädigungsfortschritts ist eine starke Krümmungssensitivität der FTV festzustellen. Sind bei Platten größere geschädigte Flächen des FDV erkennbar, so kann dieser signifikante Unterschied bei gekrümmten Strukturen nicht mehr identifiziert werden, (vgl. Bild 4.24 (Unterabschnitt 4.3.3)). Demzufolge ist die Überhöhung der PK-Schädigung bei FTV deutlich größer gegenüber FDV, (vgl. Bild 5.6 a). Die Überhöhung setzt die geschädigte Fläche an gekrümmten Laminaten ins Verhältnis zu dem Wert an der ebenen Referenzstruktur. Sie nimmt mit steigender Impaktenergie moderat ab. Dies ist darauf zurückzuführen, dass bei höheren Energien größere Schädigungen auftreten, welche sich bei Erreichen der Wendepunkte im Übergangsbereich der Ellipsengeometrie zu den Radienbereichen verstärkt in Querrichtung (y -Richtung) des PK ausbreiten. Dies wird in Bild 5.6 b) durch das Verhältnis der maximalen Länge der Schädigung in Quer- und Längsrichtung mittels des Schädigungsausbreitungskoeffizienten

beschrieben. Insbesondere bei höheren Energien und kleinem Krümmungsradius wird der Rissfortschritt entlang der Krümmung aufgrund der starken geometrischen Umlenkung des Kraftflusses unterdrückt. Stattdessen werden die Schädigungen in y-Richtung umgelenkt. Mechanisch betrachtet verhalten sich die Schalen in dieser Richtung wie Platten, da dort keine Krümmung vorliegt. Gleichzeitig ist die Schädigungsausbreitung an Platten gegenüber Schalen reduziert. Wird der Rissfortschritt in x-Richtung im Bereich der Wendepunkte unterbunden, breiten sich die Schädigungen mit reduzierter Fortschrittsgeschwindigkeit in y-Richtung aus. Dies führt zu einer reduzierten Überhöhung mit steigender Impaktenergie. Sie ist somit auf Randeffekte der spezifischen PK-Geometrie zurückzuführen.

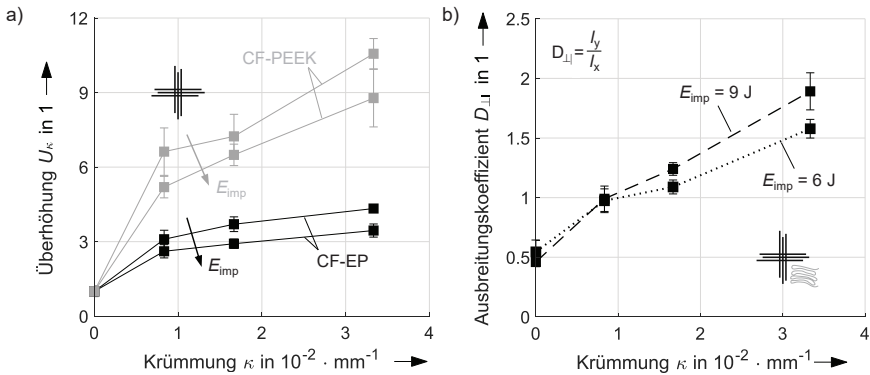


Bild 5.6: a) Auf den Plattenwert bezogene Überhöhung der geschädigten Fläche in Abhängigkeit von Matrixsystem und Impaktenergie (6 J, 9 J) und b) Verhältnis der Schädigungsausbreitung in x- und y-Richtung des PK in Abhängigkeit der Krümmung am Beispiel der CF-PEEK-Kreuzverbunde.

Die Krümmungssensitivität der CF-PEEK-Verbunde kann nicht auf Unterschiede der Qualitätssicherungskenngrößen zurückgeführt werden. Trotz z. T. unterschiedlicher Rohmaterial-Chargen, weichen wichtige Parameter wie der FVG, der Porengehalt, der Kristallinitätsgrad oder die Wanddicke von Platten und Schalen nicht signifikant voneinander ab. Auch eine Vielzahl an Schlibfbildern weist keine Auffälligkeiten zwischen Platten und Schalen auf. Aufgrund der höheren matrixdominanten Quer-Zug- und Quer-Längs-Schubfestigkeiten der CF-PEEK-Verbunde, vgl. Tabelle 3.2 (Abschnitt 3.2), wird bei den FTV eine höhere werkstoffliche Beanspruchbarkeit und damit geringere Schädigungen unter Schlagbelastung erwartet. Sie scheiden als Ursache der verstärkten Schädigungsüberhöhung der FTV aus.

Bei der Herstellung der FTV wird durch die Länge von Aufheizphase (60 min) und Haltezeitdauer (60–80 min) sichergestellt, dass die von außen angelegte Temperatur auch im Bauteilinneren anliegt. Im Rahmen von DSC-Analysen wird ein vollständiges Aufschmelzen der kristallinen Bereiche der PEEK-Matrix bei $356 \pm 3 \text{ °C}$ gemessen ($n = 61$). Die Formgebungstemperatur von $> 360 \text{ °C}$ liegt damit oberhalb dieses Werts. Nicht vollständig aufgeschmolzene Bereiche der Matrix sind eher auszuschließen. Dennoch liegt möglicherweise die Krümmungssensitivität des CF-PEEK-Verbunds in dem anlagenbedingt leicht veränderten Fertigungsprozess für Platten und Schalen begründet:

- Platten und Schalen werden bei unterschiedlichen maximalen Prozess-temperaturen gefertigt: 380 °C bei Platten, 360 °C bei Schalen.
- Platten werden in einem einstufigen, Schalen in einem zweistufigen Prozess gefertigt.
- Bei Platten werden dünnwandige Bleche als Ober- und Unterform verwendet, bei Schalen sind dies dickwandige Formen.

Zwar wird die Faser-Matrix-Haftung nicht quantitativ untersucht, jedoch zeigt eine qualitative Gegenüberstellung der Lamine mittels Rasterelektronenmikroskopie (REM) eine gute Anhaftung aller Konfigurationen, vgl. Bild 5.7. Geringfügig schwächer benetzte CF sind bei stichprobenartig ausgewählten CF-PEEK-Schalen zu erkennen. Dies deutet auf eine leicht reduzierte Faser-Matrix-Haftung der thermoplastischen Schalen hin.

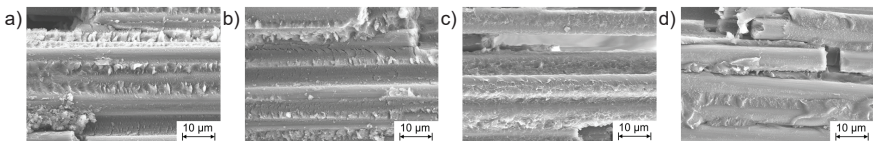


Bild 5.7: Beispielhaftes REM-Bild der Bruchfläche in 5000-facher Vergrößerung einer a) CF-EP-Platte, b) CF-EP-Schale, c) CF-PEEK-Platte und d) CF-PEEK-Schale.

Untersuchungen aus der Literatur korrelieren die Faser-Matrix-Haftung von CF-PEEK-Verbunden, welche bei unterschiedlichen maximalen Formgebungstemperaturen hergestellt wurden, mit den Bruchflächen aus REM-Aufnahmen und validieren diese anhand von mechanischen Tests [288–290]. Bei den Studien von VU-KHANH und DENAULT [288] ist eine zu Bild 5.7 d) vergleichbare Faser-Matrix-Haftung unabhängig von der Formgebungstemperatur zu erkennen. Eine reduzierte Biegefestigkeit wird

erst ab einer maximalen Prozesstemperatur von 450 °C aufgrund des Beginns der Degradation der Matrix festgestellt. JAR et al. [289,290] hingegen stellen eine reduzierte Faser-Matrix-Haftung bei Formgebungstemperaturen unterhalb von 400 °C fest, welche durch niedrigere interlaminaire Energiefreisetzungsrate, Zug- und Schubfestigkeiten infolge einer veränderten Kristallitbildung belegt wird. Die REM-Aufnahmen zeigen allerdings im Vergleich zu den Untersuchungen dieser Arbeit erheblich unterschiedliche Bruchflächen mit vollständig frei liegenden Fasern. Somit ist von einer geringfügig reduzierten Faser-Matrix-Haftung der CF-PEEK-Schalen auszugehen, welche jedoch nicht den alleinigen Grund für die Krümmungssensitivität darstellt.

Infolge des Abkühlprozesses bei der Fertigung entstehen bei allen Laminatkonfigurationen nicht zu verhindernde Eigenspannungen. Die sogenannte spannungsfreie Temperatur, ab welcher sich erste Eigenspannungen aufbauen, liegt bei den CF-EP-Verbunden bei < 175 °C (Härtetemperatur) und bei den semikristallinen CF-PEEK-Verbunden bei > 300 °C (Starttemperatur der Kristallisation) [291,292]. Gleichzeitig ist für FDV bekannt, dass sich ein Großteil der Eigenspannungen im Bereich zwischen RT und einer Temperatur von ca. 20 °C unterhalb des Beginns des Glasübergangsbereichs (T_{g0}) ausbilden [70]. Ebenso bauen sich mehr als 75 % der Eigenspannungen von CF-PEEK-Verbunden unterhalb des Glasübergangs auf [291]. Oberhalb dieser Temperatur besitzen v. a. die Molekülketten amorpher Bereiche noch genügend Bewegungsenergie, um innere Spannungen abzubauen [293]. Aufgrund ähnlicher thermischer Ausdehnungskoeffizienten der Konstituentenmaterialien [70,216] und ähnlicher gemessener Glasübergangstemperaturen der Lamine, vgl. Tabelle 4.2 (Abschnitt 4.1), ergeben sich damit rechnerisch keine erheblich unterschiedlichen werkstoffspezifischen Eigenspannungen zwischen den CF-EP und CF-PEEK-Verbunden. Gleichwohl kann von etwas erhöhten Eigenspannungen in den CF-PEEK-Verbunden infolge der höheren Prozesstemperaturen ausgegangen werden. Wichtiger ist jedoch die Berücksichtigung der Interaktion von Laminat und Werkzeugform, v. a. bei den geometrisch asymmetrischen Schalen-PK. Folgende Punkte sind zu beachten:

- Gegenüber der Fertigung duroplastischer Lamine werden die Aluminiumformen bei der Herstellung der CF-PEEK-Verbunde auf mehr als doppelt so hohe Temperaturen aufgeheizt. Dies resultiert in einer deutlich größeren thermischen Dehnung der Formen.

- Gegenüber den dünnwandigen Blechen zur Plattenfertigung liegt eine vergleichsweise hohe Wärmekapazität der dickwandigen Aluminiumformen zur Schalenfertigung vor. Trotz schnellerer Abkühlung im Rahmen der Prozessführung ist ein verlangsamer Schrumpf der Formen während der Abkühlung festzustellen. Dies wird anhand der höheren Werkzeugtemperatur beim Ausbau der Schalen gegenüber den Platten gemessen. Gleichzeitig ist nach der Kristallisation eine grundlegende Verfestigung des Laminats erfolgt [292], so dass bei weiterer Abkühlung der Formen keine reine Umformung des Laminats stattfindet. Im Zuge des fortschreitenden Werkzeugschrumpfs bei näherungsweise unveränderter thermischer Dehnung der CF-verstärkten Kreuzverbunde werden Eigenspannungen induziert.
- Infolge der Asymmetrie ist zusätzlich davon auszugehen, dass der Abkühlprozess der Schalen-PK gegenüber den Platten stark inhomogen erfolgt. Ein lokal frühzeitiges Erstarren von Außenschichten bei vorhandener Schmelze im Inneren des Laminats trägt zu einer erhöhten Eigenspannungsbildung bei.

Daraus folgt, dass zum einen bei FDV aufgrund der niedrigeren Prozesstemperaturen geringere Eigenspannungen infolge reduzierter thermischer Ausdehnung der Werkzeuge vorliegen. Zum anderen kann, unter Vernachlässigung der Reibung zwischen Laminat und den eingetretenen Werkzeugen, ein Werkzeugschrumpf bei Platten ungehindert erfolgen, wohingegen bei Schalen eine geometrische Verformungsbehinderung auftritt. Dieser Effekt wird anhand des Kristallinitätsgrads im Rahmen der Qualitätssicherung der FTV nicht identifiziert, da die Kristallisation bei Temperaturen deutlich oberhalb des Glasübergangs stattfindet. Somit liegt eine weitere Ursache der Krümmungssensitivität in verstärkt eingebrachten Eigenspannungen während der Herstellung der Faser-Thermoplast-Schalen begründet.

Eine lokal unzureichende Faser-Matrix-Haftung und die fertigungsbedingten Eigenspannungen, welche Delaminationen und damit die Schädigungsüberhöhung an Schalen begünstigen, sollten künftig durch eine Anpassung der Prozessparameter validiert werden. Dabei sind insbesondere ein höherer Kompaktierungsdruck von 20 bar und eine Aufheizung der Schalen auf 380 °C zu untersuchen. Temperaturen von über 400 °C sind bei den vergleichsweise langen Haltedauern zunächst nicht anzustreben, um ein Degradieren der Matrix sicher auszuschließen. Darüber hinaus sind Werkzeugformen mit ähnlichen thermischen Ausdehnungskoeffizienten zu den

Laminaten zu bevorzugen (z. B. Graphitwerkzeuge). Damit können thermische Eigenspannungen reduziert, jedoch nicht eliminiert werden.

5.1.2 Lokale Auswirkungen von Schlagbelastungen

Lokale Schädigungen werden hauptsächlich von der Duktilität des Matrixsystems geprägt. Diese wird durch das werkstoffimmanente Verformungsvermögen, die Feuchte- und v. a. Temperatursensitivität bestimmt. Lokale Ausprägungen von Schlag-schädigungen sind damit kein strukturelles, sondern ein werkstoffabhängiges Verhalten. Bereits unterschiedliche Prüfbedingungen der FTV mit PA66-Matrix rufen eine Bandbreite an Eindringtiefen hervor. Dies unterstreicht den Einfluss der Matrixcharakteristika, da die verarbeitete GF eine vernachlässigbare Empfindlichkeit gegenüber Feuchte und Temperatur aufweist.

Grundsätzlich liegt infolge des dynamischen Stoßes von Impaktor und Laminat eine Überlagerung von reversiblen und irreversiblen lokalen Deformationsmechanismen vor. Abgesehen von der globalen Durchbiegung des PK, welche maßgeblich von den Eigenschaften der Verstärkungsfaser bestimmt wird, sind matrixseitig elastische, viskoelastische und plastische Deformationsanteile zu nennen: [242]

- Elastische Deformationen der Matrix sind vollständig reversibel und daher zur Bestimmung der Eindringtiefe nicht relevant. Infolge der hohen, lokalen Beanspruchungen ist deren Anteil als gering einzustufen, da sie nur bei vergleichsweise niedrigen Dehnungen und Stauchungen auftreten. Sie sind vornehmlich außerhalb des direkten Kontaktbereichs zu lokalisieren.
- Viskoelastische Deformationen der Matrix sind z. T. reversibel. Um die mechanische Verformung wieder zurückzustellen, sind längere Zeiträume erforderlich. Infolge der kurzen Beanspruchung ist diese zeit- und temperaturabhängige Relaxation im Anschluss an den Fallgewichtsversuch zu beobachten.
- Plastische Deformationen rufen irreversible Mikroschädigungen in der Impactzone hervor. Sie entstehen durch Abgleit- und Entschlaufungsvorgänge auf molekularer Ebene und sind dehnratenabhängig.

Je nach Matrixsystem, Feuchte- und Temperatursensitivität sind die Deformationsanteile unterschiedlich stark ausgeprägt. Durch die entwickelte Methode zur flächigen Charakterisierung der Topografie im Bereich des Auftreffpunkts des Impaktors besteht

die Möglichkeit, Ursachen für das individuelle werkstoffliche Verhalten zu identifizieren:

- Die über einen größeren Bereich bleibend verformten Oberflächen der FTV, vgl. Bild 4.3 und Bild 4.6 (jeweils Unterabschnitt 4.2.1), verdeutlichen ein gegenüber FDV erhöhtes plastisches Verformungsvermögen. Dies ist mutmaßlich auf die jeweils höhere Risszähigkeit des individuellen Matrixsystems zurückzuführen, welche mit steigender Temperatur weiter zunimmt. Folglich liegen die größten Eindringtiefen bei den *hot/wet* geprüften PK vor.
- Mit steigender Impaktenergie respektive Beanspruchungsgeschwindigkeit steigt die Dehnrate lokal im Kontaktbereich des Impaktors moderat an, vgl. Bild 3.22 (Unterabschnitt 3.7.6). Damit einhergehend sind lokal höhere Steifigkeiten und Festigkeiten, welche eine größere Widerstandsfähigkeit gegen plastische Deformation induzieren [242]. Aufgrund dieser Verfestigungsmechanismen müsste mit steigender Energie die lokale Verformung des PK degressiv zunehmen. Da in dem betrachteten Energiebereich für alle Laminatkonfigurationen jedoch eine näherungsweise lineare Abhängigkeit von Energie und Eindringtiefe vorliegt, vgl. Bild 4.2 und Bild 4.6 (jeweils Unterabschnitt 4.2.1), kann der lokale Dehnrateneinfluss auf charakteristische Kenngrößen im Rahmen dieser Arbeit vernachlässigt werden.
- Bei den verwendeten Matrixsystemen liegt ein größeres viskoelastisches Materialverhalten der FTV vor. Durch innere Reibung setzen die dabei verstärkt auftretenden molekularen Umlagerungsprozesse Wärme frei [242]. Sie können anhand der tendenziell höheren Maximaltemperaturen der CF-PEEK-Verbunde während des Impakts abgeschätzt werden, vgl. Bild 4.4 (Unterabschnitt 4.2.1). Infolge der erhöhten Viskoelastizität der FTV ist daher ein größeres elastisches Rückfedern zu erwarten. Da die Eindringtiefenrelaxation jedoch gegenüber den FDV reduziert ist, wird das viskoelastische Materialverhalten der FTV durch deren plastische Verformung überkompensiert. Dabei verstärken hohe Temperaturen und Feuchtegehalte diese irreversiblen Verformungen während des Impakts und unterbinden zusätzlich reversible Relaxationsmechanismen der Matrix. Ein ähnliches Verhalten ist bei Analyse des Druckverformungsrests von Schäumen in Abhängigkeit von Temperatur und Feuchte bekannt [294,295].

Vergleichbare Eindringtiefen bei niedrigeren Impaktenergien der in dieser Arbeit untersuchten FTV bieten Potential für Strukturen mit hoher Leichtbaugüte. Geringere Energien bis zur Detektion eines BVID sind mit kleineren Schädigungen und damit höheren Resttragfähigkeiten verbunden. Folglich könnten Strukturen z. B. dünnwandiger gebaut werden, da Bauteile weniger stark „überdimensioniert“ werden müssten, um in einem vorgeschädigten Zustand UL zu ertragen. Gleichzeitig widerspricht dies der robusten Auslegung von Luftfahrtstrukturen in der Praxis, vgl. Unterabschnitt 2.3.1. Wie größere Eindringtiefen und ein reduziertes Relaxationsverhalten der FTV dennoch in Einklang mit einer schadenstoleranten Bauteilauslegung gebracht werden kann, wird im Rahmen der Gestaltungsempfehlungen im folgenden Abschnitt aufgezeigt.

5.2 Werkstoffliche Gestaltungsempfehlungen

Ziel der werkstofflichen Auslegung einer schlagbelastbaren Struktur ist die Aufnahme von möglichst hohen Kräften und Energien, ohne dabei erste signifikante Schlag-schädigungen zu erfahren. Im strukturellen Vorentwurf sind folgende Punkte zu beachten:

- Eine Gewebearchitektur ist einem multidirektionalen Lagenaufbau vorzuziehen, wenn eine Reduktion der faserdominanten Werkstoffkennwerte infolge der vorhandenen Faserondulationen toleriert werden kann.
- Einsatzklimare sind bei der Strukturauslegung zwingend zu berücksichtigen und experimentell zu validieren. Das größte Ausmaß interlaminaer Schädigungen tritt bei niedrigen Feuchtegehalten in Kombination mit niedrigen Einsatztemperaturen auf. Eine dadurch hervorgerufene Versprödung des Matrixsystems stellt das kritische Umgebungsklima unter LVI dar. Bei stark beulgefährdeten Strukturen sind zusätzlich *hot/wet* Klimare zu betrachten, da sich bei Schlagbelastung eine vergleichsweise große strukturelle Verformung einstellt, welche die kritische Beullast reduzieren kann. Das Schädigungsausmaß ist hingegen als unkritisch einzustufen. Die visuelle Detektierbarkeit von Schädigungen erhöht sich mit steigendem Feuchtegehalt und steigender Temperatur.
- FTV zeigen durch deren i. d. R. größere Bruchdehnung gegenüber den FDV ein duktileres Verformungsverhalten, welches sie als Konstruktionswerkstoff grundsätzlich prädestiniert. Insbesondere im Bereich der Wartung von Luftfahrzeugen

gen, wo BVID mittels Sichtprüfung identifiziert werden, ist deren Einsatz vorteilhaft. Zum einen ist die visuelle Sichtbarkeit aufgrund der plastischen Verformung im Einschlagbereich des Impaktors erhöht. Zum anderen bleibt die Verformung infolge der Schlagbelastung stärker erhalten, da FTV eine geringere Eindringtiefenrelaxation aufweisen. Bei Betrachtung von Verteilungsdichten, welche die Detektion von BVID mit Wahrscheinlichkeiten beschreiben, können Schlagschädigungen an FTV mit höherer Zuverlässigkeit erkannt werden, da eine geringere Wahrscheinlichkeit fälschlich identifizierter (2) oder übersehener (3) Schädigungsereignisse vorliegt, vgl. schraffierte Bereiche in Bild 5.8. Auf Basis der einfacheren Unterscheidung zwischen BVID (1) und keinem BVID (4) sind Zeit- und Kostenersparnisse im Bereich der Wartung möglich.

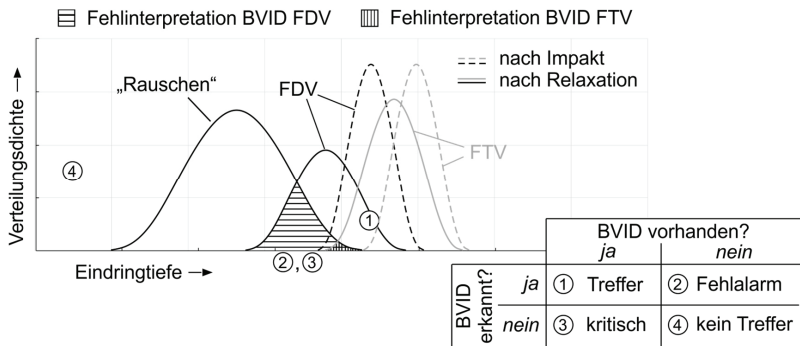


Bild 5.8: Überzeichnete Darstellung der Verteilungsdichten zur Identifikation von Schlagschädigungen an FDV und FTV unter Berücksichtigung der Eindringtiefenrelaxation mit Nummerierung charakteristischer Bereiche (Variantenmatrix nach [59]). Die Grafik liegt der konservativen Annahme gleicher Auffindwahrscheinlichkeiten eines BVID an FDV und FTV direkt nach Impact zugrunde. Ebenso sind potenzielle Störquellen („Rauschen“, z. B. Kratzer, Verunreinigungen, Verfärbungen) zur Schädigungsidentifikation für FDV und FTV gleich verteilt, da diese nicht signifikant vom Matrixsystem beeinflusst werden. Infolge größerer Eindringtiefen bei reduzierter Relaxation nach Impact liegt eine geringere Fehlinterpertation der Schlagereignisse an FTV vor (vertikal gegenüber horizontal schraffierter Überlappungsbereich). Sie zeigen ein potenziell wartungsfreundliches Werkstoffverhalten, da eine enge Verteilungsdichte nach Relaxation erhalten bleibt.

- FTV bieten Potential für effiziente Reparaturverfahren, insbesondere im Bereich des LVI. Viele der durchgeführten Fallgewichtsversuche an Platten und Schalen erfolgen ohne großflächige Faserbrüche auf der PK-Rückseite, z. B. durch

Überschreiten der Faserbruchdehnung. Lediglich seitlich des Kontaktbereichs von Impaktor und Laminat ist ein Schubknicken der Fasern auf der PK-Oberseite festzustellen, vgl. Bild 4.2 a) (Unterabschnitt 4.2.1). Folglich beschränkt sich bei den betrachteten Impaktenergien ein Großteil der Schädigungen auf Zwischenfaserbrüche und Delaminationen. Falls Reparaturmaßnahmen durch Unterschreiten von UL erforderlich würden, kann während einer geplanten Wartung die strukturelle Integrität der FTV vergleichsweise einfach durch erneutes lokales Aufschmelzen der Matrix im geschädigten Bereich und Verpressen des Laminats auf ein akzeptables Maß (UL) angehoben werden. Im Gegensatz dazu sind aufwändigere Reparaturmaßnahmen bei FDV erforderlich. Diese sind z. B. mit einem lokalen Materialaustausch durch geschäftetes Ausfräsen des geschädigten Bereichs, erneutes Laminieren und Aushärten oder mit einem globalen Materialaustausch durch Ersatz der gesamten Komponente verbunden.

5.3 Geometrische Gestaltungsempfehlungen

Der geometrischen Gestaltungsfreiheit von Strukturbauteilen sind aufgrund von Fertigungsverfahren, Bauraumrestriktionen oder der Sicherstellung von Funktionseigenschaften i. d. R. enge Grenzen gesetzt. So kann z. B. eine Tragfläche keine gegen Schlagbelastung geeignete Krümmung aufweisen, da deren Profil maßgeblich durch aerodynamische Eigenschaften vorgegeben wird. Dennoch sind folgende Punkte im Vorentwurf zu beachten:

- Thermische Eigenspannungen haben bei thermoplastischen Strukturen im Allgemeinen und bei asymmetrisch gekrümmten FTV im Speziellen einen erheblichen Einfluss auf die Schlagbelastbarkeit. Ziel muss sein, diese fertigungsbedingt auf ein Minimum zu reduzieren.
- Bei vorhandenem Gestaltungsspielraum konvex gekrümmter Strukturen sind große Krümmungsradien anzustreben, da die Schlagbelastbarkeit mit sinkender Krümmung zunimmt. Durch die Korrelation von Krümmung und geschädigter Fläche liegen quantifizierbare Ergebnisse vor, welche dazu genutzt werden können, anhand generischer PK mit den in dieser Arbeit beschriebenen Fertigungsverfahren und Randbedingungen den Einfluss der Krümmung im Vorentwurf zu berücksichtigen. Dazu lassen sich z. B. geometrische KDF für

konvex gekrümmte Strukturen ableiten, welche die Schädigung an Platten auf den Wert an Schalen beziehen. Statt der Krümmung wird die numerische Exzentrizität in den Grenzen von $\varepsilon = 0$ für eine Kreiskontur (z. B. Schale R30) und $\varepsilon = 1$ für eine Gerade (z. B. Platte R^∞) als variabler Parameter betrachtet. Diese erlaubt eine geometrische Skalierbarkeit, wobei z. B. Randbedingungen, die freie Biegelänge oder Spannungsumlagerungen innerhalb eines größeren Bauteils ausgenommen sind. So sind bei einer numerischen Exzentrizität der CF-EP-Verbunde von $\varepsilon = 0,988$ doppelt so große geschädigte Flächen ($k_k = 0,5$) zu erwarten wie an Platten, vgl. Bild 5.9.

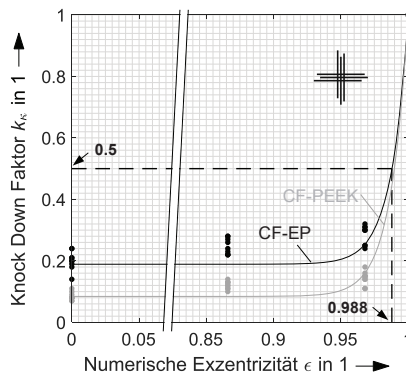


Bild 5.9: Grafik und Beispiel zur Ermittlung eines werkstoffspezifischen, geometrischen KDF für elliptische Krümmungen durch Referenzierung auf Platten ($\varepsilon = 1$). Durch Kenntnis der numerischen Exzentrizität einer elliptisch angenäherten Krümmung kann das Strukturverhalten unter LVI abgeschätzt werden.

Entsprechend der Versuchsergebnisse folgen die Korrekturfaktoren in grober Näherung einem exponentiellen Gesetz, vgl. Formel 5.1,

$$k_k = a \cdot e^{(b \cdot \varepsilon - c)} + d \quad (5.1)$$

wobei die Parameter a – d werkstoffspezifisch zu wählen sind, vgl. Tabelle 5.1.

Tabelle 5.1: Empirisch ermittelte dimensionslose Parameter zur Abschätzung des Verhaltens konvex gekrümmter CFK unter Schlagbelastung.

Matrix	Parameter			
	a	b	c	d
EP	$2,45 \cdot 10^{-9}$	78,4	58,8	$18,9 \cdot 10^{-2}$
PEEK	$3,63 \cdot 10^{-9}$	77,4	58,0	$8,44 \cdot 10^{-2}$

5.4 Beispielhafte Anwendung auf ein Strukturbauteil

Bei der Charakterisierung der Schlagbelastbarkeit von FKV an Platten wird das Schädigungsverhalten von konvex gekrümmten Strukturen erheblich unterschätzt. Zwar wird dieser Sachverhalt in der Praxis durch eine hohe Redundanz von Sicherheitsfaktoren (z. B. für Umwelteinflüsse, Ermüdung, Fertigung) in der Auslegung von Luftfahrtstrukturen unbewusst berücksichtigt [68,296]. Allerdings kann durch das Wissen über die Schlagbelastbarkeit in Abhängigkeit von Matrixsystem und Strukturkrümmung Kenntnisleichtbau in einer frühen Auslegungsphase betrieben werden. Ein möglicher Ansatz wird im Folgenden am Beispiel eines Flugzeugrumpfs skizziert.

Dazu erfolgt eine mathematische Beschreibung eines Rumpfsegments als Ellipse, sodass eine geometrische Skalierbarkeit mit der numerischen Exzentrizität und dem Halbachsenverhältnis der untersuchten Schalen vorliegt. Betrachtet wird ein seitlicher LVI, wie er z. B. bei Kollision mit Fahrzeugen auf dem Vorfeld auftreten kann. Die numerische Exzentrizität von Rumpfquerschnitten gängiger Flugzeugtypen mit dem Halbachsenverhältnis des Nebenscheitels (Rumpfbreite durch Rumpfhöhe) kann mit den Datenpunkten der untersuchten Schalen interpoliert werden, vgl. Bild 5.10.

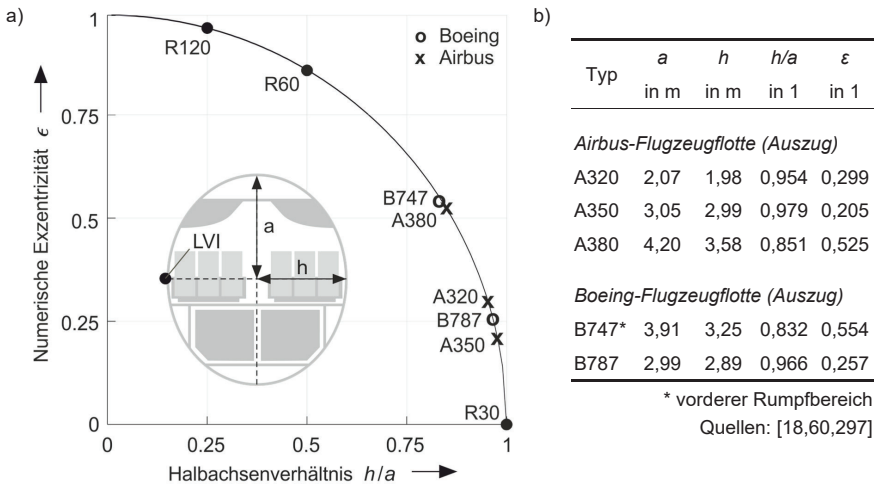


Bild 5.10: Geometrische Einordnung der Rumpfgeometrien bekannter Flugzeugtypen:
a) grafisch, inkl. Lokalisierung des Seitenimpakts; b) tabellarisch.

Je nach Position und Flugzeugtyp liegen gängige Wanddicken der Rumpfaußenhaut zwischen 1 mm und 2,6 mm vor [60]. Im Folgenden wird ein Wert von 2,2 mm ange-

nommen, welcher mit den Wanddicken der CF-EP- und CF-PEEK-Verbunde übereinstimmt. Zugleich sind weitere grundsätzliche Auslegungsvorschriften für FKV in der Luftfahrt gegeben, wie Mittensymmetrie oder ein FVG > 55 % [24]. Mit Formel 5.1 (Abschnitt 5.3) und den werkstoffspezifischen Kennwerten können die geschädigten Flächen relativ zur Schädigung an genormten CAI-Probekörpern abgeschätzt werden. Somit sind unabhängig vom Flugzeugtyp größere geschädigte Flächen zu erwarten: gegenüber Platten etwa um den Faktor 5 für einen duroplastischen und um den Faktor 11 für einen thermoplastischen Rumpf.

Dieser Ansatz erhebt keinen Anspruch auf eine direkte Übertragbarkeit auf ein spezifisches Bauteil wie z. B. die beschriebene Rumpfstruktur. Dazu sind die Ergebnisse der vorliegenden Arbeit auf einen eingeschränkt vergleichbaren Parameterraum limitiert. Zudem liegt der vorangehenden Beschreibung eine Vielzahl an Annahmen zugrunde, deren Verifikation Inhalte für weiterführende Arbeiten darstellt, z. B.:

- Stringer und Spante des Rumpfs unterteilen die Struktur in kleinere Beulfelder, wirken somit als Einspannung. Je nach Flugzeugtyp und Position am Rumpf beträgt der Spantabstand zwischen 227 mm und 635 mm, der Stringerabstand zwischen 150 mm und 250 mm [60], was größere Abmaße darstellt als im Rahmen dieser Arbeit auf Coupon-Ebene vorgesehen. Zum Ausgleich dieser Größendifferenz wird eine vergleichsweise nachgiebige Einspannung durch reine Klemmung der PK gewählt. Diese Vorgehensweise ist in weiteren Untersuchungen zu evaluieren.
- Die Korrekturkurven zur Beschreibung der Schädigungsüberhöhung werden anhand von Kreuzverbunden erstellt. Für gekrümmte Strukturen mit abweichenden Lagenaufbauten, wie sie z. B. für einen Flugzeugrumpf vorliegen, werden weitere Untersuchungen empfohlen.
- Die Möglichkeit einer geometrischen Skalierung der elliptischen Grundgeometrie wurde in Unterabschnitt 3.3.1 aufgezeigt. Eine Skalierbarkeit des strukturmechanischen Verhaltens wird hingegen angenommen. Dies sollte experimentell kalibriert werden (vgl. Unterabschnitt 2.4.2).

Unabhängig von dem skizzierten Ansatz wird deutlich, dass durch die Entwicklung von generischen PK die Strukturauslegung an das spätere Bauteil angelehnt erfolgen kann. Insbesondere für die Anwendung kombinierter simulativ-experimenteller Auslegungsmethodiken bietet sich die Quantifizierung des Schädigungsausmaßes in

Abhängigkeit mehrerer Einflussgrößen an, wie z. B. das Matrixsystem und die Krümmung. Denn eine experimentelle Bestimmung der Restfestigkeit generischer Schalen ist nur bedingt praxisrelevant. Zum einen werden im Gegensatz zu ebenen PK keine werkstoffspezifischen, sondern geometrisch bedingte Restfestigkeiten bestimmt. Zum anderen liegen im Betrieb komplexe Lastkollektive und Randbedingungen vor, welche durch reine Druckversuche nach Schlagbelastung nicht hinreichend genau abgebildet werden. Stattdessen kann durch Kenntnis der Schädigungsüberhöhung bei definierter Schalengeometrie und Randbedingung das Strukturverhalten in der FE-Simulation auf Bauteilebene vorhergesagt werden. Statt stark konservativen globalen Annahmen mittels Sicherheitsfaktoren kann die strukturelle Schwächung entsprechend der Größe der geschädigten Fläche effizient in der Simulation berücksichtigt werden, z. B. durch Löschen von Elementen oder der Steifigkeitsreduktion von Elementen. Diese Möglichkeiten der Modellierung erlauben zugleich die Abschätzung von fertigungstechnischen Besonderheiten (siehe Überhöhungsfaktoren FDV gegenüber FTV) oder von Spannungsumlagerungen nach Schlagschädigung innerhalb der FE-Simulation. Das Auslassen des experimentellen Druckversuchs nach vorangegangener Schlagbeanspruchung (CAI-Versuch) zugunsten der Simulation und Validierung am Bauteil spart zudem Entwicklungszeit und -kosten.

6 Zusammenfassung

Eine Herausforderung in der Auslegung schlaggefährdeter Faser-Kunststoff-Verbunde (FKV) ist die Identifikation eines Optimums aus hoher Schlagbelastbarkeit und hoher Leichtbaugüte. Dieser Kompromiss aus robuster und leichter Bauweise kann nur erfolgen, wenn einzelne Einflussgrößen und deren Interdependenzen verstanden sind. Die umfangreiche Literaturstudie der vorliegenden Arbeit im Bereich der niedrigenergetischen Schlagbelastung (LVI) zeigt Defizite bei der Übertragung des Verhaltens von ebenen auf gekrümmte FKV auf. Gekrümmte Faser-Thermoplast-Verbunde (FTV) werden bisher nicht adressiert. Ziel ist es, diese Forschungslücke zu schließen und darauf aufbauend neuartige Gestaltungsempfehlungen zur individualisierten, schadenstoleranten Bauteilauslegung und -wartung abzuleiten.

Zur phänomenologischen Beschreibung werden ebene und gekrümmte Strukturen mit duroplastischer und thermoplastischer Matrix umfassend in Fallgewichtsversuchen charakterisiert. Um realitätsnahe Zustände abzubilden, werden unterschiedliche Konditionier- und Prüfklimata, Lagenaufbauten und Faserarchitekturen berücksichtigt. Die Ableitung von drei konvex gekrümmten Geometrien erfolgt unter anwendungsorientierten Gesichtspunkten und der Vergleichbarkeit zu genormten Prüfaufbauten. Nach Probekörperfertigung, einer breiten Qualitätssicherung und definierter Probekörperschädigung im Fallgewichtsversuch erfolgt eine tiefgehende Auswertung mit eigens entwickelten Versuchstechniken und automatisierten Analysemethoden. Ein nicht-lineares DGL-System 2. Ordnung zur Repräsentation der verwendeten Fallturmkonfiguration ermöglicht die Bestimmung der tatsächlich auf den Probekörper (PK) wirkenden Kraft. Prüftechnische Einflüsse bei der Quantifizierung des Schädigungsausmaßes werden im Rahmen von Ultraschallanalysen durch Selbstreferenzierung der PK eliminiert. Infolge einer vollflächigen Vermessung der PK-Oberfläche mittels Weißlichtinterferometrie im Bereich des Impakts werden Rückschlüsse auf das lokale, werkstoffliche Verhalten gezogen. Relevante Erkenntnisse sind:

- Verbunde mit thermoplastischem Matrixsystem (PA66, PEEK) zeigen eine erhöhte Schlagbelastbarkeit gegenüber duroplastischen Referenzsystemen (2x EP). Dies äußert sich in größeren Kräften bei Erstschädigung, kleineren geschädigten Flächen, größeren Eindringtiefen nach Impact und einer reduzierten Eindringtiefenrelaxation.

- Die Konditionierung von Verbunden mit hygrothermischen Matrixsystemen ist für das Verhalten unter LVI entscheidend. So sind kalt-trockene Klimare für Verbunde mit PA66-Matrix kritisch gegenüber duroplastischen Referenzsystemen auf Epoxidharzbasis einzustufen. Der Entzug von Feuchte bei Raumtemperatur führt zu einer Versprödung der Matrix und größeren delaminierten Bereichen.
- Schlagschädigungen an schwach bis moderat konvex gekrümmten Strukturen nehmen mit steigender Krümmung zu. Aufzieh- und Druckmembranspannungen führen zu einem signifikanten Anstieg der geschädigten Fläche gegenüber Platten. Die Abschätzung der Schlagbelastbarkeit an ebenen Strukturen ist nicht konservativ und bedarf hoher Sicherheitsfaktoren. Signifikante Unterschiede in Abhängigkeit der Matrixsysteme liegen nicht vor.

6.1 Fazit

Die vorliegende Arbeit zeigt, dass eine Beurteilung der Schlagbelastbarkeit von FKV unter kombinierten Einflüssen vorzunehmen ist. Eine isolierte Betrachtung von Einflussgrößen ist für eine schadenstolerante Bauteilauslegung nicht zielführend. Wesentliche Forschungslücken bestanden in der Kenntnis des Strukturverhaltens gekrümmter FTV unter LVI sowie dem Relaxationsverhalten unter Einfluss von Feuchte und Temperatur. In Abgrenzung zu duroplastischen Referenzsystemen ergeben sich folgende neue Erkenntnisse:

- **Globale Betrachtung von Schlagschädigungen**

Schlagschädigungen an konvex gekrümmten FKV im Allgemeinen und an konvex gekrümmten FTV im Besonderen sind gegenüber einer Plattengeometrie stark erhöht und damit dimensionierend. Mit der Entwicklung anwendungsnaher, generischer PK und des gewonnenen Wissens über die Schädigungsüberhöhung gegenüber Platten werden Korrekturkurven für den kombinierten Einfluss des Matrixsystems und der Strukturkrümmung erstellt. Statt stark konservativer Annahmen infolge von abgeleiteten *design allowables* an Platten, ist eine individuelle Bauteilauslegung mit den Korrekturkurven der generischen PK möglich.

Die vorliegende Arbeit erweitert den Stand der Forschung um den Bereich der Schlagbelastbarkeit von Faser-Thermoplast-Schalen in Abgrenzung zu duroplastischen Werkstoffsystemen.

– Lokale Betrachtung von Schlagschädigungen

Je größer sich die lokale, plastische Verformung durch den Kontakt von Impaktor und Laminat während des Fallgewichtsversuchs ausbildet, desto geringer ist der Effekt des elastischen Rückfederns nach Impact. Eine lokale Plastifizierung wird durch thermoplastische Matrixsysteme, erhöhte Feuchtegehalte und erhöhte Temperaturen gefördert. Als Folge bleiben Schlagschädigungen von FTV und von hygrothermischen Verbunden in *hot/wet* Klimaten sehr gut detektierbar. Damit bieten FTV das Potential, Wartungsprozesse in der Luftfahrt sicherer und kostengünstiger zu gestalten.

Die vorliegende Arbeit erweitert den Stand der Forschung im Bereich der Eindringtiefenrelaxation als Funktion des Matrixsystems, definierter Temperaturen und Feuchtegehalte.

6.2 Ausblick

Um detaillierte Konstruktionsvorschriften abzuleiten, werden aufbauend auf den Ergebnissen dieser Arbeit folgende weiterführende Untersuchungen empfohlen:

- Die Integration und Kombination weiterer Einflussgrößen ermöglicht eine stärker anwendungsbezogene Strukturauslegung im Vorentwurf. Insbesondere wird eine stufenlos einstellbare PK-Einspannung zur Nachbildung verschiedener Struktursteifigkeiten an generischen PK empfohlen, welche z. B. definierte Stringer-Spant-Abstände repräsentiert.
- Größere PK reduzieren Randeffekte und erlauben eine größere Bandbreite an Impaktenergien. Trotz der nicht mehr vorhandenen Vergleichbarkeit zu genormten Platten-PK sollte diese Erweiterung des Parameterraums für anwendungsnahe, generische Strukturen geprüft werden.
- Zur Reduktion des Entwicklungsaufwands von Strukturbauteilen sollte die umfassende Datenbasis der vorliegenden Arbeit in einen simulativ-experimentellen Ansatz auf Bauteilebene integriert werden (*virtual testing*). Mit dem Wissen der Schädigungsüberhöhung an Schalen kann die Resttragfähigkeit von gekrümmten Strukturbauteilen effizient mit Finite Elemente Simulationen durch die Implementierung der Vorschädigung prognostiziert werden, z. B. mittels Aussparung oder Steifigkeitsreduktion von Elementen.

Anhang

A.1 Weiterführende Informationen zum Stand der Forschung

A.1.1 Definitionen eines LVI

Eine Schlagschädigung mit niedriger Impaktgeschwindigkeit (LVI) ist in der Literatur nicht einheitlich festgelegt. Häufig wird zur Abgrenzung eines LVI neben der Impaktormasse (m) und Impaktenergie (E_{imp}) die Aufprallgeschwindigkeit (v_{imp}) als Kennwert herangezogen.

Tabelle A.1: Abgrenzung eines LVI in der Literatur (Auszug).

Kriterium				Zahlenwert	Quelle
m	v_{imp}	E_{imp}	sonst.		
	x		x	< 1–10 m/s = $f(D_{ij})$	[37]
	x			< 10 m/s	[50,298,299]
x	x			< 5 m/s und < 5 kg	[300]
	x	x		< 50 J, 4–8 m/s	[60]
	x			< 100 m/s	[261]
	x		x	$v_{\text{imp}} = f(\varepsilon, c)$	[301]

A.1.2 Einflüsse auf die Detektierbarkeit eines BVID

Die visuelle Detektion eines BVID hängt von einer Vielzahl an objektiven und subjektiven Faktoren ab. Durch deren Kenntnis können Schädigungen schneller identifiziert werden. Insbesondere die Art der Beleuchtung hat einen großen Einfluss auf die Detektionsschwelle eines BVID.

Tabelle A.2: Einflüsse auf die Detektierbarkeit eines BVID. [58]

Einflussfaktor	Eigenschaft
Oberfläche	Krümmung
	Rauheit
	Beschichtung (Primer, Antistatikum)
Farbe	glänzend, matt
	hell, dunkel
Beleuchtung	Tageslicht, Dämmerung, künstliches Licht, Steiflicht
	Lichtstärke
Verschmutzung	vorab gesäubert, verschmutzt (Betriebszustand)
Betrachtungsdauer	begrenzt, unbegrenzt
Betrachtungsabstand und -winkel	orthogonal, winklig
	Zugänglichkeit
Mensch	Alter, Erfahrung
	Sehschärfe, Farbwahrnehmung
Umgebung	Klima
	Lautstärke
	Lichtreflexionen

A.1.3 Herstellerabhängige Definition eines BVID

Flugzeughersteller korrelieren einen BVID auf Basis ihrer Erfahrungswerte mit einer messbaren Eindringtiefe t_{BVID} . Dabei spielen insbesondere das individuelle Bauteil, die Art der Inspektion (*detailed inspection*, DET; *general visual inspection*, GVI), Auffindwahrscheinlichkeiten (*probability of detection*, POD) und Konfidenzintervalle ($1-\alpha$) eine entscheidende Rolle.

Tabelle A.3: Geltende Festlegungen eines BVID von Flugzeugherstellern.

Hersteller	t_{BVID}	POD	$1-\alpha$	Abstand	Dauer	Beleuchtung
Airbus [27, 57]	1 mm innerhalb von 30 min; falls erforderlich	90 %	95 %	DET: 50 cm	DET: unbe- grenzt	DET: wie vorhanden; Streiflicht, falls erforderlich
[61]	0,3 mm nach Relaxation *	90 %	95 %	GVI: 1 m	GVI: 30 s	GVI: Tageslicht (künstlich nachgebildet)
Boeing [56, 62]	0,25–0,51 mm nach Relaxation	90 %	95 %	1,5 m	k. A.	wie vorhanden
ATR [54]	0,5 mm	90 %	95 %	DET: 50 cm	DET: unbe- grenzt	DET: wie vorhanden, Streiflicht, falls erforderlich
	0,5 mm	90 %	95 %	GVI: 2 m	GVI: 10 s und unbe- grenzt	GVI: wie vorhanden

* Eindringtiefen nicht als BVID gekennzeichnet

A.1.4 Einfluss der Strukturkrümmung bei LVI

Die folgende Tabelle umfasst Forschungsarbeiten zur Schlagbelastbarkeit von gekrümmten Strukturen. Dabei werden zum einen Studien aufgeführt, welche direkt den Krümmungseinfluss adressieren (grau hinterlegt). Zum anderen sind Arbeiten aufgelistet, welche nicht explizit den Fokus auf die Strukturkrümmung legen, sondern andere Einflussfaktoren an schlagbeanspruchten, gekrümmten Strukturen untersuchen.

Tabelle A.4: Auflistung aller Eingangsgrößen, Randbedingungen, Abhängigkeiten und Erkenntnisse aus der Literatur zum Thema schlagbelastete, gekrümmte FKV in absteigender Veröffentlichungsreihenfolge.

Ein- spannung	Herstel- lung	Material- konfiguration	r_k	E_{imp}	Relevante Ergebnisse	Quel- le
Typ 2b	Wickel- technik	<ul style="list-style-type: none"> GF-EP sym., AWW, (± 55) 42 PK $t_{nom} = 2,5$ mm und 4,1 mm und 6,6 mm 	75 mm 100 mm 125 mm	5 J 10 J 20 J 30 J	<ul style="list-style-type: none"> $F_{DTL} \neq f(r_k)$ $r_k \downarrow \Rightarrow F_{max} \uparrow$ $\Rightarrow t_{imp} \downarrow$ $\Rightarrow S_{el} \downarrow$ $\Rightarrow A_{del, GL} \downarrow$ $E_{imp} \uparrow \Rightarrow F_{max} \uparrow$ $\Rightarrow t_{imp} \uparrow$ $\Rightarrow S_{el} \uparrow$ 	[173]
Typ 2b	Wickel- technik	<ul style="list-style-type: none"> GF-EP sym., AWW, (± 55) 9 PK $t_{nom} = 2,4$ mm bis 6,6 mm 	150 mm 200 mm 250 mm	10 J 20 J 30 J	<ul style="list-style-type: none"> $E_{imp} \uparrow \Rightarrow A_{del, GL} \uparrow$ $r_k \downarrow \Rightarrow A_{del, US} \downarrow$ $\Rightarrow A_{del, GL} \downarrow$ 	[174]

Ein- spannung	Herstel- lung	Material- konfiguration	r_k	E_{imp}	Relevante Ergebnisse	Quel- le
k. A.	Wickel- technik	<ul style="list-style-type: none"> GF-EP, GF-VE, jeweils VZ AWV, ($\pm 54,5$) 24 PK $t_{nom} = 6 \text{ mm}$ 	75 mm (I)	6–110 J ($n = 8$)	<ul style="list-style-type: none"> $E_{imp} \uparrow \Rightarrow F_{max} \uparrow$ $\Rightarrow \dot{t}_{imp} \uparrow$ $\Rightarrow S_{el} \uparrow$ $\Rightarrow S_{pl} \uparrow$ $\Rightarrow S_{Fmax} \uparrow$ $\Rightarrow E_{abs} \uparrow$ $\Rightarrow F_{DTL,GF-VE} \uparrow$ $F_{DTL,GF-EP} \neq f(E_{imp})$ $E_{DTL,GF-EP} > E_{DTL,GF-VE}$ $F_{DTL,GF-EP} > F_{DTL,GF-VE}$ $F_{max,GF-EP} > F_{max,GF-VE}$ $S_{max,GF-EP} < S_{max,GF-VE}$ 	[192]
Typ 2a	Hand- laminier- verfahren mit Vakuum- härtung	<ul style="list-style-type: none"> AF-UP, Gewebe sym., AWV, [± 45]₃ $\phi = 0,33$ 36 PK $t = 3 \pm 0,2 \text{ mm}$ PK mit mittigem Zylinder-, Kugel- oder Ellipsen- segment 	37,5 mm 50 mm 92,5 mm (jeweils auf Hauptachse)	10 J	<ul style="list-style-type: none"> $r_k \downarrow \Rightarrow F_{max} \downarrow$ $\Rightarrow S_{el} \downarrow$ $\Rightarrow E_{abs} \uparrow$ $E_{abs,ell} > E_{abs,sph} > E_{abs,cyl}$ $S_{el,ell} > S_{el,sph} > S_{el,cyl}$ 	[170]
Typ 1	Autoklav- technik	<ul style="list-style-type: none"> GF-EP sym., KV 27 PK $t_{nom} = 3,3 \text{ mm}$ 	125 mm ($\epsilon_{pre} =$ 0,53 %) 125 mm ($\epsilon_{pre} = 0 \%$) 190 mm ($\epsilon_{pre} = 0 \%$) (jeweils I)	6 J 12 J 24 J 36 J	<ul style="list-style-type: none"> $E_{imp} \uparrow \Rightarrow F_{max} \uparrow$ $\Rightarrow S_{el} \uparrow$ $\Rightarrow E_{abs} \uparrow$ $\Rightarrow A_{del,vis} \uparrow$ $r_k \downarrow \Rightarrow C_{Fs} \uparrow$ $\Rightarrow F_{max} \uparrow$ $\Rightarrow S_{el} \downarrow$ $\Rightarrow \dot{t}_{imp} \downarrow$ $\Rightarrow A_{del,vis} \uparrow$ 	[31] [158] [159]
Typ 1	Autoklav- technik	<ul style="list-style-type: none"> GF-EP sym., KV $> 16 \text{ PK}$ $t = 3,3 \pm 0,1 \text{ mm}$ 	125 mm ($\epsilon_{pre} =$ 0,45 %) 190 mm ($\epsilon_{pre} = 0 \%$) jeweils konvex und konkav (jeweils I)	6 J 12 J 24 J 36 J	<ul style="list-style-type: none"> $\epsilon_{pre} \uparrow \Rightarrow F_{max} \uparrow$ $\Rightarrow S_{el} \downarrow$ $\Rightarrow \dot{t}_{imp} \downarrow$ $\Rightarrow A_{del,vis} \uparrow$ <p>$\neq f(\epsilon_{pre})$:</p> <ul style="list-style-type: none"> $F_{max,kv} > F_{max,kx}$ $S_{el,kv} < S_{el,kx}$ $\dot{t}_{imp,kv} < \dot{t}_{imp,kx}$ $A_{del,vis,kv} < A_{del,vis,kx}$ 	[31] [158]
Typ 1, Typ 2a	Autoklav- technik	<ul style="list-style-type: none"> GF-EP sym., KV 36 PK $t = 3,1 \pm 0,1 \text{ mm}$ 	125 mm ($\epsilon_{pre} = 0,5 \%$) 148 mm ($\epsilon_{pre} = 0,3 \%$) 190 mm ($\epsilon_{pre} = 0 \%$) (jeweils I)	6 J 12 J 24 J	<ul style="list-style-type: none"> $E_{imp} \uparrow \Rightarrow F_{max} \uparrow$ $\Rightarrow S_{el} \uparrow, S_{pl} \uparrow$ $\Rightarrow E_{abs} \uparrow$ $\Rightarrow A_{del,vis} \uparrow$ $r_k \downarrow \Leftrightarrow \epsilon_{pre} \uparrow$ $\Rightarrow C_{Fs} \uparrow$ $\Rightarrow F_{DTL} \uparrow$ $\Rightarrow F_{max} \uparrow$ $\Rightarrow S_{el} \downarrow, S_{pl} \downarrow$ $\Rightarrow \dot{t}_{imp} \downarrow$ $\Rightarrow A_{del,vis} \uparrow$ 	[31] [211]

Ein- spannung	Herstel- lung	Material- konfiguration	r_k	E_{imp}	Relevante Ergebnisse	Quel- le
Typ 1 Typ 2a	Autoklav- technik	<ul style="list-style-type: none"> • CF-EP, HZ • sym., QI, 5 Lagenaufbauten • $\varphi = 0,6$ • 5 PK • $t_{nom} = 2,5$ mm <ul style="list-style-type: none"> • CF-EP, VZ • sym., QI, 3 Lagenaufbauten • 3 PK • $t_{nom} = 2$ mm 	54 mm (I) 90 mm (I)	6 J	<ul style="list-style-type: none"> • $\alpha_a \uparrow \Rightarrow E_{abs} \uparrow$ $\Rightarrow \dot{t}_{imp} \uparrow$ 	[182]
Typ 2a	Wickel- technik	<ul style="list-style-type: none"> • GF-EP, VZ • sym., AWV, $[\pm 55]_3$ • $\varphi = 0,5$ • ≥ 6 PK • $t = 2,375 \pm 0,04$ mm 	36 mm (I) mit / ohne $p_i = 32$ bar	5 J 10 J 15 J	<ul style="list-style-type: none"> • $E_{imp} \uparrow \Rightarrow F_{max} \uparrow$ $\Rightarrow \dot{t}_{imp} \uparrow$ $\Rightarrow S_{el} \uparrow$ $\Rightarrow S_{pl} \uparrow$ $\Rightarrow E_{abs} \uparrow$ • $F_{max,ip} > F_{max,np}$ • $S_{el,ip} < S_{el,np}$ • $\dot{t}_{imp,ip} < \dot{t}_{imp,np}$ • $E_{abs,ip} > E_{abs,np}$ 	[190] [191]
Typ 2	Wickel- technik	<ul style="list-style-type: none"> • GF-EP, VZ • sym., $[\pm 55]_3$ • 10 PK • $t_{nom} = 3$ mm 	36 mm (I)	5 J 10 J	<ul style="list-style-type: none"> • $E_{imp} \uparrow \Rightarrow F_{max} \uparrow$ $\Rightarrow \dot{t}_{imp} \uparrow$ $\Rightarrow S_{el} \uparrow$ $\Rightarrow S_{pl} \uparrow$ $\Rightarrow E_{abs} \uparrow$ $\Rightarrow A_{del,GL} \uparrow$ $\Rightarrow R_{burst} \downarrow$ $\Rightarrow R_{fatigue} \downarrow$ 	[197]
Typ 1	Wickel- technik	<ul style="list-style-type: none"> • CF-EP, GF-EP, GF/CF-EP (hybrid), VZ • sym., AWV, (± 45) • $\varphi = 0,55$ • 12 PK • $t_{nom} = 2$ mm 	17 mm (I)	5 J 10 J 20 J 40 J	<ul style="list-style-type: none"> • $E_{imp} \uparrow \Rightarrow F_{max} \uparrow$ $\Rightarrow \dot{t}_{imp} \uparrow$ $\Rightarrow E_{abs} \uparrow$ • $E_{abs,CF} > E_{abs,GF/CF} > E_{abs,GF}$ • $F_{max,CF} < F_{max,GF/CF} < F_{max,GF}$ 	[193]
Typ 2b	RIFT	<ul style="list-style-type: none"> • CF-EP • sym., QI • $t = 4,24 - 4,6$ mm 	Platte 100 m 200 m mit / ohne $p_i = 0,5$ bar	12 J 20 J 35 J	<ul style="list-style-type: none"> • $E_{imp} \uparrow \Rightarrow A_{del,US} \uparrow$ • $r_k \downarrow, p_i \uparrow \Rightarrow A_{del,US} \uparrow$ $\Rightarrow R_{CAI} \downarrow$ 	[171]
Typ 2a	Wickel- technik	<ul style="list-style-type: none"> • GF-EP, VZ • sym., AWV, $[\pm 55]_3$ • $\varphi = 0,65$ • 56 PK • $t_{nom} = 1,75$ mm 	50 mm (I)	5 J 7,5 J 10 J	<ul style="list-style-type: none"> • $E_{imp} \uparrow \Rightarrow F_{max} \uparrow$ $\Rightarrow \dot{t}_{imp} \uparrow$ $\Rightarrow S_{el} \uparrow$ $\Rightarrow S_{pl} \uparrow$ $\Rightarrow E_{abs} \uparrow$ $\Rightarrow A_{del,vis} \uparrow$ $\Rightarrow R_{burst} \downarrow$ $\Rightarrow R_{fatigue} \downarrow$ 	[208]
Typ 2a	Wickel- technik	<ul style="list-style-type: none"> • GF-EP, VZ • sym., AWV, $[\pm 55]_3$ • $\varphi = 0,65$ • 12 PK • $t_{nom} = 1,75$ mm 	25 mm 37,5 mm 50 mm 75 mm (jeweils I)	15 J 20 J 25 J	<ul style="list-style-type: none"> • $r_k \downarrow \Rightarrow E_{abs} \uparrow$ $\Rightarrow A_{del,vis} \uparrow$ • $F_{DTL} \neq f(r_k)$ • $E_{imp} \uparrow \Rightarrow E_{abs} \uparrow$ $\Rightarrow F_{max} \uparrow$ 	[175]

Ein- spannung	Herstel- lung	Material- konfiguration	r_k	E_{imp}	Relevante Ergebnisse	Quel- -le
Typ 1	VARTM	<ul style="list-style-type: none"> GF-VE, Gewebe 6 PK $t_{nom} = 4$ mm 	Platte 20 mm 26,5 mm (konkav und konvex)	13,22 J	<ul style="list-style-type: none"> $r_k \downarrow \Rightarrow F_{max} \downarrow$ $E_{abs,plate} < E_{abs,shell}$ 	[156]
Typ 1	k. A.	<ul style="list-style-type: none"> CF-EP, VZ sym., [+45/-45/0]_s 54 PK $t_{nom} = 1,8$ mm 	7,5 mm 17,5 mm 25 mm (jeweils A)	5 J 10 J 15 J	<ul style="list-style-type: none"> $r_k \downarrow \Rightarrow A_{del,US} \downarrow$ $E_{imp} \uparrow \Rightarrow A_{del,US} \uparrow$ $\Rightarrow R_{bend} \downarrow$ 	[177]
Typ 2a	Autoklav- technik	<ul style="list-style-type: none"> CF-EP, VZ Kombination aus: sym. / n.-sym. und AWW / QI $\varphi = 0,6$ 24 PK $t_{nom} = 2,56$ mm 	50 mm (l) und Vor- spannung: $M_T = 0$ Nm $M_T =$ 0,65 · $R_{T,7J}$ $M_T = 1,3 \cdot R_{T,7J}$	7 J	<ul style="list-style-type: none"> $R_T \neq f(\text{sym.})$ $R_{T,QI} < R_{T,AWW}$ $F_{DTL,QI} < F_{DTL,AWW}$ $F_{DTL} \neq f(\text{sym.}, M_T)$ $M_T \uparrow \Rightarrow s_{el} \uparrow$ $\Rightarrow t_{imp} \uparrow$ 	[194] [195]
Typ 1	Autoklav- technik	<ul style="list-style-type: none"> GF-EP sym., KV $t_{nom} = 2,49$ mm 48 PK 	Platte 84,1 mm 57,2 mm 44,5 mm (jeweils l)	20–140 J	<p><u>Mit Durchschlagen:</u></p> <ul style="list-style-type: none"> $E_{imp} \uparrow \Rightarrow E_{abs} \uparrow$ $\neq f(r_k)$ $E_{perf,plate} < E_{perf,shell}$ $r_k \downarrow \Rightarrow E_{perf} \uparrow$ $\Rightarrow S_{perf} \uparrow$ $\Rightarrow t_{imp} \uparrow$ $\Rightarrow F_{max} \downarrow$ $\Rightarrow F_{snap} \uparrow$ $C_{BC} \uparrow \Rightarrow S_{max} \downarrow$ $\Rightarrow F_{max} \uparrow$ $\Rightarrow t_{imp} \downarrow$ $C_{Fs}, E_{perf} = f(C_{BC})$ 	[168] [169]
Typ 2b	Wickel- technik	<ul style="list-style-type: none"> CF-EP n.-sym., [90/(±20)/90]₃ $\varphi = 0,6$ 21 PK $t_{nom} = 6,54$ mm 	300 mm (l)	19,84– 71,02 J ($n \geq 6$)	<ul style="list-style-type: none"> $E_{imp} \uparrow \Rightarrow F_{max} \uparrow$ $\Rightarrow s_{el} \uparrow$ $\Rightarrow S_{pl} \uparrow$ $\Rightarrow n_{failedlayers} \uparrow$ $\Rightarrow E \downarrow$ $\Rightarrow R_{TAI} \downarrow$ $F_{DTL} \neq f(E_{imp})$ 	[210]
Typ 3	Wickel- technik	<ul style="list-style-type: none"> GF-EP, VZ sym., [±55]_{10λ} $\varphi = 0,6$ $t_{nom} = \lambda \cdot 6$ mm $\lambda = 3$ 	26,5 mm 79,5 mm (jeweils l)	3–360 J	<ul style="list-style-type: none"> $E_{imp} \uparrow \Rightarrow A_{del,US} \uparrow$ $r_k \downarrow \Rightarrow A_{del,US} \uparrow$ $\Rightarrow A_{del,SB} \uparrow$ 	[176]
ähnlich Typ 1	Wickel- technik	<ul style="list-style-type: none"> CF-EP, VZ sym., AWW $\varphi = 0,6$ 4 PK $t_{nom} = \lambda \cdot 2$ mm $\lambda = 1, 2$ 	40 mm 80 mm (jeweils l)	54,9 J 82,4 J 117,72 J 153,04 J	<ul style="list-style-type: none"> $E_{imp} \uparrow \Rightarrow F_{max} \uparrow$ $\Rightarrow t_{imp} \uparrow$ $\Rightarrow S_{pl} \uparrow$ Skalierung von t_{lay}, t_{nom}, r_k, l um n bewirkt Veränderung von F_{max} um n 	[196]

Ein- spannung	Herstel- lung	Material- konfiguration	r_k	E_{imp}	Relevante Ergebnisse	Quel- le
Typ 2b	Autoklav- technik	<ul style="list-style-type: none"> CF-EP sym., QI, 3 Lagenaufbauten, 2 Wanddicken: [45/0/-45/90]_{AS}, [45₂/0₂/-45₂/90₂]_S 18 PK $t_{nom} = \lambda * 1$ mm $\lambda = 1, 2$ 	Platte 381 mm 762 mm (jeweils l)	0,47– 21,69 J	Bei geringer Laminatschädigung: Skalierung von t_{lay} , t_{nom} , d , l , r_k um λ und m_{imp} , E_{imp} um λ^2 bewirkt Veränderung von: <ul style="list-style-type: none"> t_{imp} um λ F_{max} um λ^2 	[200]
Typ 3	Wickel- technik	<ul style="list-style-type: none"> GF-EP, VZ sym., [± 55]₁₀ $\varphi = 0,61$ 40 PK $t = 6,04 \pm 0,1$ mm 	27,5 mm (l)	2–45 J (n = 9)	<ul style="list-style-type: none"> $E_{imp} \uparrow \Rightarrow A_{del,US} \uparrow$ $\Rightarrow R_{impl} \downarrow$ $\Rightarrow F_{max} \uparrow$ $\Rightarrow t_{imp} \uparrow$ $\Rightarrow S_{el} \uparrow$ 	[205] [206]
Typ 3	Wickel- technik, Tape- legen	<ul style="list-style-type: none"> CF-EP, CF-PEEK, jeweils VZ sym., AWV, (± 55) $\varphi = 0,61$ und $0,66$ $t_{nom} = 6,5$ mm 	27,5 mm (l)	7,85 J 15,7 J 23,54 J	<ul style="list-style-type: none"> $A_{del,SB,FTV} < A_{del,SB,FDV}$ $A_{del,US,FTV} < A_{del,US,FDV}$ $R_{impl,FTV} < R_{impl,FDV}$ 	[129]
Typ 2b	k. A. (verm. Autoklav- technik)	<ul style="list-style-type: none"> CF-EP sym., 2 Lagenaufbauten: 2xFWD: [0₂/90₂]_S, 4xFWD: [0/90₂/0]_S > 40 PK $t_{nom} = 1$ mm 	Platte 150 mm 200 mm 300 mm	2 J 3 J 4 J 5 J 6 J	<ul style="list-style-type: none"> $r_k \downarrow \Rightarrow F_{max} \downarrow$ $\Rightarrow S_{el} \downarrow$ $\Rightarrow A_{del,US} \downarrow$ $F_{max,2xFWD} > F_{max,4xFWD}$ $S_{el,2xFWD} > S_{el,4xFWD}$ $A_{del,US,2xFWD} > A_{del,US,4xFWD}$ $E_{imp} \uparrow \Rightarrow F_{max} \uparrow$ $\Rightarrow A_{del,US} \uparrow$ 	[160]
Typ 2a (zwei Varianten)	Laminat- presse mit Vakuum (Autoklav- zyklus)	<ul style="list-style-type: none"> CF-EP sym., QI Normprobekörper mit mittigem Kugelsegment $t_{nom} = 4$ mm 	$\dot{U} = 0, \pm 0,6, \pm 1,2, \pm 1,8$ (Platte, konkav und konvex)	6,1 J 7,82 J 9,36 J	<ul style="list-style-type: none"> $\dot{U} \uparrow \Rightarrow F_{DTL} \downarrow$ $\Rightarrow F_{max} \downarrow$ $\Rightarrow S_{el} \uparrow$ $\Rightarrow t_{imp} \uparrow$ $\Rightarrow A_{del,US} \uparrow$ $\dot{U} \neq f(S_{DTL}, E_{DTL})$ $C_{BC} \uparrow \Rightarrow S_{DTL} \downarrow$ $\Rightarrow E_{DTL} \downarrow$ $\Rightarrow F_{max} \uparrow$ $\Rightarrow t_{imp} \downarrow$ $\Rightarrow A_{del,US} \downarrow$ $C_{BC} \neq f(F_{DTL}, S_{el})$ 	[51]
Typ 1	Autoklav- technik	<ul style="list-style-type: none"> CF-EP sym., KV und AWV ≥ 14 PK $t_{nom} = 2,28$ mm 	Platte 139,14 mm 101,14 mm	quasi- statisch	<ul style="list-style-type: none"> $F_{max,plate} < F_{max,shell}$ $F_{max,AWV} < F_{max,KV}$ $S_{Fmax,AWV} > S_{Fmax,KV}$ 	[157]
Typ 2b	Hand- laminier- verfahren mit Vakuum- härtung	<ul style="list-style-type: none"> GF-EP sym., [0/45/-45/0]_S 54 PK $t_{nom} = 2,4$ mm 	Platte 75 mm 125 mm (jeweils l)	3 J 6 J 9 J	<ul style="list-style-type: none"> $E_{imp} \uparrow \Rightarrow F_{max} \uparrow$ $\Rightarrow t_{imp} \uparrow$ $\Rightarrow A_{del,GL} \uparrow$ $t_{imp} \neq f(r_k)$ $r_k \downarrow \Rightarrow F_{max} \downarrow$ $\Rightarrow A_{del,GL} \uparrow$ 	[172]

Ein- spannung	Herstel- lung	Material- konfiguration	r_k	E_{imp}	Relevante Ergebnisse	Quel- le
Typ 1	Wickel- technik	<ul style="list-style-type: none"> GF-EP, VZ sym., $[\pm 55]_2$ 14 PK $t_{nom} = 1 \text{ mm}$ 	50 mm (I)	5–40 J ($n > 8$)	<ul style="list-style-type: none"> $E_{imp} \uparrow \Rightarrow F_{max} \uparrow$ $\Rightarrow S_{el} \uparrow$ $\Rightarrow R_{burst} \downarrow$ 	[36]
Typ 1, Typ 2a	verm. Autoklav- technik (k. A.)	<ul style="list-style-type: none"> CF-EP sym., QI, 3 Wanddicken 50 PK $t_{nom} = 1, 2, 3 \text{ mm}$ 	381 mm 1524 mm	0,68– 4,07 J ($n = 8$)	<ul style="list-style-type: none"> $E_{imp} \uparrow \Rightarrow F_{max} \uparrow$ $\Rightarrow S_{el} \uparrow$ $t_{nom} \uparrow \Rightarrow F_{max} \uparrow$ $\Rightarrow S_{el} \downarrow$ $\Rightarrow t_{imp} \downarrow$ $C_{BC} \uparrow \Rightarrow F_{max} \uparrow$ $\Rightarrow S_{el} \downarrow$ $\Rightarrow t_{imp} \downarrow$ $r_k \downarrow \Rightarrow A_{del,US} \uparrow$ 	[161] [162] [163] [164]
Typ 1	Autoklav- technik	<ul style="list-style-type: none"> CF-EP sym., $[\pm 45/0\lambda]_s$ $l = b = \lambda * 102 \text{ mm}$ $t_{nom} =$ $\lambda * 0,804 \text{ mm}$ $\lambda = 1, 2, 3$ Platte, Schale 89 PK 	Platte 152 mm 305 mm 457 mm (konkav und konvex) (jeweils I)	quasi- statisch 0,8 J 3,2 J 7,2 J 13 J	<ul style="list-style-type: none"> $F_{DTL,xray} \neq f(r_k)$ $t_{nom} \uparrow \Rightarrow F_{max} \uparrow$ $t_{imp,plate} < t_{imp,shell}$ $E_{imp} \uparrow \Rightarrow F_{max} \uparrow$ $\Rightarrow S_{el} \uparrow$ $\Rightarrow A_{del,xray} \uparrow$ $t_{imp} \uparrow \Rightarrow s, b \uparrow$ $\Rightarrow t_{nom} \uparrow$ <p><u>Mit Durchschlagen:</u></p> <ul style="list-style-type: none"> $F_{max,plate} > F_{max,shell}$ $S_{el,plate} < S_{el,shell}$ $r_k \downarrow \Rightarrow C_{Fs} \uparrow$ $\Rightarrow F_{max} \downarrow$ $\Rightarrow F_{snap} \uparrow$ $\Rightarrow S_{snap} \uparrow$ $\Rightarrow A_{del,xray} \downarrow$ $F_{snap} \neq f(E_{imp})$ $S_{snap} \neq f(E_{imp})$ $t_{nom} \uparrow \Rightarrow F_{snap} \uparrow$ $E_{imp} \uparrow \Rightarrow t_{imp} \downarrow$ <p><u>Ohne Durchschlagen:</u></p> <ul style="list-style-type: none"> $F_{max,plate} < F_{max,shell}$ $E_{imp} \uparrow \Rightarrow t_{imp} \uparrow$ $r_k \downarrow \Rightarrow F_{max} \uparrow$ $\Rightarrow A_{del,xray} \uparrow$ 	[153] [154] [155]
Typ 1		<ul style="list-style-type: none"> CF-EP, VZ sym., $[\pm 45/0]_s$ $l = b = 305 \text{ mm}$ $t_{nom} = 0,804 \text{ mm}$ 5 PK 	152 mm	quasi- statisch 0,8 J 3,2 J 7,2 J 12,8 J	<p>$C_{Fs,VZ} < C_{Fs,HZ}$ <u>daraus folgt:</u></p> <ul style="list-style-type: none"> $F_{max,VZ} < F_{max,HZ}$ $t_{imp,VZ} > t_{imp,HZ}$ $S_{el,VZ} > S_{el,HZ}$ 	
Typ 2b	Autoklav- technik	<ul style="list-style-type: none"> CF-EP sym., 6 Lagenauf-bauten: 2x AWV, 4x KV $t_{nom} = n * 1,52 \text{ mm}$ 32 PK $n = 1, 2$ 	304,8 mm (A)	0,68– 6,1 J ($n = 9$)	<ul style="list-style-type: none"> $E_{imp} \uparrow \Rightarrow S_{el} \uparrow$ $\Rightarrow t_{imp} = \text{const.}$ $\Rightarrow \varepsilon_0^\circ, \varepsilon_{90^\circ}, \varepsilon_{45^\circ} \uparrow$ $\Rightarrow E_{DTL,US} \uparrow$ $t_{nom} \uparrow \Rightarrow E_{DTL,US} \uparrow$ $\Rightarrow t_{imp} \downarrow$ $E_{DTL,US,KV} > E_{DTL,US,AWV}$ 	[201] [202]

Ein- spannung	Herstel- lung	Material- konfiguration	r_k	E_{imp}	Relevante Ergebnisse	Quel- le
Typ 1	Heiß- pressen	<ul style="list-style-type: none"> CF-EP sym., KV: 90: [90_s/0_s/90_s], 0: [0_s/90_s/0_s] ≥ 15 PK $t_{nom} = 1,65$ mm 	Platte 125 mm	0,26– 0,54 J ($n = 10$)	<ul style="list-style-type: none"> $E_{imp} \uparrow \Rightarrow F_{max} \uparrow$ $E_{DTL,SB,0} = const.$ $E_{DTL,SB,90,plate} < E_{DTL,SB,90,shell}$ 	[178] [179]
Typ 1	Wickel- technik	<ul style="list-style-type: none"> GF-EP, VZ 2 Lagenauf- bauten, 2 Wanddicken: [±45_z/90], [±54_s/90] 30 PK $t_{nom} = n \cdot 2$ mm $n = 1, 3$ 	30 mm 36,5 mm (jeweils l)	3,68– 8,58 J ($n > 5$)	<ul style="list-style-type: none"> $E_{imp} \uparrow \Rightarrow A_{del,vis} \uparrow$ $\Rightarrow A_{del,FEP} \uparrow$ 	[188] [189]
Typ 1	Wickel- technik	<ul style="list-style-type: none"> GF-EP, VZ sym., [±55]₁₅, 2 Wanddicken $\varphi = 0,56$ $t_{nom} = 6$ und 13 mm 	78 mm 206,5 mm (jeweils l)	23,05– 1251,31 J	<ul style="list-style-type: none"> $E_{imp} \uparrow \Rightarrow F_{max} \uparrow$ $\Rightarrow S_{el} \uparrow$ $t_{nom} \uparrow \Rightarrow E_{DTL,GL} \uparrow$ $\Rightarrow F_{DTL,GL} \uparrow$ $C_{BC} \uparrow \Rightarrow A_{del,SB} \uparrow$ $\Rightarrow A_{del,GL} \uparrow$ $E_{DTL} \neq f(r_k)$ 	[183] [184] [185] [186] [187]
Typ 2b	k. A. (verm. Autoklav- technik)	<ul style="list-style-type: none"> CF-EP sym., 3 Lagenauf- bauten: [45/0/-45/90]_{ns}, [45/-45/0]_{ns} > 36 PK $t_{nom} = n \cdot 1,02$ mm $n = 1, 2, 3$ 	381 mm 762 mm 1524 mm 5080 mm	0,68– 14,24 J	<ul style="list-style-type: none"> Variation von t_{nom}, r_k: nichtlineare Abhängig- keiten von F_{max}, $E_{DTL,vis}$, $E_{DTL,US}$, R_{CAI} (unabhängig vom Lagenaufbau) $F_{max,plate} > F_{max,shell}$ 	[166] [167]
Typ 1, Typ 2b	k. A. (verm. Autoklav- technik)	<ul style="list-style-type: none"> CF-EP sym., QI, 3 Wanddicken 	381 mm 762 mm	0,68 J	<ul style="list-style-type: none"> Variation von t_{nom}, r_k: nichtlineare Abhängig- keiten von F_{max} $C_{BC} \uparrow \Rightarrow F_{max} \uparrow$ $\Rightarrow t_{imp} \downarrow$ 	[165]
k. A. (verm. Typ 1)	Wickel- technik	<ul style="list-style-type: none"> CF-EP, VZ sym., [±18/90₂]_s, [±18_z/±18_z/90_s]_s, [±18_z/90_s/±18_z]_s $t_{nom} = \lambda \cdot 1,63$ mm $\lambda = 3,3$ 	48,25 mm 159,5 mm (jeweils l)	k. A.	<ul style="list-style-type: none"> Skalierung von t_{lay}, t_{nom}, d, / um λ bewirkt Veränderung von: t_{imp} um λ ϵ_{DMS} um λ 	[198] [199]
ähnlich Typ 1	Wickel- technik, Schleu- derver- fahren	<ul style="list-style-type: none"> CF-VE, VZ sym., AWV (±54,5°) $\varphi = 0,65$ und 0,85 $t_{nom} = k$ A. 	50,8 mm (l)	ca. 3–5 J	<ul style="list-style-type: none"> F_{max}, <math>E_{abs} = f(\text{Impaktor- geometrie})</math> $v_{imp} \uparrow, m \uparrow \Rightarrow E_{imp} \uparrow$ $\Rightarrow E_{abs} \uparrow$ $\Rightarrow F_{max} \uparrow$ $v_{imp}, m \neq f(t_{imp})$ $\varphi \uparrow \Rightarrow F_{max} \uparrow$ $\Rightarrow E_{abs} \downarrow$ $\Rightarrow C_{Fs} \uparrow$ 	[207]

Ein- spannung	Herstel- lung	Material- konfiguration	r_k	E_{imp}	Relevante Ergebnisse	Quel- le
Typ 2	Wickel- technik, Hand- laminier- Verfahren	<ul style="list-style-type: none"> • CF-EP, CF-PPS, jeweils VZ • sym., FDV: $[\pm 45/90]_{3s}$; FTV: $[\pm 30/90]_2$, $[\pm 30/90]_7$ • 27 PK • $t_{nom} = 1,2$ mm und 3,5 mm und 3,6 mm 	FDV: 31,8 mm FTV: 35,2 mm (jeweils l)	0,34– 20,6 J ($n > 12$)	<ul style="list-style-type: none"> • $E_{imp} \uparrow \Rightarrow \epsilon_{CAI,FDV} \uparrow$ • $\epsilon_{CAI,FTV} \neq f(E_{imp})$ 	[212]
k. A.	k. A.	<ul style="list-style-type: none"> • CF-EP, AF-UP, Gewebe • sym., KV (2 Wanddicken), QI • > 18 PK 	304,8 mm	1,61 J 2,06 J 3,96 J	<ul style="list-style-type: none"> • $E_{imp} \uparrow \Rightarrow A_{del,US} \uparrow$ • $E_{DTL,US,QI} < E_{DTL,US,KV}$ • $F_{max,CF-EP} > F_{max,AF-UP}$ • $t_{imp,CF-EP} < t_{imp,AF-UP}$ • $E_{abs,CF-EP} < E_{abs,AF-UP}$ • $A_{del,US,CF-EP} > A_{del,US,AF-UP}$ 	[204]
Typ 2b	Wickel- technik	<ul style="list-style-type: none"> • AF-EP • sym., AWW • $\varphi = 0,6$ • > 20 PK 	92 mm	81 J 132 J 175 J 277 J 362 J	<ul style="list-style-type: none"> • $E_{imp} \uparrow \Rightarrow E_{abs} \uparrow$ 	[203]
Typ 3	Wickel- technik	<ul style="list-style-type: none"> • CF-EP, VZ • sym., $[90/\pm 22]_{2s}$ • $t_{nom} = 1,524$ mm 	48 mm (l)	19,3 J 20,8 J 34,4 J 47,5 J	<ul style="list-style-type: none"> • $F_{max} \uparrow \Rightarrow R_{burst} \downarrow$ $\Rightarrow A_{del,US} \uparrow$ 	[209]

A.1.5 Einfluss des Lagenaufbaus von gekrümmten Strukturen bei LVI

In der Praxis ergeben sich gängige Laminattypen, an welchen die Schlagbelastbarkeit gekrümmter Strukturen untersucht wird:

- Der **ausgeglichene Winkelverbund** (AWV) besteht aus paarweise zugeordneten Schichten mit gleichem Faserwinkel und unterschiedlichem Vorzeichen, z. B. $+30^\circ$ und -30° .
- **Kreuzverbund** (KV) beschreibt Laminare mit orthogonal orientierten Fasern, i. d. R. 0° und 90° .
- Ein **quasiisotroper Verbund** (QI) zeigt näherungsweise gleiche Eigenschaften in der Laminarebene durch konstante Winkeldifferenz von mindestens drei Faserrichtungen bei gleicher Einzelschichtdicke. Häufig wird dies durch die Kombination eines (± 45) -AWV mit einem $(0/90)$ -KV erreicht.

- Alle vorherig genannten Laminate sind bi- oder multidirektional aufgebaut. Der Oberbegriff des **multidirektionalen Verbunds** (MD) beschreibt jedoch im Folgenden alle verwendeten Laminate, welche sich aufgrund ihres Lagenaufbaus nicht mittels der zuvor genannten Laminattypen kategorisieren lassen.

Nur wenige Studien stellen unterschiedliche Lagenaufbauten bei sonst gleichartigen Laminatparametern von gekrümmten FKV unter LVI gegenüber. Dabei sind vermehrte quasiisotrope Lagenaufbauten und Kreuzverbunde vertreten, vgl. Tabelle A.5.

Tabelle A.5: Vergleichende Untersuchungen zum Einfluss des Lagenaufbaus auf die Schlagbelastbarkeit gekrümmter Strukturen. 0°-Fasern folgen der Krümmung in Umfangsrichtung; die mit Stern (*) versehenen Quellen geben keine 0°-Richtung vor.

Vergleich KV – QI		
[90/0] _{2s} , [90/0] _{3s}	[±45/0/90] _s	[204] *
[(90/0) _i] _{2s} , [(90/0) _i] _{3s}	[±45 _i /(0/90)] _s	
Vergleich KV – KV		
[0 _s /90 _s /0 _s]	[90 _s /0 _s /90 _s]	[178,179]
[0/90 _z /0]	[0 _z /90 _z]	[160] *
Vergleich KV – AWW		
[90/0] _{3s} , [0/90] _{3s}	[±45] _{3s}	[201,202]
[90/0] _{6s} , [0/90] _{6s}	[±45] _{6s}	
[90/0] _{4s}	[±45] _{4s}	[157]
Vergleich QI – AWW		
[90 _z /(±45) _z /0 _z] _s	[±45] _{4s}	[194,195]
[90 _z /(±45) _z /0 ₄ /(±45) _z /90 _z]	[±45] _s	
Vergleich QI – MD		
[45/90/-45/0] _{2s}	[45/-45/90 _z] _{2s}	[166]
[0 _z /45 _z /90 _z /-45 _z] _s	[0 _z /45 _z /-45 _z /0 _z /90 _z] _s	[182] *
[45 _z /0 _z /90 _z /-45 _z] _s	[30 _z /45 _z /-45 _z /0 _z /90 _z] _s	
[90 _z /45 _z /0 _z /-45 _z] _s	[45 _z /45 _z /-45 _z /0 _z /90 _z] _s	
	[60 _z /45 _z /-45 _z /0 _z /90 _z] _s	
	[90 _z /45 _z /-45 _z /0 _z /90 _z] _s	

A.2 Weiterführende Informationen zur Methodenentwicklung

A.2.1 Eingangsgrößen der FE-Simulation

Tabelle A.6: Implementierte UD-Kennwerte des CF-PEEK-Verbunds.

Elastizitätskenngrößen der UD-Schicht						Kohäsivkontakt					
E_{\parallel}	E_{\perp}	$G_{\perp\parallel}$	$G_{\perp\perp}$	$\nu_{\perp\parallel}$	$\nu_{\perp\perp}$	G_{1c}	G_{2c}	σ_{\max}	τ_{\max}	K_{\parallel}	K_{\perp}
GPa	MPa	GPa	GPa	1	1	N/mm	N/mm	MPa	MPa	GPa/mm	GPa/mm
136	10,6	5,99	3,83	0,292	0,385	1,517	2,53	40	22	132,58	648

A.2.2 Technische Zeichnung der Ellipsengeometrie

Die folgenden technischen Zeichnungen zeigen die hergestellten Schalen im Querschnitt vor Probekörperzuschnitt. Das Maß in Blattebene beträgt jeweils 340 mm. Nach dem Zuschnitt werden daraus jeweils 3 PK mit einer Breite in Blattebene von 100 mm und einer Länge von 150 mm gewonnen.

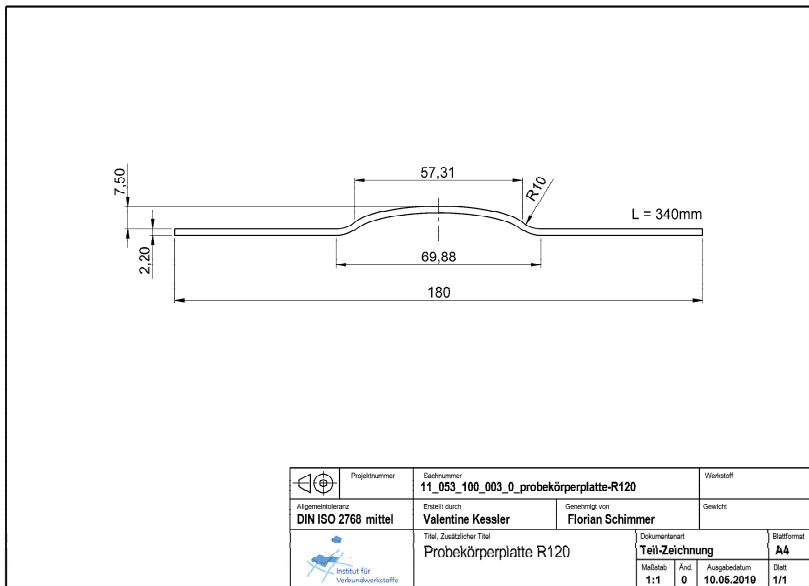


Bild A.1: Technische Zeichnung der Ellipse R120 vor PK-Zuschnitt.

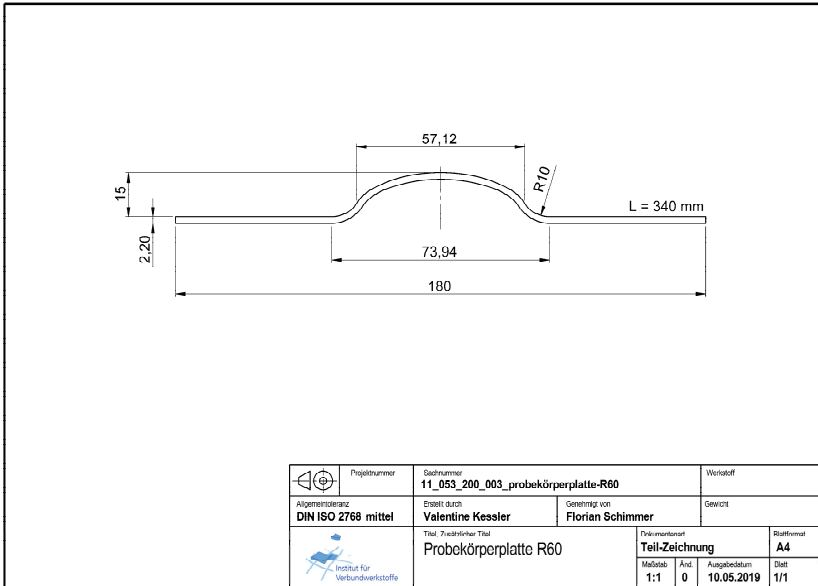


Bild A.2: Technische Zeichnung der Ellipse R60 vor PK-Zuschnitt.

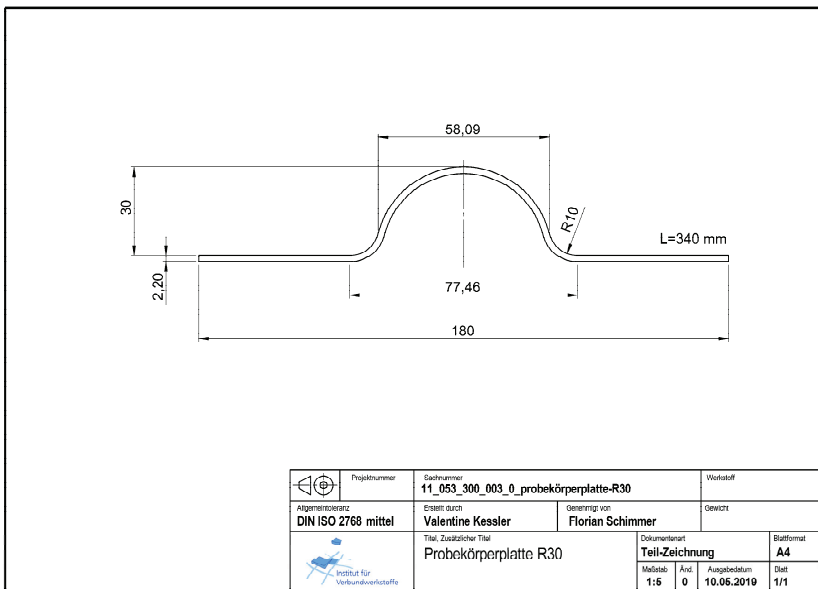


Bild A.3: Technische Zeichnung der Ellipse R30 vor PK-Zuschnitt.

A.2.3 Thermogravimetrische Analyse

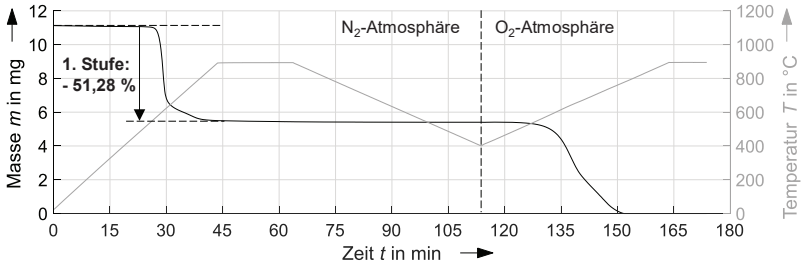


Bild A.4: Masseverlust einer reinen PEEK-Matrix durch Zersetzung in 2 Stufen in Stickstoff- und Sauerstoffatmosphäre mittels TGA.

A.2.4 Auswertung der Fallturnversuche

Verarbeitung der Falldaten
ROKDATEN VERSCHMITSCHTES FALLTURN (SAMPLES.DAT)

1. FILTER. GLEITENDERMITTELWERT-FILTER

Filter aktiv Ja Nein
(Hinweis: zur Glättung empfohlen)

Anzahl der einbezogenen Datenpunkte für MEL + VB (ungerade Zahl)

11

Anzahl der einbezogenen Datenpunkte für RMD (ungerade Zahl)

31

2. FILTER. MEDIAN-FILTER

Filter aktiv Ja Nein
(Hinweis: bei Peaks im Wagsignal empfohlen)

Anzahl der einbezogenen Datenpunkte für MEL + VB (ungerade Zahl)

11

KALKULATION DAMAGE THRESHOLD LOAD (DTL)

DTL berechnen Ja Nein
(Hinweis: bei Geleigen (z.B. vorhanden) Lastzeitl. innerhalb ... Minuten)

Lastzeitl. um ... Newton

0.1

Lastzeitl. um ... Newton

200

3. FILTER. BUTTERNORTH-FILTER (BANDSPERRE)

Filter aktiv Ja Nein
(Hinweis: bei Schwingungen im Kraftsignal empfohlen)

Grenzfrequenz des ersten Passbandes (relativ zur unbekanntem Korntfrequenz)

0.9

Untere Grenzfrequenz des Stopbandes (relativ zur unbekanntem Korntfrequenz)

0.95

Oberer Grenzfrequenz des Stopbandes (relativ zur unbekanntem Korntfrequenz)

1.05

Grenzfrequenz des zweiten Passbandes (relativ zur unbekanntem Korntfrequenz)

1.1

Welligkeit (ppel) im ersten Passband in dB

1

Dämpfung im Stopband in dB

24

Welligkeit (ppel) im zweiten Passband in dB

1

VISUALISIERUNG UND SPEICHEROPTIONEN

Visualisierungsplot

Grafik speichern (cmd>Datei)

Daten speichern (cmd>Datei)

Ok
Abbruch

Bild A.5: Programmierte Eingabe- und Validierungsschnittstelle zur Berechnung charakteristischer Kenngrößen niedrigerenergetischer Schlagbelastung anhand der experimentell ermittelten Daten.

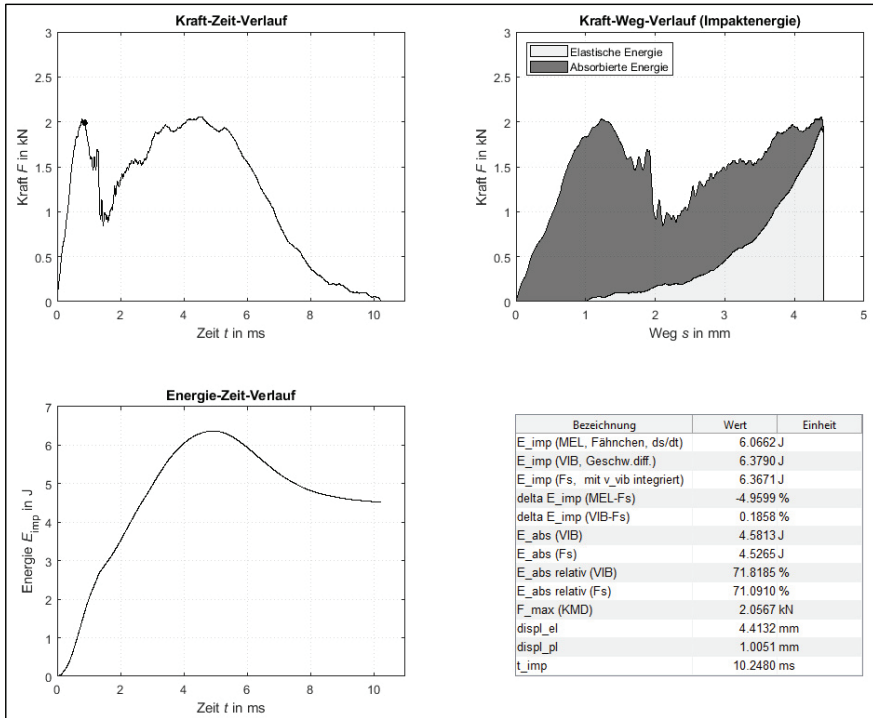


Bild A.6: Automatisiert erstellte Datenvisualisierung nach Auswertung der Fallturmdaten.

A.3 Weiterführende Informationen zur Ergebnisdarstellung

A.3.1 Verwendete Piktogramme

Matrixsystem		Geometrie		Lagenaufbau		Faserarchitektur
Duroplast	Thermoplast	Platte	Schale	Kreuzverbund	Quasiisotrop	Gewebe

Bild A.7: Bedeutung der in dieser Arbeit verwendeten Piktogramme zur Laminatkennzeichnung. Kombinationen der Symbole sind möglich. Sofern nicht abweichend angegeben, bestehen die Lamine aus unidirektionalen Einzelschichten.

Literaturverzeichnis

- [1] SCHÜRMANN, H.: *Konstruktiver Leichtbau I*. Vorlesungsskript, Auflage Wintersemester 2009/2010, Technische Universität Darmstadt, 2009
- [2] Airbus S. A. S.: *Aviation connects and unites us! – Airbus Global Market Forecast 2021*. Dubai, Vereinigte Arabische Emirate, 13. November 2021
- [3] The Boeing Company: *Commercial Market Outlook 2021-2040*. 2021
- [4] High Level Group on Aviation Research: *Flightpath 2050 – Europe's Vision for Aviation*. Europäische Kommission, 2011, ISBN: 978-92-79-19724-6
- [5] PANTELAKIS, S.; TSERPES, K.: *Revolutionizing aircraft materials and processes*. 1. Auflage, Springer Nature Switzerland, 2020, ISBN 978-3-030-35345-2
- [6] LINEBERGER, R. S.; HUSSAIN, A.: *On a solid profitable growth path – 2018 Global aerospace and defense industry outlook*. Deloitte Report, 2018
- [7] HERR, T.: *Thermoplastic composites are vital to drive aerospace built rates*. In: JEC Composites Magazine, Ausgabe 122, Saint-Lust-la-Pendue, Frankreich, 2018, ISSN 1639-965X
- [8] NEITZEL, M.; MITSCHANG, P.: *Handbuch Verbundwerkstoffe – Werkstoffe, Verarbeitung, Anwendung*. München, Wien: Carl Hanser, 2004, ISBN 3-446-22041-0
- [9] VAN INGEN, J. W.; WALESON, J. E. A.; OFFRINGA, A. et al.: *Double curved thermoplastic orthogrid rear fuselage shell*. SAMPE Europe Conference, Nantes, Frankreich, 17.-19. September 2019
- [10] MARSH, G.: *Reinforced thermoplastics, the next wave? Reinforced Plastics*, 2014, Heft 58, Ausgabe 14, S. 24-28
- [11] OFFRINGA, A.: *Entwicklung und Anwendung von Verbindungstechnologien für Thermoplast-Strukturen*. AG-Sitzung Thermoplaste, Laupheim, Deutschland, 30. März 2017
- [12] HENN, G.; NEITZEL, T.; EDELMANN, K.: *Immer weiter – CFK-Thermoplast-Technologie schafft gestern Clips, heute Spante, morgen Schalen*. In: Carbon Composites Magazin, Ausgabe 1/2018, Augsburg, Deutschland, 2018, ISSN 2366-8024
- [13] BIEGER, J.: *Gegen den Druck – Erster Single-Aisle-Druckkalotten-Demonstrator aus thermoplastischem CFK*. In: Carbon Composites Magazin, Ausgabe 2/2018, Augsburg, Deutschland, 2018, ISSN 2366-8024

- [14] VIEILLE, B.; CASADO, V. M.; BOUVET, C.: *About the impact behavior of woven-ply carbon fiber-reinforced thermoplastic- and thermosetting-composites: A comparative study*. Composite Structures, 2013, Heft 101, S. 9-21
- [15] VODICKA, R.: *Thermoplastics for airframe applications – A review of the properties and repair methods for thermoplastic composites*. Aeronautical and Maritime Research Laboratory Report DSTO-TR-0424, Melbourne, Victoria, Australien, 1996
- [16] RUSSO, P.; LANGELLA, A.; PAPA, I. et al.: *Thermoplastic polyurethane/glass fabric composite laminates: low velocity impact behavior under extreme temperature conditions*. Composite Structures, 2017, Heft 166, S. 146-152
- [17] CARNEVALE, P.: *Fibre-matrix interfaces in thermoplastic composites – A meso-level approach*. Dissertation, Technische Universität Delft, Niederlande, 2014
- [18] BREUER, U. P.: *Commercial aircraft composite technology*. 1. Auflage, Springer International, 2016, ISBN 978-3-319-31917-9
- [19] SCHIMMER, F.; WELSCH, M.; FUNCK, R.; HAUSMANN, J.; MOTSCH, N.: *Development of an impact indicating coating for fiber-reinforced plastics used in aviation industry*. International Textile Conference, Dresden, Deutschland, 24.-25. November 2016
- [20] European Aviation Safety Agency: *Certification Specifications for Large Aeroplanes (CS-25) Book 2, Section D – Design and Construction*, Acceptable Means of Compliance (AMC) 20-29 – Composite Aircraft Structure, Juli 2010
- [21] Federal Aviation Association: *Title 14 of the Code of Federal Regulations, Part 25 – Airworthiness Standards: Transport Category Airplanes*, Advisory Circular (AC) 20-107B – Composite Aircraft Structure, August 2010
- [22] MAHÉ, M.; IMBERT, J.-F.; BRAND, C.: *Aircraft Virtual Structural Testing: Challenges for Structures Analysis*. ESA-Ref. PR0502863, 8. April 2005
- [23] FUALDES, C.: *Experience and lessons learned of a composite aircraft*. 30th Congress of the International Council of the Aeronautical Sciences, Daejeon, Korea, 28. September 2016
- [24] BAKER, A.; DUTTON, S.; KELLY, D.: *Composite materials for aircraft structures*. 2. Auflage, Reston, Virginia, American Institute of Aeronautics and Astronautics, Inc., 2004, ISBN: 978-1563475405

- [25] FERABOLI, P.: *Composite materials strength determination within the current certification methodology for aircraft structures*. Journal of Aircraft, 2009, Heft 46, Ausgabe 4, S. 1365-1374
- [26] DIN EN 6038:2016-02: *Luft- und Raumfahrt. Faserverstärkte Kunststoffe. Prüfverfahren – Bestimmung der Restdruckfestigkeit nach Schlagbeanspruchung*.
- [27] AITM 1-0010:2005-10: *Airbus test method. Fibre reinforced plastics. Determination of compression strength after impact*.
- [28] ASTM D7136/D7136M:2015-03: *Standard test method for measuring the damage resistance of a fiber-reinforced polymer matrix composite to a drop-weight impact event*.
- [29] THOMSEN, E.; BUTLER, R.: *Certification for design: Reshaping the testing pyramide with a composite areo-structures perspective*. 22nd International Conference on Composite Materials, Melbourne, Australien, 11.-16. August 2019
- [30] ABRATE, S.: *Impact engineering of composites structures*. 1. Auflage, Wien, New York: Springer, 2011, ISBN 978-3-7091-0522-1
- [31] SAGHAFI, H.: *Mechanical behavior of flat and curved laminates interleaved by electrospun nanofibers*. Dissertation, Universität Bologna, Fakultät Maschinenbau, Italien, 2014
- [32] SILBERSCHMIDT, V.: *Dynamic deformation, damage and fracture in composite materials and structures*. 1. Auflage, Woodhead Publishing, 2016, ISBN: 978-0-08-100870-6
- [33] OLSSON, R.: *Impact response of composite laminates – a guide to closed form solutions*. FFA Report FFA TN 1992-33, Bromma, Schweden, 1993
- [34] OLSSON, R.: *Mass criterion for wave controlled impact response of composite plates*. Composites Part A, 2000, Heft 31, Ausgabe 8, S. 879-887
- [35] RICHARDSON, M. O. W.; WISHEART, M. J.: *Review of low-velocity impact properties of composite materials*. Composites Part A, 1996, Heft 27, Ausgabe 12, S. 1123-1131
- [36] CURTIS, J.; HINTON, M. J.; LI, S. et al.: *Damage, deformation and residual burst strength of filament-wound composite tubes subjected to impact or quasi-static indentation*. Composites Part B, 2000, Heft 31, Ausgabe 5, S. 419-433

- [37] SJÖBLOM, P. O.; HARTNESS, J. T.; CORDELL, T. M.: *On low-velocity impact testing of composite materials*. Journal of Composite Materials, Technomic Publishing Co., 1988, Heft 22, S. 30-52
- [38] LEE, S. M.; ZAHUTA, P.: *Instrumented impact and static indentation of composites*. Journal of Composite Materials, 1991, Heft 25, Ausgabe 2, S. 204-222
- [39] AOKI, Y.; SUEMASU, H.; ISHIKAWA, T.: *Damage propagation in CFRP laminates subjected to low velocity impact and static indentation*. Advanced Composite Materials, 2007, Heft 16, Ausgabe 1, S. 45-61
- [40] SYMONS, D. D.: *Characterisation of indentation damage in 0/90 lay-up T300/914 CFRP*. Composites Science and Technology, 2000, Heft 60, Ausgabe 3, S. 391-401
- [41] SUN, X.: *Impact modelling of composites*. Dissertation, Universität Bristol, Fakultät für Luft- und Raumfahrttechnik, Großbritannien, 2016
- [42] VIEILLE, B., PUJOLS-GONZALEZ, J.-D.; BOUVET, C. et al.: *Influence of impact velocity on impact behaviour of hybrid woven-fibers reinforced PEEK thermoplastic laminates*. Composites Part C, 2020, Heft 2:10002
- [43] SPRONK, S. W. F.; KERSEMANS, M.; DE BAERDEMAEKER, J. C. A. et al.: *Comparing damage from low-velocity impact and quasi-static indentation in automotive carbon/epoxy and glass/polyamide-6 laminates*. Polymer Testing, 2018, Heft 65, S. 231-241
- [44] AYMERICH, F.; PRIOLO, P.; VACCA, D.: *Static loading and low-velocity impact characterization of graphite/PEEK laminates*. International Conference on Advanced Materials, Hurghada, Ägypten, 15.-18. Dezember 1998
- [45] STOUT, M. G.; KOSS, D. A.; LIU, C. et al.: *Damage development in carbon/epoxy laminates under quasi-static and dynamic loading*. Composites Science and Technology, 1999, Heft 59, Ausgabe 16, S. 2339-2350
- [46] LAGACE, P. A.; WILLIAMSON, J. E.; TSANG, P. H. W. et al.: *A preliminary proposition for a test method to measure (impact) damage resistance*. Journal of Reinforced Plastics and Composites, 1993, Heft 12, Ausgabe 5, S. 584-601
- [47] ABDALLAH, E. A.; BOUVET, C.; RIVALLANT, S. et al.: *Experimental analysis of damage creation and permanent indentation on highly oriented plates*. Composites Science and Technology, 2009, Heft 69, Ausgabe 7-8, S. 1238-1245

- [48] GILLIOT, A.: *Matrix influence on the impact tolerance of carbon composites made of non-crimp fabric*. Dissertation, Universität Magdeburg, Fakultät für Maschinenbau, Deutschland, 2009.
- [49] ABRATE, S.: *Impact on composite structures*. 1. Auflage, Cambridge New York, Melbourne, Madrid, Cape Town, Singapore, Sao Paulo, Cambridge University Press, 1998, ISBN: 978-0-521-47389-7
- [50] CANTWELL, W. J.; MORTON, J.: *The impact resistance of composite materials – a review*. Composites, 1991, Heft 22, S. 347-362
- [51] EHRlich, I.: *Impactverhalten schwach gekrümmter Strukturen aus faserverstärkten Kunststoffen*. Dissertation, Universität der Bundeswehr München, Fakultät für Bauingenieur- und Vermessungswesen, Deutschland, 2004
- [52] SHYR, T.-W.; PAN, Y.-H.: *Impact resistance and damage characteristics of composite laminates*. Composite Structures, 2003, Heft 62, Ausgabe 2, S. 193-203
- [53] MAGIN, M.; SCHAGERL, M.: *Luffahrttechnisches Handbuch – Handbuch Strukturberechnung*, Industrieausschuss Strukturberechnungsunterlagen, 2018, Version 1.3.0
- [54] TROPIS, A.; THOMAS, M.; BOUNIE, J. L. et al.: *Certification of the composite outer wing of the ATR72*. Journal of Aerospace Engineering, Part G, London, 1995, Heft 209, Ausgabe 4, S. 327-339
- [55] SWIFT, T.: *Fail-safe design requirements and features, regulatory requirements*. AAIA International Air and Space Symposium and Exposition: The Next 100 Years, Proceedings, Dayton, Ohio, 14.-17. Juli 2003
- [56] FAWCETT, A. J.: *Damage tolerance and the composite airframe*. Boeing Commercial Airplanes 787 Program, 2007
- [57] MORTEAU, E.; FUALDES, C.: *Composites at Airbus – damage tolerance methodology*. FAA Workshop for Composite Damage Tolerance and Maintenance, Chicago, Illinois, USA, 19.-21. Juli 2006
- [58] BAARAN, J.: *Study on visual inspection of composite structures*. EASA research project 2007/3 – Final report, 2009
- [59] WAITE, S.: *Damage / defect types and inspections – some regulatory concerns*. Composite Damage Tolerance and Maintenance Workshop, Chicago, USA, 19.-21. Juli 2006

- [60] MIKULIK, Z.; HAASE, P.: *CODAMEIN – Composite Damage Metrics and Inseption*. EASA 2010 C13 Final Report, 2012
- [61] MORTEAU, E.; FUALDES, C.: *Use of Probabilistic Methodes – Airbus Thoughts*. FAA/Bombardier/TCCA/EASA/Industry Composite Transport Damage Tolerance and Maintenance Workshop, Montreal, Kanada, 15.-17. September 2015
- [62] FAWCETT, A. J.; OAKES, G. D.: *Boeing composite airframe damage tolerance and service experience*. FAA Workshop for Composite Damage Tolerance and Maintenance, Chicago, Illinois, USA, 19.-21.7.2006
- [63] KOMOROWSKI, J. P.; GOULD, R. W.; SIMPSON, L. S.: *Synergy between advanced composites and new NDI methods*. Advanced Performance Materials, 1998, Heft 5, S. 137-151
- [64] DUBINSKII, S.; FEDULOV, B.; FEYGENBAUM, Y. et al.: *Experimental evaluation of surface damage relaxation effect in carbon-fiber reinforced epoxy panels impact into stringer*. Composites Part B, 2019, Heft 176:107258
- [65] DUBINSKII, S.; SENIK, V.; FEYGENBAUM, Y.: *Study of composite impact dent visual detectability and damage relaxation phenomena*. In: ICAF 2019 – Structural integrity in the age of additive manufacturing, Springer Nature Switzerland, 2019, S. 1101-1111, ISBN: 978-3-030-21502-6
- [66] TAOYE, L.; XIUHUA, W.; HAI, Z. et al.: *Comparison of low-velocity impact damage in thermoplastic and thermoset composites by non-destructive three-dimensional X-ray microscope*. Polymer Testing, 2020, Heft 91:106730
- [67] SCHIMMER, F.; FUNCK, R.; WELSCH, M.: *Impaktindizierende Beschichtung für Faserverbundwerkstoffe*. Offenlegungsschrift, 2018, DE 10 2016 013 431 A1
- [68] KAN, H. P.: *Enhanced reliability prediction methodology for impact damaged composite structures*. FAA Report DOR/FAA/AR-07/79, Springfield, Virginia, USA, 1998
- [69] HELLERICH, W.; HARSCH, G.; BAUR, E: *Werkstoffführer Kunststoffe – Eigenschaften, Prüfungen, Kennwerte*. 10. Auflage, München: Carl Hanser, 2010, ISBN 978-3-446-42436-4
- [70] SCHÜRMMANN, H.: *Konstruieren mit Faser-Kunststoff-Verbunden*. 2. Auflage, Berlin, Heidelberg, New York: Springer, 2007, ISBN 978-3-540-72189-5
- [71] SOUTIS, C.: *Fibre reinforced composites in aircraft construction*. Progress in Aerospace Sciences, 2005, Heft 41, Ausgabe 2, S. 143-151

- [72] KWANG-HEE, I.; CHEON-SEOK, C.; SUN-KYU, K. et al.: *Effects of temperature on impact damages in CFRP composite laminates*. Composites Part B, 2001, Heft 32, Ausgabe 8, S. 669-682
- [73] JONES, D. P.; LEACH, D. C; MOORE, D. R.: *Mechanical properties of poly(ether-ether-ketone) for engineering applications*. Polymer, 1985, Heft 26, Ausgabe 9, S. 1385-1393
- [74] ICTEN, B. M.: *Low temperature effect on single and repeated impact behavior of woven glass-epoxy composite plates*. Journal of Composite Materials, 2015, Heft 49, Ausgabe 10, S. 1171-1178
- [75] IBEKWE, S. I.; MENSAH, P. F.; LI, G. et al.: *Impact and post impact response of laminated beams at low temperatures*. Composite Structures, 2007, Heft 79, Ausgabe 1, S. 12-17
- [76] EHRENSTEIN, G. W.; PONGRATZ, S.: *Beständigkeit von Kunststoffen*. Band 1, Carl Hanser Verlag, München 2007, ISBN: 978-3-446-21851-2
- [77] ELSNER, P.; EYERER P.; HIRTH T.: *Kunststoffe – Eigenschaften und Anwendungen*. 8. Auflage, Heidelberg, Dordrecht, London, New York: Springer, 2012, ISBN 978-3-642-16172-8
- [78] GRAYSON, M. A.; WOLF, C. J.: *The solubility and diffusion of water in poly(aryl-ether-ether-ketone) (PEEK)*. Journal of Polymer Science Part B: Polymer Physics, 1987, Heft 25, Ausgabe 1, S. 31-41
- [79] AKRO-PLASTIC GmbH: *AKROTEK® PEEK und PAEK – Höchstleistungen in Kunststoff*. Niederzissen, 2016
- [80] Ensinger GmbH: *TECAPEEK ST black – Halbzeuge (Rundstäbe, Platten, Hohlstäbe)*. Datenblatt, Nufringen, 2018
- [81] WANG, Q.; SPRINGER, G. S.: *Moisture absorption and fracture toughness of PEEK polymer and graphite fiber reinforced PEEK*. Journal of Composite Materials, 1989, Heft 23, Ausgabe 5, S. 434-447
- [82] Ensinger GmbH: *TECAMID 12 natural – Halbzeuge (Rundstäbe, Platten, Hohlstäbe)*. Datenblatt, Nufringen, 2018
- [83] Mitsubishi Chemical Advanced Materials Group: *Polyamide Ertalon® 4.6*. Datenblatt, 2019
- [84] WOLFAHRT, M.: *Charakterisierung von Epoxidharzformulierungen für Verbundwerkstoffe: Einfluss von Aushärtegrad und Aushärteweg*. Dissertation, Montanuniversität Leoben, Österreich, 2009

- [85] D'ALMEIDA, J. R. M.; MONTEIRO, S. N.: *The effect of the resin/hardener ratio on the compressive behavior of an epoxy system*. Polymer Testing, 1996, Heft 15, Ausgabe 4, S. 329-339
- [86] D'ALMEIDA, J. R. M.; MONTEIRO, S. N.: *The influence of the amount of hardener on the tensile mechanical behavior of an epoxy system*. Polymers of Advanced Technologies, 1998, Heft 9, Ausgabe 3, S. 216-221
- [87] BIGNOTTI, F.; PANDINI, S.; BALDI, F. et al.: *Effect of the resin/hardener ratio on curing, structure and glass transition temperature of nanofilled epoxies*. Polymer Composites, 2011, Heft 32, Ausgabe 7, S. 1034-1048
- [88] GRAVE, C.; MC EWAN, I.; PETHRICK, R. A.: *Influence of stoichiometric ration on water absorption in epoxy resins*. Journal of Applies Polymer Science, 1998, Heft 69, Ausgabe 12, S. 2369-2376
- [89] VANLANDINGHAM, M. R.; EDULJEE, R. F.; GILLESPIE JR.: *Relationships between stoichiometry, microstructure, and properties for amine-cured epoxies*. Journal of Applies Polymer Science, 1999, Heft 71, Ausgabe 5, S. 699-712
- [90] FRICK, A.; STERN C.: *Einführung in die Kunststoffprüfung – Prüfmethode und Anwendungen*. München: Carl Hanser, 2017, ISBN 978-3-446-44351-8
- [91] VIEILLE, B.; CASADO, V. M.; BOUVET, C.: *Comparative study on the impact behavior and damage tolerance of woven carbon fiber reinforced thermoplastic and thermosetting composites*. 15th European Conference on Composite Materials, Venedig, Italien, 24.-28. Juni 2012
- [92] LEICY D., HOGG, P. J.: *The effect of crystallinity on the impact properties of advanced thermoplastic composites*. In: Bunsell, A. R.; Lamicq, P.; Massiah A.: *Developments in the Science and Technology of Composite Materials*. Dordrecht: Springer, 1989, ISBN: 978-95-010-6997-7
- [93] TALBOTT, M.; SPRINGER, G. S.; BERGLUND, L. A.: *The effect of crystallinity on the mechanical properties of PEEK polymer and graphite fiber reinforced PEEK*. Journal of Composite Materials, 1987, Heft 21, Ausgabe 11, S. 1056-1081
- [94] GAO, S.-L.; KIM, J.-K.: *Cooling rate influences in carbon fibre/PEEK composites. Part II: interlaminar fracture toughness*. Composites Part A, 2001, Heft 32, Ausgabe 6, S. 763-774

- [95] GAO, S.-L.; KIM, J.-K.: *Cooling rate influences in carbon fibre/PEEK composites. Part III: impact damage performance*. Composites Part A, 2001, Heft 32, Ausgabe 6, S. 775-785
- [96] VAN RIJSWIJK, K.; BERSEE, H. E. N.: *Reactive processing of textile fiber-reinforced thermoplastic composites – An overview*. Composites Part A, 2007, Heft 38, Ausgabe 3, S. 666-681
- [97] CHERIF, Ch.: *Textile Werkstoffe für den Leichtbau – Techniken, Verfahren, Materialien, Eigenschaften*. Berlin, Heidelberg: Springer, 2011, ISBN: 978-3-642-17991-4
- [98] BALAKRISHNAN, V. S.; WARTIG, K.; TSOMBANIS, N. et al.: *Influence of processing parameters on the impact behavior of glass/polyamide-6 composite*. Composite Part B, 2019, Heft 15, S. 292-299
- [99] ARTHURS, B.; BULL, D. J.; ARUMUGAM, V. et al.: *Porosity effect on residual flexural strength following low energy impact of carbon fibre composites*. Polymers & Polymer Composites, 2015, Heft 23, Ausgabe 4, S. 205-212
- [100] HOU, M.; YE, L.; MAI, Y.-W.: *Effect of moulding temperature on flexure, impact strength and interlaminar fracture toughness of CF/PEI composite*. Journal of Reinforced Plastics and Composites, 1996, Heft 15, Ausgabe 11, S. 1117-1130
- [101] MEHDIKHANI, M.; GORBATIKH, L.; VERPOEST, I. et al.: *Voids in fiber-reinforced polymer composites: A review on their formation, characteristics, and effects on mechanical performance*. Journal of Composite Materials, 2019, Heft 53, Ausgabe 12, S. 1579-1669
- [102] LIU, X.; CHEN, F.: *A review of void formation and its effects on the mechanical performance of carbon fiber reinforced plastic*. Engineering Transactions, 2016, Heft 64, S. 31-51
- [103] OLIVIER, P.; COTTU, J. P.; FERRET, B.: *Effects of cure cycle pressure and voids on some mechanical properties of carbon/epoxy laminates*. Composites, 1995, Heft 26, Ausgabe 7, S. 509-515
- [104] RUEDA, S. H.: *Curing, defects and mechanical performance of fiber-reinforced composites*. Dissertation, Polytechnische Universität Madrid, Spanien, 2013
- [105] HERNÁNDEZ, S.; SKET, F.; GONZÁLEZ, C. et al.: *Optimization of curing cycle in carbon fiber-reinforced laminates: Void distribution and mechanical properties*. Composite Science and Technology, 2013, Heft 85, S. 73-82

- [106] GILBERT, E. N.; HAYES, B. S.; SEFERIES, J. C.: *Interlayer toughened unidirectional carbon prepreg systems: effect of preformed particle morphology*. Composites Part A, 2003, Heft 34, Ausgabe 3, S. 245-252
- [107] BULL, D. J.; SPEARING, S. M.; SINCLAIR, I.: *Observations of damage development from compression-after-impact experiments using ex situ micro-focus tomography*. Composites Science and Technology, 2014, Heft 97, S. 106-114
- [108] BULL, D. J.; SCOTT, A. E.; SPEARING, S. M. et al.: *The influence of toughening-particles in CFRPs on low velocity impact damage resistance performance*. Composites Part A, Heft 58, S. 47-55
- [109] WILLIAMS, J. G.; RHODES, M. D.: *The effect of resin on the impact damage tolerance of graphite-epoxy laminates*. NASA Technical Memorandum 83213, Hampton, Virginia, USA, 1981
- [110] STELLDINGER, E.; KÜHLHORN, A.; KOBER, M.: *Failure analysis of CFRP tubes with integrated rubber layers subjected to transverse low-velocity impact loading*. SIMULIA Community Conference 2015, Berlin, Deutschland, 18.-21. Mai 2015
- [111] STELLDINGER, E.; KÜHLHORN, A.; KOBER, M.: *Experimental evaluation of the low-velocity impact damage resistance of CFRP tubes with integrated rubber layer*. Composite Structures, 2016, Heft 139, S. 30-35
- [112] NASH, N. H.; YOUNG, T. M.; MCGRAIL, P. T. et al.: *Inclusion of a thermoplastic phase to improve impact and post-impact performances of carbon fibre reinforced thermosetting composites – a review*. Materials and Design, 2015, Heft 85, S. 582-597
- [113] FRIEDRICH, K.; WALTER, R.; CARLOSSON, L. A. et al.: *Mechanisms for rate effects on interlaminar fracture toughness of carbon/epoxy and carbon/PEEK composites*. Journal of Materials Science, 1989, Heft 24, S. 3387-3398
- [114] GREENHALGH, E.; HILEY, M.: *The assessment of novel materials and processes for the impact tolerant design of stiffened composite aerospace structures*. Composites Part A, 2003, Heft 34, Ausgabe 2, S. 151-161
- [115] CARTIÉ, D. D. R.; IRVING, P. E.: *Effect of resin and fibre properties in impact and compression after impact performance of CFRP*. Composites Part A, 2002, Heft 33, Ausgabe 4, S. 483-493

- [116] GHASEMI-NEJHAD, M. N.; PARVIZI-MAJIDI, A.: *Impact behaviour and damage tolerance of woven carbon fibre-reinforced thermoplastic composites*. Construction and Building Materials, 1990, Heft 4, Ausgabe 4, S. 194-207
- [117] BYERS, B. A.: *Behavior of damaged graphite/epoxy laminates under compression loading*. NASA Contractor Report 159293, Hampton, Virginia, USA, 1980
- [118] CHOU, I.; INUTAKE, T.; NAMBA, K.: *Correlation of damage resistance under low velocity impact and Mode II delamination resistance in CFRP laminates*. Advanced Composite Materials, 1999, Heft 8, Ausgabe 2, S. 167-176
- [119] BIBO, G.; LEICY, D.; HOGG, P. J. et al.: *High-temperature damage tolerance of carbon fibre-reinforced plastics. Part 1: Impact characteristics*. Composites, 1994, Heft 25, Ausgabe 6, S. 414-424
- [120] VIEILLE, B.; CASADO, V. M.; BOUVET, C.: *Influence of matrix toughness and ductility on the compression-after-impact behavior of woven-ply thermoplastic-and thermosetting-composites: A comparative study*. Composite Structures, 2014, Heft 110, S. 207-218
- [121] BISHOP, S. M.: *The mechanical performance and impact behaviour of carbon-fibre reinforced PEEK*. Composite Structures, 1985, Heft 3, Ausgabe 3-4, S. 295-318
- [122] DOREY, G.; BISHOP, S. M.; CURTIS, P. T.: *On the impact performance of carbon fibre laminates with epoxy and PEEK matrices*. Composites Science and Technology, 1985, Heft 23, Ausgabe 3, S. 221-237
- [123] ISHIKAWA, T.; SUGIMOTO, S.; MATSUSHIMA, M. et al.: *Some experimental findings in compression-after-impact (CAI) tests of CF/PEEK (APC-2) and conventional CF/epoxy flat plates*. Composites Science and Technology, 1995, Heft 55, Ausgabe 4, S. 349-363
- [124] UDA, N.; ONO, K.; KUNOO, K.: *Compression fatigue failure of CFRP laminates with impact damage*. Composites Science and Technology, 2009, Heft 69, Ausgabe 14, S. 2308-2314
- [125] TAT TEH, K.; MORTON, J.: *Impact damage development and residual compression performance of advanced composite material systems*. 34th Structures, Structural Dynamics and Materials Conference, La Jolla, Kalifornien, USA, 19.-22. April 1993

- [126] SUN, X. C.; KAWASHITA, L. F.; KADDOUR, A. S. et al.: *Comparison of low velocity impact modelling techniques for thermoplastic and thermoset polymer composites*. Composite Structures, 2018, Heft 203, S. 659-671
- [127] URALIL, F. S.; NEWAZ, G. M.: *Processing effects and damage tolerance in poly(etheretherketone) composites*. Polymer Composites, 1992, Heft 13, Ausgabe 1, S. 7-14
- [128] SRINIVASAN, K.; JACKSON, W. C.; SMITH, B. T. et al.: *Characterization of damage modes in impacted thermoset and thermoplastic composites*. Journal of Reinforced Plastics and Composites, 1992, Heft 11, Ausgabe 10, S. 1111-1126
- [129] SRINIVASAN, K.; JACKSON, W. C.; HINKLEY, J. A.: *Response of composite materials to low velocity impact*. NASA Technical Memorandum 102755, Hampton, Virginia, USA, 1991
- [130] DAVIES, P.; RIOU, L.; MAZEAS, F. et al.: *Thermoplastic composite cylinders for underwater applications*. Journal of Thermoplastic Composite Materials, 2005, Heft 18, Ausgabe 5, S. 417-443
- [131] LUI, J.; LIU, H.; CHAI, H. et al.: *The performance of thermoplastic and thermoset composites subjected to low-velocity and high-velocity impact loading*. 22nd International Conference on Composite Materials, Melbourne, Australien, 11.-16. August 2019
- [132] VAUTEY, P.: *Cooling rate effects on the mechanical properties of a semi-crystalline thermoplastic*. SAMPE quarterly, 1990, Heft 21, Ausgabe 2, S. 23-28
- [133] NEZHAD, H. Y.; AUFRAY, A.; MCCARTY, C. T. et al.: *Impact damage response of carbon fibre-reinforced aerospace composite panels*. 20th International Conference on Composite Materials, Kopenhagen, Dänemark, 19.-24. Juli 2015
- [134] MORITA, H.; ADACHI, T.; TATEISHI, Y. et al.: *Characterization of impact damage resistance of CF/PEEK and CF/toughened epoxy laminates under low and high velocity impact tests*. Journal of Reinforced Plastics and Composites, 1997, Heft 16, Ausgabe 2, S. 131-143
- [135] BOLL, D. J.; BASCOM, W. D.; WEIDNER, J. C. et al.: *A microscopy study of impact damage of epoxy-matrix carbon-fibre composites*. Journal of Materials Science, 1986, Heft 21, S. 2667-2677

- [136] BOWLES, K. J.: *The correlation of low-velocity impact resistance of graphite-fiber-reinforced composites with matrix properties*. NASA Technical Memorandum 87337, Cleveland, Ohio, USA, 1986
- [137] MAIERHOFER, C.; KRANKENHAGEN, R.; RÖLLIG, M.: *Application of thermographic testing for the characterization of impact damage during and after impact load*. Composites Part B, 2019, Heft 173
- [138] MOHSIN, M. A. A.: *Manufacturing, testing, modelling and fractography of thermoplastic composites for automotive industry*. Dissertation, Imperial College London, Fakultät für Luft- und Raumfahrttechnik, Großbritannien, 2018
- [139] MOHSIN, M. A. A.; IANNUCCI, L.; GREENHALGH, E. S.: *Low-velocity impact performance of carbon fibre reinforced thermoplastic composites for automotive applications*. 21st International Conference on Composite Materials, Xi'an, China, 20.-25. August 2017
- [140] DUBARY, N.; TACONET, G.; BOUVET, C. et al.: *Influence of temperature on the impact behavior and damage tolerance of hybrid woven-ply thermoplastic laminates for aeronautical applications*. Composite Structures, 2017, Heft 168, S. 663-674
- [141] KÖRBELIN, J.; FIEDLER, B.: *Influence of temperature and impact energy on low-velocity impact damage and residual compressive strength of CFRP*. 9th International Conference on Composite Testing and Model Identification, Luleå, Schweden, 27.-29. Mai 2019
- [142] KÖRBELIN, J.; DERRA, M.; FIEDLER, B.: *Influence of temperature and impact energy on low velocity impact damage severity in CFRP*. Composites Part A, 2018, Heft 115, S. 76-87
- [143] BENLI, S.; SAYMAN, O.: *The effect of temperature and thermal stresses on impact damage in laminated composites*. Mathematical and Computational Applications, 2011, Heft 16, Ausgabe 2, S. 392-403
- [144] GÓMEZ-DEL RÍO, T.; ZAERA, R.; BARBERO, E. et al.: *Damage in CFRPs due to low velocity impact at low temperature*. Composites Part B, Heft 36, Ausgabe 1, S. 41-50
- [145] SUVARNA, R.; ARUMUGAM, V.; BULL, D. J. et al.: *Effect of temperature on low velocity impact damage and post-impact flexural strength of CFRP assessed using ultrasonic C-scan and micro-focus computed tomography*. Composites Part B, 2014, Heft 66, S. 58-64

- [146] KARASEK, M. L.; STRAIT, L. H.; RUNT, J. P.: *Effect of temperature and moisture on the impact behavior of graphite/epoxy composites: Part II – Impact damage*. Journal of Composites Technology and Research, 1995, Heft 17, Ausgabe 1, S. 11-16
- [147] PILLAY, S.; VAIDYA, U. K.; JANOWSKI, G. M.: *Effects of moisture and UV exposure on liquid molded carbon fabric reinforced nylon 6 composite laminates*. Composite Science and Technology, 2009, Heft 69, Ausgabe 6. S. 839-846
- [148] SCHOEPPNER, G. A.; ABRATE S.: *Delamination threshold loads for low velocity impact on composite laminates*. Composites Part A, 2000, Heft 31, Ausgabe 9, S. 903-915
- [149] KARASEK, M. L.; STRAIT, L. H.; AMATEAU, M. F. et al.: *Effect of temperature and moisture on the impact behavior of graphite/epoxy composites: Part I – Impact energy absorption*. Journal of Composites Technology and Research, 1995, Heft 17, Ausgabe 1, S. 3-10
- [150] STRAIT, L. H.; KARASEK, M. L.; AMATEAU, M. F.: *Effect of seawater immersion on the impact resistance of glass fiber reinforced epoxy composites*. Journal of Composite Materials, 1992, Heft 26, Ausgabe 14, S. 2118-2133
- [151] SCHÜRMANN, H.: *Konstruktiver Leichtbau II*. Vorlesungsskript, Auflage Wintersemester 2009/2010, Technische Universität Darmstadt, 2009
- [152] VDI 2014 Blatt 2: *Entwicklung von Bauteilen aus Faser-Kunststoff-Verbund: Konzeption und Gestaltung*.
- [153] WARDLE, B. L.: *Impact and quasi-static response of cylindrical composite shells*. Master Thesis, Massachusetts Institute of Technology, Fakultät für Luft- und Raumfahrttechnik, USA, 1995
- [154] WARDLE, B. L.; LAGACE, P. A.: *Importance of instability in impact response and damage resistance of composite shells*. American Institute of Aeronautics and Astronautics Journal, 1997, Heft 35, Ausgabe 2, S. 389-396
- [155] WARDLE, B. L.; LAGACE, P. A.: *Behavior of composite shells under transverse impact and quasi-static loading*. American Institute of Aeronautics and Astronautics Journal, 1997, Heft 36, Ausgabe 6, S. 1065-1073

- [156] VAIDYA, U. K.; THATTAPARTHASARTY, B.; ANDERSON, E. et al.: *Effect of panel curvature and pre-stress on the low velocity and ballistic impact response of navy relevant composites*. 26th annual technical conference of the American Society for Composites, Montreal, Quebec, Kanada, 26.-28. September 2011
- [157] HUANG, C. H.; LEE, Y. J.: *Static contact crushing of composite laminated shells*. Composite Structures, 2004, Heft 63, Ausgabe 2, S. 211-217
- [158] SAGHAFI, H.; BRUGO, T.; MINAK, G. et al.: *The effect of pre-stress on impact response of concave and convex composite laminates*. Procedia Engineering, 2014, Heft 88, S. 109-116
- [159] SAGHAFI, H.; BRUGO, T. M.; ZUCHELLI, A. et al.: *Comparison of the effect of preload and curvature of composite laminate under impact loading*. FME Transactions, 2016, Heft 44, Ausgabe 4, S. 353-357
- [160] YOUNG-NAM, K.; KWANG-HEE, I.; IN-YOUNG, Y.: *Characterization of impact damage and responses in CFRP composite shells*. Materials Science Forum, 2004, Heft 465-466, S. 247-252
- [161] KISTLER, L. S.: *Experimental investigation of the impact response of cylindrically curved laminated composite panels*. 35th Structures, Structural Dynamics and Materials Conference, Hilton Head, South Carolina, USA, 18.-20. April 1994
- [162] KISTLER, L. S.: *Low velocity impact in curved laminated composite panels*. Dissertation, Universität Michigan, Fakultät für Luft- und Raumfahrttechnik, USA, 1996
- [163] KISTLER, L. S.; WAAS, A. M.: *Experiment and analysis on the response of curved laminated composite panels subjected to low velocity impact*. International Journal of Impact Engineering, 1998, Heft 21, Ausgabe 9, S. 711-736
- [164] KISTLER, L. S.; WAAS, A. M.: *On the response of curved laminated panels subjected to transverse impact loads*. International Journal of Solids and Structures, 1999, Heft 36, Ausgabe 9, S. 1311-1327
- [165] AMBUR, D. R.; STARNES, J. H.; STOUMBOS, T. et al.: *Influence of large-deflection effects on the impact response of flat and curved composite plates*. 36th Structures, Structural Dynamics and Materials Conference, New Orleans, Louisiana, USA, 10.-13. April 1995

- [166] AMBUR, D. R.; STARNES, J. H.: *Nonlinear response and damage initiation-characteristics of curved composite plates subjected to low-speed impact*. 38th Structures, Structural Dynamics and Materials Conference, Kissimmee, Florida, USA, 7.-10. April 1997
- [167] AMBUR, D. R.; STARNES, J. H.: *Effect of curvature on the impact damage characteristics and residual strength of composite plates*. 39th Structures, Structural Dynamics and Materials Conference, Long Beach, Kalifornien, USA, 20.-23. April 1998
- [168] LIU, D.; SCHULZ, P. J.: *Dynamic failure and energy absorption of composites with topological control*. 16th International Conference on Composite Materials, Kyoto, Japan, 8.-13. Juli 2007
- [169] SCHULZ, P. J.; LIU, D.: *Effects of camber height and boundary condition on energy absorption of arched composite laminates*. Composites Science and Technology, 2009, Heft 69, Ausgabe 6, S. 718-724
- [170] AYTEN, A. I.; EKICI, B.; GÜLLÜOĞLU, A. N.: *Effect of surface geometry on low-velocity impact behavior of laminated aramid-reinforced polyester composites*. Journal of Composite Materials, 2016, Heft 50, Band 29, S.4077-4091
- [171] MARTINS, R. D.; DONADON, M. V.: *Experimental characterization of CAI strength of laminated composite shells*. 22nd International Congress of Mechanical Engineering, Ribeirao Preto, Brasilien, 3.-7. November 2013
- [172] SHORT, G. J.; GUILD, F. J.; PAVIER, M. J.: *Delaminations in flat and curved composite laminates subjected to compressive load*. Composite Structures, 2002, Heft 58, Ausgabe 2, S. 249-258
- [173] HARRIS, W.; SOUTIS, C.; ATKIN, C.: *Impact response of curved composite laminates: effect of radius and thickness*. Applied Composite Materials, 2020, Heft 27, Ausgabe 5, S. 555-573
- [174] PAPANAOUM, M.: *Investigating the influence of the radius and the thickness in impact behaviour of GFRP pipes used in oil and gas industry*. Master Thesis, Universität Manchester, Fakultät für Naturwissenschaften und Technik, Großbritannien, 2019
- [175] DENIZ, M. E.; KARAKUZU, R.; SARI, M. et al.: *On the residual compressive strength of glass-epoxy tubes subjected to transverse impact loading*. Journal of Composite Materials, 2011, Heft 46, Ausgabe 6, S. 737-745

- [176] TARFAOUI, M.; GNING, P. B.; DAVIES, P. et al.: *Scale and size effects on dynamic response and damage of glass/epoxy tubular structures*. Journal of Composite Materials, 2007, Heft 41, Ausgabe 5, S. 547-558
- [177] HÖCHTL, F.; PERTERER, M.; KIEFMANN, A. et al.: *Influence of curvature on the impact damage of strongly curved CFRP-structures*. SAMPE Tech 2011, Fort Worth, Texas, USA, 17.-20. Oktober 2011
- [178] LIN, H. J.; LEE, Y. J.: *Impact-induced fracture in laminated plates and shells*. Journal of Composites Materials, 1990, Heft 24, Ausgabe 11, S. 1179-1199
- [179] LIN, H. J.; LEE, Y. J.: *On the inelastic impact of composite laminated plate and shell structures*. Composite Structures, 1990, Heft 14, Ausgabe 2, S. 89-111
- [180] SHORT, G. J.; GUILD, F. J.; PAVIER, M. J.: *Post-impact compressive strength of curved GFRP laminates*. Composites Part A, 2002, Heft 33, Ausgabe 11, S. 1487-1495
- [181] SAGHAFI, H.; MINAK, G.; BRUGO, T. et al.: *The influence of pre-stress and curvature on impact response of curved composite laminates*. 16th European Conference on Composite Materials, Sevilla, Spanien, 22.-26. Juni 2014
- [182] DAVID-WEST, O. S.; NASH, D. H.; BANKS, W. M.: *Low-velocity heavy mass impact response of single curved composites*. Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part L: Journal of Materials: Design and Applications, 2014, Heft 228, Ausgabe 1, S. 17-33
- [183] ALDERSON, K. L.; EVANS, K. E.: *Transverse impact of filament-wound pipes*. Composite Structures, 1989, Heft 5, S. 333-345
- [184] ALDERSON, K. L.; EVANS, K. E.: *Failure mechanisms during the transverse loading of filament-wound pipes under static and low velocity impact conditions*. Composites, 1991, Heft 23, Ausgabe 3, S. 167-173
- [185] ALDERSON, K. L.; EVANS, K. E.: *Low velocity transverse impact of filament-wound pipes: Part 1. Damage due to static and impact loads*. Composite Structures, 1992, Heft 20, Ausgabe 1, S. 37-45
- [186] EVANS, K. E.; ALDERSON, K. L.: *Low velocity transverse impact of filament-wound pipes: Part 2. Residual properties and correlations with impact damage*. Composite Structures, 1992, Heft 20, Ausgabe 1, S. 47-52
- [187] EVANS, K. E.; ALDERSON, K. L.; MARKS, P. R.: *Modelling of the transverse loading of filament wound pipes*. Computers and Structures, 1992, Heft 45, Ausgabe 4-5, S. 1089-1095

- [188] DOYUM, A. B.; ALTAY, B.: *Detection of low-velocity impact damage in glass/epoxy tubes by the penetrant method*. Insight: Non-destructive testing and condition monitoring, 1998, Heft 40, Ausgabe 2, S. 117-120
- [189] DOYUM, A. B.; ALTAY, B.: *Low-velocity impact damage in glass fibre/epoxy cylindrical tubes*. Materials and Design, 1997, Heft 18, Ausgabe 3, S. 131-135
- [190] KARA, M.; UYANER, M.; AVCI, A. et al.: *Effect of non-penetrating impact damages of pre-stressed GRP tubes at low velocities on the burst strength*. Composites Part B, 2014, Heft 60, S. 507-514
- [191] KARA, M.; UYANER, M.; AVCI, A.: *Repairing impact damaged fiber reinforced composite pipes by external wrapping with composite patches*. Composite Structures, 2015, Heft 123, S. 1-8
- [192] KHAN, Z.; NAIK, M. K.; AL-SULAIMAN, F. et al.: *Low velocity impact of filament-wound glass-fiber reinforced composite pipes*. Journal of Material Science and Engineering, 2016, Heft 5, Ausgabe 4
- [193] SEVKAT, E.; TUMER, H.: *Residual torsional properties of composite shafts subjected to impact loadings*. Materials and Design, 2013, Heft 51, S. 956-967
- [194] MINAK, G.; ABRATE, S.; GHELLI, D. et al.: *Low-velocity impact on carbon/epoxy tubes subjected to torque – Experimental results, analytical models and FEM analysis*. Composite Structures, 2010, Heft 92, Ausgabe 3, S. 623-632
- [195] MINAK, G.; ABRATE, S.; GHELLI, D. et al.: *Residual torsional strength after impact of CFRP tubes*. Composites Part B, Heft 41, Ausgabe 8, S. 637-645
- [196] KANEKO, T.; SATO, K.; UJIHASHI, S. et al.: *Finite-element failure analysis of carbon fibre-reinforced plastic cylinders under transverse impact loading*. Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part L: Journal of Materials: Design and Applications, 2006, Heft 221, Ausgabe 2, S. 103-112
- [197] UYANER, M.; KARA, M.; SAHIN, A.: *Fatigue behavior of filament wound E-glass/epoxy composite tubes damaged by low velocity impact*. Composites Part B, Heft 61, S. 358-364
- [198] SWANSON, S. R.; SMITH, N. L.; QIAN, Y.: *Analytical and experimental strain response in impact of composite cylinders*. Composite Structures, 1991, Heft 18, Ausgabe 2, S. 95-108
- [199] SWANSON, S. R.: *Mechanics of transverse impact in fiber composite plates and cylinders*. Journal of Reinforced Plastics and Composites, 1993, Heft 12, Ausgabe 3, S. 256-267

- [200] AMBUR, D. R.; CHUNCHU, P. B.; ROSE, C. A. et al.: *Scaling the non-linear impact response of flat and curved composite panels*. 46th Structures, Structural Dynamics and Materials Conference, Austin, Texas, USA, 18.-21. April 2005
- [201] PERRY, R. B.: *Impact damage in curved graphite/epoxy panels with clamped edges*. Master Thesis, Air Force Institute of Technology, Wright-Patterson, Ohio, USA, 1990
- [202] PALAZOTTO, A.; PERRY, R.; SANDHU, R.: *Impact response of graphite/epoxy cylindrical panels*. American Institute of Aeronautics and Astronautics Journal, 1992, Heft 30, Ausgabe 7, S. 1827-1832
- [203] MEYER, P. I.: *Low-velocity hard-object impact of filament-wound Kevlar/epoxy composite*. Composites Science and Technology, 1988, Heft 33, Ausgabe 33, S. 279-293
- [204] SENN, E. A.: *Impact damage of composite cylindrical panels*. Master Thesis, Air Force Institute of Technology, Wright-Patterson, Ohio, USA, 1989
- [205] GNING, P. B.; TARFAOUI, M.; COLLOMBET, F. et al.: *Damage development in thick composite tubes under impact loading and influence on implosion pressure: experimental observations*. Composites Part B, 2005, Heft 36, Ausgabe 4, S. 306-318
- [206] GNING, P. B.; TARFAOUI, M.; COLLOMBET, F. et al.: *Prediction of damage in composite cylinders after impact*. Journal of Composite Materials, 2005, Heft 39, Ausgabe 10, S. 917-928
- [207] PANG, S. S.; KAILASAM, A. A.: *A study of impact response of composite pipe*. Journal of Energy Resources Technology, 1991, Heft 113, Ausgabe 3, S. 182-188
- [208] SARI, M.; KARAKUZU, R.; DENIZ, M. E. et al.: *Residual failure pressures and fatigue life of filament-wound composite pipes subjected to lateral impact*. Journal of Composite Materials, 2011, Heft 46, Ausgabe 15, S. 1787-1794
- [209] CHRISTOFOROU, A. P.; SWANSON, S. R.: *Strength loss in composite cylinders under impact*. Journal of Engineering Materials and Technology, 1988, Heft 110, Ausgabe 2, S. 180-184
- [210] BALLÈRE, L.; VIOT, P.; LATAILLADE, J.-L. et al.: *Damage tolerance of impacted curved panels*. International Journal of Impact Engineering, 2009, Heft 36, Ausgabe 2, S. 243-253

- [211] SAGHAFI, H.; MINAK, G.; ZUCCHELLI, A.: *Effect of preload on the impact response of curved composite panels*. Composites Part B, 2014, Heft 60, S. 74-81
- [212] JEGLEY, D. C.; OSVALDO, F. L.: *Comparison of hand laid-up and filament wound composite cylinders and panels with and without impact damage*. 32nd Structures, Structural Dynamics and Materials Conference, Baltimore, USA, 8.-10. April 1991
- [213] ANSYS Documentation, Release 17.0.0
- [214] WAGNER, T.; HEIMBS, S.; FRANKE, F. et al.: *Experimental and numerical assessment of aerospace grade composites based on high-velocity impact experiments*. Composite Structures, 2018, Heft 204, S. 142-152
- [215] Evonik Industries AG: *VESTAKEEP® I grades – PEEK – Processing guide*. Datenblatt, Marl, 2009
- [216] Toho Tenax Europe GmbH: *Product Data Sheet Tenax®-E TPUD PEEK-HTS45*. Datenblatt, Version 9, Wuppertal, 2015
- [217] DIN EN 6033:2016-02: *Kohlenstofffaserverstärkte Kunststoffe – Prüfverfahren – Bestimmung der interlaminaren Energiefreisetzungsrates – Mode I – GIC*
- [218] DIN EN 6034:2016-02: *Kohlenstofffaserverstärkte Kunststoffe – Prüfverfahren – Bestimmung der interlaminaren Energiefreisetzungsrates – Mode II – GICC*
- [219] EICKENBUSCH, H.; KRAUSS, O.: *Kohlenstofffaserverstärkte Kunststoffe im Fahrzeugbau – Ressourceneffizienz und Technologien*. Publikation der VDI Zentrum Ressourceneffizienz GmbH, 3. Auflage, 2016
- [220] KLING, A.: *Stability design of stiffened composite panels – simulation and experimental validation*. In: Buckling and Postbuckling Structures: Experimental, Analytical and Numerical Studies, World Scientific Publishing Co. Pte. Ltd., 2008, ISBN: 978-1-86094-794-0
- [221] Hexcel Corporation: *HeyPly® 6367C-HTS(12K)-5-35%*. Datenblatt, Version A, 2015
- [222] SCHEID, H.; SCHWARZ, W.: *Elemente der Geometrie*. 5. Auflage, Springer Spektrum, 2017, ISBN 978-3-662-50322-5
- [223] NITSCHKE, M.: *Geometrie – Anwendungsbezogene Grundlagen und Beispiele für Ingenieure*. 3. Auflage, München: Carl Hanser, 2018, ISBN 978-3-446-45101-8

- [224] AGRAWAL, S.; K. K. SINGH; P. K. SARKAR: *Impact damage on fibre-reinforced polymer matrix composite – A review*. Journal of Composite Materials, SAGE Publications, 2014, Heft 48, S. 317-332
- [225] HEIMESHOF, B.: *Spannungsberechnung für den gekrümmten Träger mit einfach-symmetrischem Querschnitt*. Holz als Roh- und Werkstoff, 1973, Heft 31, S. 475-480
- [226] SCHIMMER, F.; GEBHARDT, J.; MOTSCH-EICHMANN, N.; HAUSMANN, J.; EHRLICH, I.: *The effect of curvature on the low-velocity impact resistance of CF/PEEK laminates*. 30 Years IVW Anniversary Colloquium, Kaiserslautern, Deutschland, 8.-9. September 2021
- [227] LEE, W. I.; TALBOTT, M. F.; SPRINGER, G. S.: *Effects of cooling rate on the crystallinity and mechanical properties of thermoplastic composites*. Journal of Reinforced Plastics and Composites, 1987, Heft 6, Ausgabe 1, S. 2-12
- [228] DIN EN ISO 291:2008-08: *Kunststoffe – Normalklimate für Konditionierung und Prüfung*
- [229] DIN EN 2823:2017-07: *Faserverstärkte Kunststoffe – Ermittlung des Einflusses der Auslagerung in feuchtem Klima auf die mechanischen und physikalischen Eigenschaften*
- [230] DIN EN 2743:2001-06: *Faserverstärkte Kunststoffe – Standardverfahren für Vorbehandlung von der Prüfung von nicht gealterten Werkstoffen*
- [231] DIN EN 2378:1995-11: *Faserverstärkte Kunststoffe – Bestimmung der Wasseraufnahme durch Einlagerung*
- [232] DIN EN ISO 1110:2019-09: *Polyamide – Beschleunigte Konditionierung von Probekörpern*
- [233] DIN EN ISO 62:2008-05: *Kunststoffe – Bestimmung der Wasseraufnahme*
- [234] LI, G.; PANG, S.-S.; HELMS, J. E.: *Low velocity impact response of GFRP laminates subjected to cycling moistures*. Polymer Composites, 2000, Heft 21, Ausgabe 5, S. 686-695
- [235] Hexion Inc.: *EPIKOTE™ Resin MGS™ RIMR 935 and EPIKURE™ Curing Agent MGS™ RIMH 936/937*. Datenblatt, HCD-8221, 2016
- [236] MF Folien GmbH: *Cast Polyamid-Folie PA6.6*. Datenblatt
- [237] Hexcel Corporation: *HexForce® 01202 1000 TF970*. Datenblatt, 2017

- [238] DIN EN ISO 1172:1998-12: *Textilglasverstärkte Kunststoffe. Prepregs, Formmassen und Lamine. Bestimmung des Textilglas- und Mineralfüllstoffgehalts.*
- [239] Ludwig, C.: *Glasfaserverstärkte Kunststoffe unter hoher thermischer und mechanischer Belastung.* Dissertation, Universität Stuttgart, Fakultät für Architektur und Stadtplanung, Deutschland, 2009
- [240] DIN EN ISO 11358-1:2014-10: *Kunststoffe. Thermogravimetrie (TG) von Polymeren. Teil 1: Allgemeine Grundsätze*
- [241] DIN 16459:2019-12: *Bestimmung des Faservolumengehalts (FVG) von faserverstärkten Kunststoffen mittels thermogravimetrischer Analyse (TGA)*
- [242] GRELLMANN, W.; SEIDLER, S.: *Kunststoffprüfung.* 2. Auflage, München: Carl Hanser, 2011, ISBN: 978-3-4466-42970-3
- [243] PATEL, P.; HULL, T. R.; LYON, R. E. et al.: *Investigation of the thermal decomposition and flammability of PEEK and its carbon and glass-fibre composites.* Polymer Degradation and Stability, 2011, Heft 96, Ausgabe 1, S. 12-22
- [244] PATEL, P.; STEC, A. A.; HULL, T. R. et al.: *Flammability properties of PEEK and carbon nanotube composites.* Polymer Degradation and Stability, 2012, Heft 97, Ausgabe 12, S. 2492-2502
- [245] VASCONCELOS, G.; MAZUR, R. L.; RIBEIRO, B.: *Evaluation of decomposition kinetics of poly (ether-ther-ketone) by thermogravimetric analysis.* Materials Research, 2014, Heft 17, Ausgabe 1, S. 227-235
- [246] LU, S. X.; CEBE, P.: *Thermal stability and thermal expansion studies of PEEK and related polyimides.* Polymer, 1996, Heft 3, Ausgabe 14, S. 2999-3009
- [247] DIN EN ISO 11357-1:2017-02: *Kunststoffe. Dynamische Differenz-Thermoanalyse (DSC). Teil 1: Allgemein Grundlagen*
- [248] DIN EN ISO 11357-3:2018-07: *Kunststoffe. Dynamische Differenz-Thermoanalyse (DSC). Teil 3: Bestimmung der Schmelz- und Kristallisationstemperatur und der Schmelz- und Kristallisationsenthalpie*
- [249] IBEH, C. C.: *Thermoplastic materials: properties, manufacturing methods and applications.* Boca Rotan, London. New York: Taylor & Francis, 2011, ISBN: 978-1-4200-9384-1

- [250] PARODI, E.; PETERS, G. W.; GOVAERT, L. E.: *Structure-properties relations for polyamide 6, part 1: influence of the thermal history during compression moulding on deformation and failure kinetics*. *Polymers*, 2018, Heft 10, Ausgabe 7
- [251] DIN EN ISO 11357-5:2014-07: *Kunststoffe. Dynamische Differenz-Thermoanalyse (DSC). Teil 5: Bestimmung von charakteristischen Reaktionstemperaturen und -zeiten, Reaktionsenthalpie und Umsatz*
- [252] DI Benedetto, A. T.: *Prediction of the glass transition temperature of polymers: a model based on the principle of corresponding states*. *Journal of Polymer Science: Part B: Polymer Physics*, 1987, Heft 25, S. 1949-1969
- [253] HARDIS, R.; JESSOP, J. L. P.; PETERS, F. E. et al.: *Cure kinetics characterization and monitoring of an epoxy resin using DSC, raman spectroscopy, and DEA*. *Composites Part A*, 2013, Heft 49, S. 100-108
- [254] PASCAULT, J. P.; WILLIAMS, R. J. J.: *Relationships between glass transition temperature and conversion*. *Polymer Bulletin*, 1990, Heft 24, S. 115-121
- [255] DIN EN ISO 11357-2:2014-07: *Kunststoffe. Dynamische Differenz-Thermoanalyse (DSC). Teil 2: Bestimmung der Glasübergangstemperatur und der Glasübergangsstufenhöhe*
- [256] DIN EN ISO 6721-1:2019-09: *Kunststoffe – Bestimmung dynamisch-mechanischer Eigenschaften – Teil 1: Allgemeine Grundlagen*
- [257] DIN EN ISO 6721-5:2019-04: *Kunststoffe – Bestimmung dynamisch-mechanischer Eigenschaften – Teil 5: Biegeschwingung – Erzwungene Schwingungen*
- [258] EVERS, W.; SCHADING, G.: *Dynamische Eigenschaften von Kraftaufnehmern bei Aufpralltests*. *Technisches Messen*, 2006, Ausgabe 73, Heft 12, S. 664-674
- [259] Kistler Instrumente AG: *Quarz-Kraftmesselemente für das Messen dynamischer und quasistatischer Zug- und Druckkräfte*. *Daten- und Informationsblatt*, Winterthur, Schweiz, 2015
- [260] SHIVAKUMAR, K. N.; ELBER W.; ILLG, W.: *Prediction of impact force and duration during low velocity impact on circular plates*. *NASA Technical Memorandum No. 85703*, Hampton, Virginia, USA, 1983
- [261] ABRATE, S.: *Impact on laminated composite materials*. *Applied Mechanics Review*, 1991, Heft 44, Ausgabe 4, S. 155-190

- [262] MAGNUS, K.; POPP, K.; SEXTRO, W.: *Schwingungen – Physikalische Grundlagen und mathematische Behandlung von Schwingungen*. 9. Auflage, Springer Vieweg, 2013, ISBN: 978-3-8348-2574-2
- [263] MARKERT, R.: *Strukturdynamik*. Vorlesungsskript, 1. Auflage, Technische Universität Darmstadt, 2006
- [264] KOLLMANN, F. G.; SCHÖSSER, T. F.; ANGERT, R.: *Praktische Maschinenakustik*. 1. Auflage, Berlin Heidelberg New York: Springer, 2006, ISBN: 978-3-540-20094-9
- [265] BERTHELOT, J.-M.: *Dynamics of Composite Materials and Structures*. Institute for Advanced Materials and Mechanics, Le Mans, Frankreich, 2015
- [266] ADAMS, R. D.; FOX, M. A. O.; FLOOD, R. J. L. et al.: *The dynamic properties of unidirectional carbon and glass fiber reinforced plastics in torsion and flexure*. Journal of Composite Materials, 1969, Heft 3, Ausgabe 4, S. 594-603
- [267] ABRATE, S.; FERRERO, J. F.; NAVARRO, P.: *Cohesive zone models and impact damage predictions for composite structures*. Meccanica, 2015, Heft 50, S. 2587-2620
- [268] SALEHI-KHOJIN, A.; BASHIRAZADEH, R.; MAHINFALAH, M. et al.: *The role of temperature on impact properties of Kevlar/fiberglass composite laminates*. Composites Part B, 2006, Heft 37, Ausgabe 7-8, S. 593-602
- [269] GOEL, M. D.; MATASAGAR, V. A.: *Blast-resistant design of structures*. Practice Periodical on Structural Design and Construction, 2014, Heft 19, Ausgabe 2
- [270] ARTERO-GUERRERO, J. A.; PERNAS-SÁNCHEZ, J.; LÓPEZ-PUENTE, J. et al.: *Experimental study of the impactor mass effect on the low velocity impact of carbon/epoxy woven laminates*. Composite Structures, 2015, Heft 133, S. 774-781
- [271] ZABALA, H.; ARETXABAETA, L.; CASTILLO, G. et al.: *Impact velocity effect on the delamination of woven carbon-epoxy plates subjected to low-velocity equienergetic impact loads*. Composites Science and Technology, 2014, Heft 94, S. 48-53
- [272] PLÖCKL, M.: *Effect of strain rate on tensile, compressive, and shear response of carbon-fiber-reinforced thermoplastic composites*. Dissertation, Technische Universität München, Fakultät für Maschinenwesen, Deutschland, 2019

- [273] GOWER, M. R. L.; SHAW, R. M.; SIMS, G. D.: *Evaluation of the repeatability under static loading of a compression-after-impact test method proposed for ISO standardisation*. NPL Report DEPC-MN 036, Middlesex, Großbritannien, 2005
- [274] BULLINGER, O.; SCHNARS, U.; SCHULTING, B et al.: *Laminographic inspection of large carbon fibre composite aircraft-structures at Airbus*. 19th World Conference on Non-Destructive Testing, München, Deutschland, 13.-17. Juni 2016
- [275] DEUTSCH, V.; PLATTE, M.; VOGT, M.: *Ultraschallprüfung – Grundlagen und industrielle Anwendungen*. Berlin, Heidelberg: Springer, 2012, ISBN 978-3-6426386-4-0
- [276] HILLGER, W.; VON WACHTER, F. K.: *Ultraschallprüfung an Faserverbundkunststoffen – Grundlagen, Methoden der bildhaften Darstellung und Ergebnisse*. In: Materialwissenschaft und Werkstofftechnik, Ausgabe Nr. 22, Weinheim: Wiley-VCH, 1991, S. 217-224
- [277] KRAUTKRÄMER, J.; KRAUTKRÄMER, H.: *Werkstoffprüfung mit Ultraschall*. 5. Auflage, Berlin, Heidelberg, New York: Springer, 1986, ISBN 3-540-15754-9
- [278] AYMERICH, F.; DORE, F.; PRIOLO, P.: *Simulation of multiple delaminations in impacted cross-ply laminates using a finite element model based on cohesive interface elements*. Composites Science and Technology, 2009, Heft 69, Ausgabe 11-12, S. 1699-1709
- [279] SMITH, R. A.; JONES, L. D.; WILLISHER, S. J. et al.: *Diffraction and shadowing errors in -6 dB defect sizing of delaminations in composites*. Insight: Non-destructive testing and condition monitoring, 1998, Heft 40, Ausgabe 1, S. 44-49
- [280] BRAND, C.; MAAS, P.: *A state space approach for the non-destructive evaluation of CFRP with ultrasonic testing*. 7th International Symposium on NDT in Aerospace, Bremen, Deutschland, 16.-18. November 2015
- [281] GAO, S.-L.; KIM, J.-K.: *Cooling rate influences in carbon fibre/PEEK composites. Part I: crystallinity and interface adhesion*. Composites Part A, 2000, Heft 31, Ausgabe 6, S. 517-530
- [282] NETTLES, A. T.; MAGOLD, N. J.: *Cross-sectional examination of the damage zone in impacted specimens of carbon/epoxy and carbon/PEEK composites*. NASA Technical Memorandum No. 100391, Washington, D. C., USA, 1990

- [283] DIN EN ISO 4287:2010-07: *Geometrische Produktspezifikation – Oberflächenbeschaffenheit: Tastschnittverfahren – Benennung, Definitionen und Kenngrößen der Oberflächenbeschaffenheit*
- [284] SCHIMMER, F.; MOTSCH-EICHMANN, N.; HAUSMANN, J.: *Experimental study on the impact dent depth relaxation of thermoplastic and thermoset composites*. SAMPE Europe Conference, Baden/Zürich, Schweiz, 29.-30. September 2021, in: SAMPE Europe Conference and Exhibition 2021, ISBN: 978-90-829101-3-1
- [285] SCHIMMER, F.; MOTSCH, N.; HAUSMANN, J.; SCHUSTER, J.: *Comparative study on the damage tolerance of thermoset and thermoplastic glass fiber-reinforced composites*. 22nd International Conference on Composite Materials, Melbourne, Australien, 11.-16. August 2019
- [286] LIU, D.: *Impact-induced delamination – a view of bending stiffness mismatching*. Journal of Composite Materials, 1988, Heft 22, Ausgabe 7, S. 674-692
- [287] FUOSS, E.; STRAZNICKY, P. V.; POON, C.: *Prediction of impact-induced delamination in composite plates*. Advanced Composites Letters, 1994, Heft 3, Ausgabe 6, S. 193-196
- [288] VU-KHANH, T.; DENAULT, J.: *Effect of molding parameters on the interfacial strength in PEEK/carbon composites*. Journal of Reinforced Plastics and Composites, 1993, Heft 12, Ausgabe 8, S. 916-931
- [289] JAR, P.-Y. B.; MULONE, R.; DAVIES, P. et al.: *A study of the effect of forming temperature on the mechanical behaviour of carbon-fibre/PEEK composites*. Composites Science and Technology, 1993, Heft 46, Ausgabe 1, S. 7-19
- [290] JAR, P.-Y.; CANTWELL, W. J.; DAVIES, P. et al.: *Effect of forming temperature on the mode I delamination resistance of carbon fibre-poly(ethylethylketon)*. Journal of Materials Science Letters, 1991, Heft 10, S. 640-642
- [291] JERONIMIDIS, G.; PARKYN, A. T.: *Residual stresses in carbon fibre-thermoplastic matrix laminates*. Journal of Composite Materials, 1988, Heft 22, Ausgabe 5, S. 401-415
- [292] SCHLOTTERMÜLLER, M.: *Zur Eigenspannungsbildung bei der wickeltechnischen Verarbeitung thermoplastischer Bandhalbzeuge*. Dissertation, Technische Universität Kaiserslautern, Fachbereich Maschinenbau und Verfahrenstechnik, Deutschland, 2005

- [293] PARLEVLIET, P. P.; BERSEE, H. E. N.; BEUKERS, A.: *Residual stresses in thermoplastic composites – A study of the literature – Part 1: Formation of residual stresses*. Composites Part A, 2006, Heft 37, Ausgabe 11, S. 1847-1857
- [294] IZZARD, V. G.; HADAVINIA, H.; MORRIS, V. J. et al.: *Compression and recovery behaviour of polyamide-6 based foams*. Polymers and Polymer Composites, 2012, Heft 20, Ausgabe 5, S. 425-438
- [295] SLATER, C.; DAVID, C.; STRANGWOOD, M.: *Compression set of thermoplastic polyurethane under different thermal-mechanical-moisture conditions*. Polymer Degradation and Stability, 2011, Heft 96, Ausgabe 12, S. 2139-2144
- [296] RÄCKERS, B.: *Composites at Airbus – A success story! Opportunities?* 30 Years IVW Anniversary Colloquium, Kaiserslautern, Deutschland, 8.-9. September 2021
- [297] Leeham Company LLC, leeham.net, aufgerufen: 22.04.2021
- [298] SAFRI, S. N. A.; SULTAN, M. T. H.; YIDRIS, N. et al.: *Low velocity and high velocity impact test on composite materials – a review*. International Journal of Engineering and Science, 2014, Heft 3, Ausgabe 9, S. 50-60
- [299] SAGIDHI, M.; ALDERLIESTEN, R. C.; BENEDICTUS, R.: *Impact resistance of fiber-metal laminates: A review*. International Journal of Impact Engineering, 2012, Heft 49, S. 77-90
- [300] RAJBHANDARI, S. P.; SCOTT, M. L.; THOMSON, S. et al.: *An approach to modelling and predicting impact damage in composite structures*. 23rd International Congress of Aeronautical Sciences, Proceedings, Toronto, Kanada, 8.-13. September 2002
- [301] ROBINSON, P.; DAVIES, G. A. O.: *Impactor mass and specimen geometry effects in low velocity impact of laminated composites*. International Journal of Impact Engineering, Elsevier, 1992, Heft 12, S. 189-207

Eigene Veröffentlichungen

- [302] SCHIMMER, F.; PFAFF, T.; MOTSCH, N.; HAUSMANN, J.; MAGIN, M.; BÜCKER, M.: *Numerisch gestützte Entwicklung einer geformten Bolzenverbindung zur Lasteinleitung in dickwandige Faser-Kunststoff-Verbunde unter Berücksichtigung der experimentell bestimmten Faserumlenkung*. In: 34. CADFEM ANSYS Simulation Conference: die Fachkonferenz zur numerischen Simulation in der Produktentwicklung. 34. CADFEM ANSYS Simulation Conference, Nürnberg, Deutschland, 5.-7. Oktober 2016, ISBN: 3-937523-13-8
- [303] SCHIMMER, F.; WELSCH, M.; FUNCK, R.; HAUSMANN, J.; MOTSCH, N.: *Development of an impact indicating coating for fiber-reinforced plastics used in aviation industry*. International Textile Conference, Dresden, Deutschland, 24.-25. November 2016
- [304] SCHIMMER, F.; MOTSCH, N.; HAUSMANN, J.: *Analysis on formed bolted joints for thick-walled CFRP in wind power industry*. 21st International Conference on Composite Materials, Xi'an, China, 20.-25. August 2017
- [305] BAUER, C.; WIDERA, A.; SCHIMMER, F.; SCHMIDT, T.: *The digital twin – A comparative study of material simulation on μ CT-scanned and modelled microstructures*. 4th International Congress on 3D Materials Science, Helsingor, Dänemark, 10.-13. Juni 2018
- [306] SCHIMMER, F.; MOTSCH, N.; HAUSMANN, J.: *Experimental investigations on the impact behavior of woven thermoplastic glass fiber-reinforced laminates*. 18th European Conference on Composite Materials, Athen, Griechenland, 24.-28. Juni 2018
- [307] MOTSCH, N.; PFAFF, T.; SCHIMMER, F.: *Neuartige Krafteinleitung zur Übertragung von Zug-, Druck- und Torsionslasten in rohrförmige Faser-Kunststoff-Verbunde mit höchster Leichtbaugüte*. Symposium Composites 2018, Augsburg, Deutschland, 19.-20. September 2018
- [308] SCHIMMER, F.; LADEWIG, S.; MOTSCH, N.; HAUSMANN, J.; EHRLICH, I.: *Comparison of low-velocity impact damage behavior of unidirectional carbon fiber-reinforced thermoset and thermoplastic composites*. 22. Symposium Verbundwerkstoffe und Werkstoffverbunde, Kaiserslautern, Deutschland, 26.-28. Juni 2019, in: Key Engineering Materials, 2019, Heft 809, S. 9-14, ISBN: 978-3-0357-1453-1, <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/KEM.809.9>

- [309] SCHMIDT, T.; MAY, D.; SCHIMMER, F.; MOTSCH, N.; BAUER, C.; WIDERA, A.: *A novel simulative-experimental approach to determine the permeability of technical textiles*. 22. Symposium Verbundwerkstoffe und Werkstoffverbunde, Kaiserslautern, Deutschland, 26.-28. Juni 2019, in: Key Engineering Materials, 2019, Heft 809, S. 487-492, ISBN: 978-3-0357-1453-1, <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/KEM.809.487>
- [310] SCHIMMER, F.; MOTSCH, N.; HAUSMANN, J.; SCHUSTER, J.: *Comparative study on the damage tolerance of thermoset and thermoplastic glass fiber-reinforced composites*. 22nd International Conference on Composite Materials, Melbourne, Australien, 11.-16. August 2019
- [311] SCHIMMER, F.; GEBHARDT, J.; MOTSCH-EICHMANN, N.; HAUSMANN, J.; EHRLICH, I.: *The effect of curvature on the low-velocity impact resistance of CF/PEEK laminates*. 30 Years IVW Anniversary Colloquium, Kaiserslautern, Deutschland, 8.-9. September 2021
- [312] SCHIMMER, F.; MOTSCH-EICHMANN, N.; HAUSMANN, J.: *Experimental study on the impact dent depth relaxation of thermoplastic and thermoset composites*. SAMPE Europe Conference, Baden/Zürich, Schweiz, 29.-30. September 2021, in: SAMPE Europe Conference and Exhibition 2021, ISBN: 978-90-829101-3-1

Betreute studentische Arbeiten

- [313] HARTLOFF, F.: *Parameterstudie zur Auslegung einer Öse in Faser-Kunststoff-Verbund-Bauweise*. Diplomarbeit, Kaiserslautern, IVW-Bericht, 2016, 16-029.
- [314] ANAND, G.: *Concept development of a fiber-reinforced plastic front vehicle structure for a mid-engine sports car*. Master thesis, Kaiserslautern, IVW-Bericht, 2016, 16-093.
- [315] BENDER, M.: *Parameterstudie zur Optimierung einer Schraubenfeder in Faser-Kunststoff-Verbund-Bauweise*. Studienarbeit, Kaiserslautern, IVW-Bericht, 2017, 17-014.
- [316] TRAPP, S.: *Literaturrecherche zu gekrümmten, thermoplastischen Faser-Kunststoff-Verbunden unter Schlagbelastung*. Studienarbeit, Kaiserslautern, IVW-Bericht, 2017, 17-067.
- [317] HELFRICH, K.: *Parameterstudie zur Auslegung eines D-Rings in Faser-Kunststoff-Verbund-Bauweise*. Bachelor thesis, Kaiserslautern, IVW-Bericht, 2017, 17-055.
- [318] RAPP, P.: *Experimentelle Charakterisierung von endlosverstärkten Faser-Kunststoff-Verbunden*. Studienarbeit, Kaiserslautern, IVW-Bericht, 2018, 18-035.
- [319] PERRIER, A.: *Entwicklung eines Kerosinbrenners zur Untersuchung der Alterung von in der Luftfahrt verwendeten Verbundwerkstoffen*. Diplomarbeit, Kaiserslautern, IVW-Bericht, 2018, 18-036.
- [320] RAPP, P.: *Finite Elemente Simulation der Restfestigkeit vorgeschädigter Strukturen*. Diplomarbeit, Kaiserslautern, IVW-Bericht, 2020, 20-019.

Lebenslauf

Persönliche Angaben

Name: Florian Schimmer
Nationalität: deutsch

Berufserfahrung

10/2014 – 12/2021 Leibniz-Institut für Verbundwerkstoffe GmbH, Kaiserslautern
Wissenschaftlicher Mitarbeiter
Abteilung: Bauteilentwicklung, Kompetenzfeld: Bauweisen

10/2011 – 03/2012 Airbus Helicopters, Donauwörth
Praktikant, Bereich Industrial Engineering

02/2009 – 04/2009 Opel Automobile GmbH, Rüsselsheim
Praktikant

Bildungsgang

10/2011 – 09/2014 Technische Universität Darmstadt
Mechanical and Process Engineering
Master of Science (M. Sc.)

08/2010 – 02/2011 École Nationale de l'Aviation Civile, Toulouse, Frankreich
Auslandssemester

10/2007 – 10/2011 Technische Universität Darmstadt
Mechanical and Process Engineering
Bachelor of Science (B. Sc.)

Landau in der Pfalz, Juni 2022