

Markus Muth

**GRUNDLAGENUNTERSUCHUNGEN
AN INTRINSISCH GEFERTIGTEN
LASTTRAGENDE FVK/METALL-
HYBRIDTRÄGERN**

SCHRIFTENREIHE DES INSTITUTS
FÜR ANGEWANDTE MATERIALIEN

BAND 104



Scientific
Publishing

Markus Muth

**Grundlagenuntersuchungen an intrinsisch gefertigten
lasttragenden FVK/Metall-Hybridträgern**

**Schriftenreihe
des Instituts für Angewandte Materialien
*Band 104***

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

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

Grundlagenuntersuchungen an intrinsisch gefertigten lasttragenden FVK/Metall-Hybridträgern

von
Markus Muth

Karlsruher Institut für Technologie
Institut für Angewandte Materialien

Grundlagenuntersuchungen an intrinsisch gefertigten
lasttragenden FVK/Metall-Hybridträgern

Zur Erlangung des akademischen Grades eines Doktors der Ingenieur-
wissenschaften von der KIT-Fakultät für Maschinenbau des Karlsruher
Instituts für Technologie (KIT) genehmigte Dissertation

von Markus Muth, M.Sc.

Tag der mündlichen Prüfung: 1. September 2021
Hauptreferent: Prof. Dr.-Ing. Kay André Weidenmann
Korreferent: Prof. Dr.-Ing. Frank Henning

Impressum



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

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

www.ksp.kit.edu



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



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

Print on Demand 2022 – Gedruckt auf FSC-zertifiziertem Papier

ISSN 2192-9963
ISBN 978-3-7315-1161-8
DOI 10.5445/KSP/1000141770

Kurzfassung

Bei der Kombination von metallischen Werkstoffen und faserverstärkten Kunststoffen innerhalb eines Bauteils entstehen sogenannte Hybridstrukturen, in denen den einzelnen Komponenten definierte Funktionen zukommen. In der vorliegenden Arbeit wird die metallische Komponente zum einen zur Lasteinleitung in das Laminat eingesetzt und übernimmt zum anderen auch eine lasttragende Funktion. Daher werden zwei Varianten sogenannter Hybridträger, die sich in Bezug auf die gewählte Verbindungstechnologie von metallischer Komponente und FVK unterscheiden, hinsichtlich ihrer mechanischen Eigenschaften und der Schädigungsentwicklung untersucht.

Beide Hybridträger bestehen aus einer Grundplatte aus CFK, einem Hutprofil aus rostfreiem Stahl und einem polymeren Schaumstoffkern, der den entstehenden Hohlraum ausfüllt, und werden im Resin-Transfer-Moulding Verfahren gefertigt. Bei der differentiellen Hybridträgervariante wird das Hutprofil ausschließlich adhäsiv mit dem Laminat verbunden. Im Fall der integralen Variante wird die Verbindung hingegen durch die faserschonende Integration der Hutprofilaschen in das trockene Halbzeug vor der Konsolidierung hergestellt. Abgesehen von der Art der Anbindung an das Laminat ist die Geometrie der verwendeten Hutprofile identisch. Durch die Gestaltung der Anbindung besitzen die integralen Hybridträger jedoch eine geringere Masse.

Der Vergleich der beiden Varianten findet hinsichtlich der mechanischen Eigenschaften bei quasistatischer, dynamischer und zyklischer Drei-Punkt-Biegung und bezugnehmend auf das ermittelte Schädigungsverhalten statt. Die integralen Hybridträger tragen bei allen untersuchten Belastungen ca. 20% höhere maximale Kräfte und zeigen eine größere Toleranz gegenüber mechanischen, thermischen und korrosiven Vorschädigungen. Dieses Verhalten ist auf die deutlich schädigungstolerantere Verbindung der integralen Hybridträger zurückzuführen, da neben der adhäsiven Anbindung auch ein Formschluss von Laminat und Hutprofil erreicht wird. Eine Lebensdauerprognose auf Basis des zyklischen Verhaltens des Hutprofils konnte für beide Hybridträgervarianten abgeleitet werden.

Abstract

The combination of metallic materials and fibre-reinforced plastics within a structure results in so-called hybrid structures in which the individual components have specific tasks. In the work at hand, the metallic component is used for load introduction into the laminate and as a load-bearing component. Two hybrid structures are to be investigated and differ in terms of the selected joining technology of the metallic component and the FRP-laminate. They are investigated regarding their mechanical properties and damage evolution.

Both hybrid structures consist of a base plate made of CFRP laminate, a hat profile made of stainless steel and a polymer foam core. They are manufactured using resin transfer moulding. In the extrinsically joined structures, the hat profile is adhesively bonded to the laminate via the matrix polymer. In the case of the intrinsic structures, the joint is created by integrating flaps on the hat profile into the dry, semi-finished product before the consolidation takes place, without disrupting the fibre continuity. Both structures only differ in regard of the joining technology and thus the geometry of the hat itself is the same. However, due to the design of the joint, the hat profile of the intrinsic hybrid structures has a lower mass.

Both types of hybrids are tested and compared in terms of their mechanical properties in quasi-static, dynamic and cyclic three-point bending tests in reference to their damage behaviour. The intrinsic hybrid structures bear approximately a 20% higher maximum force at all load cases investigated and are less prone to mechanical, thermal and corrosive pre-damage. This behaviour is due to the more durable joint of the intrinsic structures. Since in addition to the adhesive bond, a form-fit of the laminate and the hat profile is achieved. A service life prediction based on the cyclic behaviour of the hat profile could be realised for both hybrid structure variants.

Inhaltsverzeichnis

Kurzfassung	i
Abstract	iii
Abkürzungen	ix
Symbole	xi
Vorwort	xv
1 Einleitung	1
1.1 Motivation	1
1.2 Wissenschaftliche Fragestellung.....	4
2 Grundlagen	5
2.1 Faserverstärkte Kunststoffe	5
2.1.1 Grundlegendes mechanisches Verhalten faserverstärkter Kunststoffe	6
2.1.2 Dynamisches Verhalten faserverstärkter Kunststoffe.....	11
2.1.3 Ermüdungsverhalten faserverstärkter Kunststoffe.....	14
2.1.4 Einfluss thermischer Belastungen auf faserverstärkte Kunststoffe	20
2.1.5 Korrosive Degradation faserverstärkter Kunststoffe	22
2.2 Metallische Werkstoffe.....	23
2.2.1 Grundlegendes mechanisches Verhalten metallischer Werkstoffe	24
2.2.2 Dynamisches Verhalten metallischer Werkstoffe.....	24
2.2.3 Ermüdungsverhalten metallischer Werkstoffe.....	25
2.3 Hybridisierung	28
2.3.1 Hybridisierungskonzepte	28
2.3.2 Grundlegendes mechanisches Verhalten von FVK/Metall- Hybridbauteilen	35
2.3.3 Dynamisches Verhalten einer adhäsiven Bindung	38
2.3.4 Zyklisches Verhalten einer adhäsiven Bindung.....	40

2.3.5	Thermische Degradation von FVK/Metall-Hybridbauteilen	40
2.3.6	Korrosive Degradation von FVK/Metall-Hybridbauteilen	42
3	Bauteilvarianten und Fertigung	45
3.1	Entwicklung der Hybridträgervarianten	45
3.1.1	Ermittlung der optimalen Hutprofilgeometrie	46
3.1.2	Besonderheiten des Hutprofils zur Integration in das Faserhalbzeug	48
3.1.3	Aufbau und Abmessungen der Hybridträger	52
3.2	Entwicklung des Resin-Transfer-Moulding-Werkzeuges	53
3.2.1	Prozessmerkmale	54
3.2.2	Das Werkzeugkonzept	56
3.2.3	Konzeptionierung variabler Werkzeugeinsätze	58
3.2.4	Vergleich der Formfüllung in Simulation und Praxis	60
3.3	Fertigung der Hybridträger	63
4	Experimentelle Methoden	67
4.1	Ermittlung der mechanischen Eigenschaften unter Biegung	67
4.1.1	Ermittlung der mechanischen Eigenschaften unter quasistatischer Belastung	67
4.1.2	Ermittlung der mechanischen Eigenschaften unter dynamischer Belastung	69
4.1.3	Ermittlung der mechanischen Eigenschaften bei zyklischer Belastung	69
4.2	Bauteilnahe Beanspruchung	70
4.2.1	Mechanische Vorschädigung der Hybridträger	70
4.2.2	Korrosive Belastung der Hybridträger	72
4.2.3	Thermische Belastung der Hybridträger	72
5	Ergebnisse	75
5.1	Quasistatische und dynamische Versuche	75
5.1.1	Quasistatische Beanspruchung	76
5.1.2	Dynamische Beanspruchung	88
5.2	Zyklische mechanische Versuche	92
5.2.1	Laststeigerungsversuche	92
5.2.2	Wöhlerversuche	101

5.3	Bauteilnahe Beanspruchung und mechanische Restfestigkeit	108
5.3.1	Einfluss mechanischer Vorschädigung durch Impact.....	108
5.3.2	Einfluss thermischer Beanspruchung	118
5.3.3	Einfluss korrosiver Beanspruchung.....	119
6	Diskussion.....	123
6.1	Differentielle Hybridträger	123
6.1.1	Quasistatische Beanspruchung	123
6.1.2	Dynamische Beanspruchung	130
6.1.3	Zyklische Beanspruchung	132
6.1.4	Lebensdauerprognose	135
6.1.5	Bauteilnahe Beanspruchung	139
6.2	Integrale Hybridträger	145
6.2.1	Quasistatische Beanspruchung	145
6.2.2	Dynamische Beanspruchung	149
6.2.3	Zyklische Beanspruchung	151
6.2.4	Lebensdauerprognose	156
6.2.5	Bauteilnahe Beanspruchung	158
6.3	Vergleich der Hybridträgervarianten	164
6.3.1	Quasistatische Beanspruchung	164
6.3.2	Dynamische Beanspruchung	166
6.3.3	Zyklische Beanspruchung	168
6.3.4	Lebensdauerprognosen	168
6.3.5	Bauteilnahe Beanspruchung	171
6.4	Zusammenfassender Vergleich und Betrachtung der massespezifischen Eigenschaften	175
7	Zusammenfassung	179
	Literaturverzeichnis.....	185

Abkürzungen

ASTM	American Society for Testing and Materials
ANSI	American National Standards Institute
Biax	Biaxial
CFK	Kohlenstofffaserverstärkter Kunststoff
CT	Computertomographie
DIC	Digitale Bildkorrelation (englisch: Digital Image Correlation)
DIN	Deutsches Institut für Normung
DSC	Dynamische Differenzkalorimetrie (englisch: differential scanning calorimetry)
EN	Europäische Norm
ESV	Einstufenversuche
FAST	KIT Institut für Fahrzeugsystemtechnik
FEM	Finite Elemente Methode
FML	Faser-Metall-Laminat
FVK	Faserverstärkter Kunststoff
GFK	Glasfaserverstärkter Kunststoff
GOM	Gesellschaft für optische Messtechnik mbH
IAM-WK	KIT Institut für Angewandte Materialien – Werkstoffkunde
ICT	Institut für Chemische Technologie
ISO	Internationale Organisation für Normung (englisch: International Organization for Standardization)
IWA	Induktiver Wegaufnehmer
KIT	Karlsruher Institut für Technologie
LSV	Laststeigerungsversuch
MMD	Multi-Material-Design
MW	Mittelwert
Phybal	Physikalisch basierte Lebensdauerprognose
RTM	Resin-Transfer-Moulding
SPP1712	Schwerpunktprogramm 1712

TGA	Thermogravimetrische Analyse
TP3	Teilprojekt 3
UD	Unidirektional
VDI	Verein Deutscher Ingenieure
wbk	KIT Institut für Produktionstechnik
ZKW	Zyklische Kraft-Weg-Kurve
ZSD	Zyklische Spannungs-Dehnungskurve

Symbole

Symbol	Beschreibung	Einheit
α	thermischer Ausdehnungskoeffizient	K ⁻¹
b	Ermüdungsfestigkeitsexponent	-
B	halbe Breite des Hutprofils	mm
b_F	Kraft bezogener Ermüdungsfestigkeitsexponent	-
B_{top}	obere Breite des Hutprofils	mm
γ_{th}	Scherdehnung	-
d	Laminatdicke	mm
E	Elastizitätsmodul	MPa
E_{Imp}	Impactenergie	J
$E_{Imp,I}$	Impactenergie von 16 J	J
$E_{Imp,II}$	Impactenergie von 25 J	J
$E_{Imp,III}$	Impactenergie von 40 J	J
$\varepsilon_{p,a}$	plastische Dehnungsamplitude	
ε_{max}	maximale Dehnung	
F	Kraft	N
F_a	Kraftamplitude	N
F_m	mittlere Kraft	N
F_{max}	Maximalkraft	N
g	Gravitationskonstante	N/kg
G	Schubmodul	GPa
h_{Hut}	Höhe des Hutprofils	mm
h_{Imp}	Fallhöhe des Indenters bei Impactversuchen	m
k'	anpassbarer Kurvenparameter	-
l_{Bond}	Anbindungslänge des Hutprofils	mm
m	Impactmasse	kg
n	Anzahl der Gewebelagen	g/m ²

Symbol	Beschreibung	Einheit
ν	Querkontraktionszahl	-
N	Lastspielzahl	-
n'	Ermüdungsverfestigungsexponent	-
N_B	Bruchlastspielzahl	-
N_D	Dauerfestigkeitsschwingzahl	-
n'_F	Kraft bezogener Ermüdungsverfestigungsexponent	-
N_G	Grenzlastspielzahl	-
$N_{T\text{-Zyklen}}$	Anzahl Temperaturzyklen	-
φ	Faservolumengehalt	%
q	Flächengewicht des Geleges	g/m ²
ΔR	Elektrische Widerstandsänderung	Ω
R	Spannungsverhältnis	-
ρ	Dichte der Faser	g/cm ³
R_m	Zugfestigkeit	MPa
r_o	oberer Radius des Hutprofils	mm
$R'_{p0,2}$	Streckgrenze bei 0,2% Dehnung	MPa
r_u	unterer Radius des Hutprofils	mm
s	Verformung	mm
s_a	Wegamplitude	mm
s_{Db}	Durchbiegung des Laminates	mm
s_{DF}	Traversenweg/Verfahrweg der Druckfinne	mm
σ_{13}	Schubspannung in 13 Richtung	MPa
σ_{23}	Schubspannung in 23 Richtung	MPa
σ_{33}	Normalspannung	MPa
σ_a	Lastamplitude	MPa
σ_{aD}	Lastamplitude bei N_D	MPa
$\sigma_{a,LIT}$	Dauerfestigkeit (Phybal-Methode)	MPa
σ_b	Ermüdungsfestigkeitskoeffizient	MPa
$\sigma_{b,F}$	Kraft bezogener Ermüdungsfestigkeitskoeffizient	N
$\sigma_{f,LIT}$	Bruchlaststufe (Phybal-Methode)	MPa
σ_m	Mittellast	MPa

Symbol	Beschreibung	Einheit
σ_{max}	maximale Spannung	MPa
σ_o	Last am oberen Totpunkt der Schwingung	MPa
σ_u	Last am unteren Totpunkt der Schwingung	MPa
S_{max}	Traversenweg am unteren Totpunkt der zyklischen Last	mm
S_{min}	Traversenweg am oberen Totpunkt der zyklischen Last	mm
S_{St}	Verformung des Stahlprofils	mm
t	Wandstärke des Hutprofils	mm
ΔT	Temperaturänderung	°C
τ_{max}	maximale Schubspannung	MPa
τ_{th}	thermisch induzierte Schubspannung	MPa
T_g	Glasübergangstemperatur	°C
T_{Kons}	Konsolidierungstemperatur	°C
$T_{Kons,I}$	Konsolidierungstemperatur von 80 °C	°C
$T_{Kons,II}$	Konsolidierungstemperatur von 100 °C	°C
$T_{Kons,III}$	Konsolidierungstemperatur von 120 °C	°C
t_{Korr}	Korrosionsdauer	h
$t_{Korr,I}$	Korrosionsdauer von 48 h	h
$t_{Korr,II}$	Korrosionsdauer von 168 h	h
$V_{Prüf}$	Prüfgeschwindigkeit	m/s
$V_{Prüf,DynI}$	Prüfgeschwindigkeit von $4,25 \cdot 10^{-3}$ m/s	m/s
$V_{Prüf,DynII}$	Prüfgeschwindigkeit von 0,45 m/s	m/s
$V_{Prüf,QS}$	Prüfgeschwindigkeit von $5 \cdot 10^{-5}$ m/s	m/s

Vorwort

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

Zunächst möchte ich mich bei Prof. Dr.-Ing. Kay André Weidenmann für die Übernahme des Hauptreferats bedanken. Der kontinuierliche wissenschaftliche Dialog und die Unterstützung in jeder Phase des Projekts trugen maßgeblich zu dieser Arbeit bei. Bei Prof. Dr.-Ing. Frank Henning vom Institut für Fahrzeugsystemtechnik möchte ich mich für die Übernahme des Korreferates bedanken. Zudem gilt mein Dank Prof. Dr.-Ing. Jürgen Fleischer für die Übernahme des Prüfungsvorsitzes.

Bei allen ehemaligen und aktuellen Kolleg*innen meiner Zeit am IAM-WK, insbesondere in der Arbeitsgruppe für Hybride Werkstoffe und Leichtbau, möchte ich mich für die anregenden Diskussionen und Ratschläge, die uneingeschränkte Hilfsbereitschaft sowie das angenehme Arbeitsklima bedanken. Besonders hervorheben möchte ich Dr.-Ing. Wilfried Liebig und meinen langjährigen Bürokollegen Dr.-Ing. Jonas Hüther, deren Ratschläge und Zuspruch in schwierigen Phasen zum Gelingen der vorliegenden Arbeit beigetragen haben. Ebenso möchte ich Jonas Hüther für die entspannte und zu jeder Zeit von Freundschaft geprägte Atmosphäre im gemeinsamen Büro danken.

Außerdem sei an dieser Stelle den Technikern Ralf Rössler, Marc Brecht, Sebastian Höhne und Arndt Hermeneit für die stetige Unterstützung in allen technischen Fragestellungen gedankt. Mein Dank gilt auch dem gesamten Team der technischen Werkstatt unter der Leitung von Wolfgang Schäfer, das maßgeblich die Fertigung der Versuchsaufbauten und des Resin-Transfer-Moulding Werkzeugs ermöglicht hat.

Darüber hinaus gebührt mein Dank den Kolleg*innen der KIT-Institute Institut für Fahrzeugsystemtechnik und Institut für Produktionstechnik für die Zusammenarbeit innerhalb des Teilprojektes 3 des Schwerpunktprogramms 1712, in dessen Rahmen diese Arbeit entstanden ist. Für die finanzielle Unterstützung möchte ich mich bei der Deutschen Forschungsgemeinschaft bedanken.

Ich möchte mich bei allen Studierenden bedanken, die als Abschlussarbeiter oder studentische Hilfskräfte einen nicht zu unterschätzenden Anteil zum Gelingen dieser Arbeit beigetragen haben. Zu erwähnen sind hierbei Michael Kerbstadt, Katrin Alt, Santiago Buch, Adrian Kohlund, Sarah Bohn, Benedikt Scheuring, Valentin Riegel und Toni Phan.

Nicht zuletzt bedanke ich mich von ganzem Herzen bei meiner Familie, die mich immer ohne Kompromisse unterstützt hat und mir mit meinen Freunden und meiner Partnerin zusammen immer ein starker Rückhalt im Studium und der anschließenden Promotionszeit war.

Karlsruhe, im September 2021

Markus Muth

1 Einleitung

1.1 Motivation

Der verstärkte Einsatz von Faserverbundwerkstoffen im Transportsektor ist nicht zuletzt auf deren Leichtbaueigenschaften zurückzuführen. Im Jahr 2019 war die drittgrößte Quelle von Treibhausgasen die Verbrennung fossiler Treibstoffe im Verkehrssektor [1]. Daher stellt die Gewichtsreduktion von Fahrzeugen eine Möglichkeit dar, eine gesteigerte Ressourceneffizienz zu erreichen. Laut Goede [2] bewirkt die Reduktion des Fahrzeuggewichts um 100kg eine Reduzierung des Kraftstoffverbrauchs um ca. 0,25l/100km. Das im Klimaschutzplan der deutschen Bundesregierung ausgegebene Ziel der Treibhausgasneutralität bis zum Jahr 2050 [3], gibt in diesem Zusammenhang den politischen Rahmen vor.

Der Vorteil der faserverstärkten Kunststoffe (FVK) und insbesondere von kohlenstofffaserverstärkten Kunststoffen (CFK) liegt in ihrer hohen spezifischen Festigkeit und Steifigkeit [4]. Soll das Leichtbaupotential weiter gesteigert werden, bietet die Ausführung der CFK-Strukturen in Endlosfaserbauweise große Möglichkeiten. Zum einen sind dünnwandigere Strukturen möglich, zum anderen kann durch die anisotropen Eigenschaften des CFK die Faserarchitektur an die Lastpfade der Bauteile angepasst werden. Im Jahr 2019 stieg der Bedarf an CFK global im Vergleich zum Vorjahr um 10% [5]. Begrenzt wird größeres Wachstum derzeit nicht nur durch wirtschaftliche Aspekte wie die hohen Werkstoff- und Prozesskosten, sondern auch durch technologische Herausforderungen wie die materialgerechte Anbindung an die Fahrzeugstruktur.

Sollen dünnwandige CFK-Strukturen mit anderen Komponenten des Fahrzeugs verbunden werden, stehen Anbindungsverfahren wie Nieten, Bohren, Schrauben und Kleben im Vordergrund. Alle haben gemein, dass durch sie das Leichtbaupotential nicht voll ausgeschöpft werden kann. Werden für das Design der Faserverbundkomponente auf Metalle ausgelegte Geometrien übernommen, führt dies meist zu einer Überdimensionierung der

Faserverbundkomponente [6, 7]. Ein Beispiel, wie Bohrungen in endlosfaserverstärkten Strukturen umgesetzt werden können, wird von Langella und Durante [8] aufgezeigt. Es wird beschrieben, dass eine Bohrung, die durch bereits in der Herstellung des FVK umgelegte Fasern generiert wird, im Vergleich zu einer konventionellen Bohrung mit einhergehender Zerstörung der Faserarchitektur unter Zugbelastung eine um 25% höhere Restfestigkeit besitzt.

Im Kontext des Multi-Material-Designs (MMD) kommt besonders die Veränderung der grundsätzlichen Produktstruktur, die in Richtlinie VDI4800 [9] als eine der drei Leichtbaustrategien beschrieben wird, zum Tragen. Unter dem MMD-Konzept wird verstanden, dass die unterschiedlichen Werkstoffe jeweils dort in einer Gesamtstruktur eingesetzt werden, wo ihr spezifisches Eigenschaftsprofil den größtmöglichen technischen aber auch wirtschaftlichen Nutzen birgt [10]. Die Kombination aus CFK und Stahl in einem Hybridbauteil bietet beispielsweise für die Nutzung in crashrelevanten Strukturen große Vorteile. Es können entstehende Aufprallenergien durch die plastische Verformung des Stahls aufgenommen werden, bevor die spezifischen Eigenschaften des CFK zum Tragen kommen, um die Insassen durch die geringere Verformung des Innenraums zu schützen [11, 12]. Um diese Eigenschaften bestmöglich ausnutzen zu können, ist die Entwicklung innovativer Fertigungskonzepte notwendig [10].

Der Ansatz der intrinsischen Hybridisierung verfolgt das Konzept, dass bereits während des Ur- oder Umformprozesses der Komponenten die Verbindung bereits realisiert wird und ein nachgeschalteter Fügeschritt entfällt [13, 14]. Die Hybridisierung in einem nach der Herstellung der Einzelkomponenten erfolgenden Fügeschritt wird als Post Moulding Assembly bezeichnet und beschreibt eine Möglichkeit der extrinsischen Hybridisierung [15]. Die extrinsische Hybridisierung hat zur Folge, dass das Leichtbaupotential nicht in vollem Maße ausgeschöpft werden kann [16].

Das Schwerpunktprogramm 1712 (SPP1712) „Intrinsische Hybridverbunde“ der Deutschen Forschungsgemeinschaft [16] widmet sich den Herausforderungen der Herstellbarkeit, Auslegung und den Prozess-Struktur-Eigenschaftsbeziehungen von intrinsisch gefertigten FVK/Metall-Hybridbauteilen. Die vorliegende Arbeit ist im Rahmen des Teilprojekts 3 (TP3) zu „Grundlagenuntersuchungen intrinsisch gefertigter FVK-/Metall-Verbunde“

entstanden. In der ersten Projektphase wurden in das Laminat integrierte Lasteinleitungselemente, sogenannte Inserts, auf ihre mechanischen Eigenschaften unter bauteilnahen Beanspruchungen untersucht. In der zweiten Projektphase übernimmt die metallische Komponente neben der Krafterleitung auch eine lasttragende Funktion. Die Projektphasen des TP3, an dem neben dem Institut für Angewandte Materialien – Werkstoffkunde (IAM-WK) und dem Institut für Fahrzeugsystemtechnik (FAST) auch das Institut für Produktionstechnik (wbk) des Karlsruher Instituts für Technologie (KIT) beteiligt ist, sind in Abbildung 1.1 gezeigt.

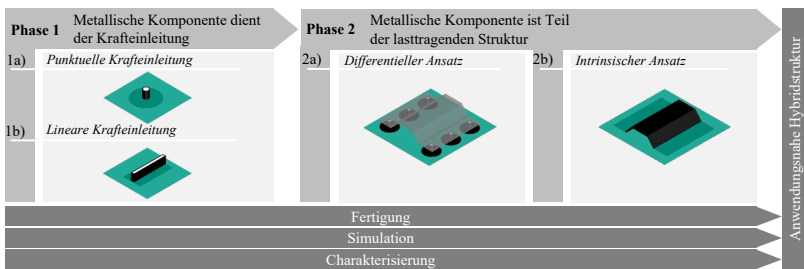


Abbildung 1.1: Projektphasen des TP3 im SPP1712 der DFG, nach [17]*¹

Untersuchungen von Gebhardt [18–20], Pottmeyer [21–23], Bernath [24, 25], Seuffert [26] und eigene Arbeiten [27, 28]* aus der ersten Phase zeigen die Möglichkeiten und Konsequenzen, die sich aus der Integration der Inserts ergeben. Betrachtet wurden sowohl die Fertigung, die mechanischen Eigenschaften unter quasistatischen und zyklischen Bedingungen als auch Umwelteinflüsse. Besonders die Strukturoptimierung, deren positive Einflüsse auf die Formfüllung im Resin-Transfer-Moulding (RTM) und die verbesserten mechanischen Eigenschaften, im Vergleich zu einer nicht optimierten Variante, zeigen das Potential einer solchen Verbindung für punktuelle Lasteinleitungselemente. Der bereits zuvor als nachteilig beschriebene Einfluss einer Durchtrennung der Fasern konnte bei der Integration der Inserts durch Umlegen der Fasern um die Insertbuchse vermieden werden. In der zweiten Phase des TP3 soll die Komplexität der Struktur erhöht werden. Zudem soll die metallische Komponente auch eine lasttragende Funktion im Bauteil übernehmen.

¹ Eigene Veröffentlichungen werden im Folgenden mit * gekennzeichnet.

1.2 Wissenschaftliche Fragestellung

Das Ziel der vorliegenden Arbeit ist die werkstoffkundliche Untersuchung von Hybridträgern, die im Resin-Transfer-Moulding-Verfahren hergestellt wurden. Eine große Herausforderung stellt die Vorbereitung des Halbzeugs und eine möglichst faserschonende und wiederholgenaue Integration der metallischen Komponente dar. Bei der Planung, Entwicklung und Ausarbeitung eines Werkzeugkonzepts zur Fertigung der Hybridträger im RTM-Verfahren stellt die vollständige Tränkung des Halbzeugs die Kernproblematik dar.

Vergleichsbauteile, welche die gleiche Geometrie der CFK- und Metall-Komponente aufweisen, bei welchen die metallische Komponente aber lediglich adhäsiv über die Matrix mit dem CFK verbunden ist, dienen als Referenz. Beide Hybridträgervarianten werden intrinsisch, während der Konsolidierung des CFK, gefügt. Daher werden diese Referenzbauteile im Folgenden als „intrinsisch-differentielle Hybridträger“ oder kurz „differentielle Hybridträger“ bezeichnet. In Abgrenzung hierzu ist die Bezeichnung der integralen, intrinsisch gefügten Bauteile mit „integraler Hybridträger“ zu sehen.

Das Ziel der werkstoffkundlichen Untersuchungen ist der ganzheitliche Vergleich der Hybridträgervarianten. Dieser umfasst neben quasistatischen, dynamischen und zyklischen Belastungen auch den Einfluss bauteilnaher Umwelteinflüsse wie korrosive Medien, thermische Wechselbeanspruchung und mechanische Schädigung durch Impact. Zur Beurteilung der Schädigungsentwicklung im quasistatischen und zyklischen Lastfall kommen unter anderem Methoden der digitalen Bildkorrelation, der passiven Thermografie und Computertomographie zum Einsatz. Zur Abschätzung der Lebensdauer unter zyklischer Belastung soll eine Prognose anhand von in Laststeigerungsversuchen gewonnenen Daten erstellt und durch Einstufenversuche validiert werden.

2 Grundlagen

Im Rahmen dieser Arbeit werden hybride Lastträger (Hybridträger) hinsichtlich ihrer mechanischen Eigenschaften in verschiedenen Belastungsszenarien untersucht. Die Ermittlung der mechanischen Eigenschaften erfolgt in Bauteilversuchen unter quasistatischer Drei-Punkt-Biegebelastung. Im weiteren Verlauf werden die Einflüsse von bauteilnahen Beanspruchungen, wie Impact, Korrosion sowie die Auswirkungen einer thermischen Zyklisierung untersucht. Schlussendlich wird die Bedeutung der Verformungsgeschwindigkeit und das Verhalten bei zyklischer Belastung anhand von Wöhlerversuchen unter Drei-Punkt-Biegung ermittelt.

In den Abschnitten 2.1 und 2.2 werden die mechanischen Eigenschaften der einzelnen Komponenten in den genannten Belastungsszenarien erläutert. Weitergehend werden in Abschnitt 2.3 die zugrunde liegenden bereits existierenden Hybridisierungskonzepte vorgestellt und auf die sich daraus ableitenden Eigenschaften eines FVK/Metall-Hybridbauteils unter Berücksichtigung der oben genannten Belastungsszenarien eingegangen.

2.1 Faserverstärkte Kunststoffe

Im Allgemeinen liegt dem Prinzip der Verbundkonstruktion zugrunde, dass einzelne Komponenten/Werkstoffe so kombiniert werden, dass Eigenschaften erreicht werden können, die keine der eingesetzten Komponenten/Werkstoffe allein ermöglichen würde. Innerhalb dieser Strukturen haben die eingesetzten Komponenten/Werkstoffe klar voneinander abzugrenzende Funktionen. Werkstoffverbunde weist hierbei eine makroskopisch inhomogene Struktur aus mindestens zwei oder mehr nicht ineinander löslichen Komponenten auf. Verbundwerkstoffe sind im Gegensatz hierzu makroskopisch quasihomogene jedoch mikroskopisch heterogene Werkstoffe zweier nicht ineinander löslicher Komponenten. In FVK, die den Verbundwerkstoffen zuzuordnen sind, den Fasern die Aufgabe zu, die Kräfte aufzunehmen. Die Matrix übernimmt die Funktion, die Kräfte in die Fasern einzuleiten, diese in ihrer Position zu fixieren, zu

stützen, die eingeleiteten Kräfte von Faser zu Faser zu übertragen, zu homogenisieren und die Fasern gegen Umwelteinflüsse zu schützen [4, 29–31].

Durch die Kombination werden spezifische Festigkeiten und Steifigkeiten erzielt, welche die klassischen Konstruktionswerkstoffe wie Metalle und unverstärkte Kunststoffe nicht erreichen können. Weiterhin zeigen FVK ein hohes Energieabsorptionsvermögen, geringe thermische Ausdehnungskoeffizienten, gute Dämpfungseigenschaften und nicht zuletzt erhöhte Beständigkeit gegenüber Witterung und Korrosion [4, 30].

Werden Faserverbundwerkstoffe eingesetzt, muss neben ihrer Anisotropie bei der Konstruktion der Bauteile beachtet werden, dass Fasern aufgrund ihrer Geometrie im Stande sind hohe Zugspannungen aufzunehmen, unter Druckbelastung aber zum Knicken neigen [29, 31, 32].

2.1.1 Grundlegendes mechanisches Verhalten faserverstärkter Kunststoffe

Auftretende Schädigungsarten in faserverstärkten Kunststoffen

Grundsätzlich wird bei der Schädigung von FVK zwischen verschiedenen Schädigungsarten unterschieden: dem Faserbruch, dem Zwischenfaserbruch und der Delamination. Die beschriebenen Mechanismen können sowohl getrennt voneinander als auch in Kombination auftreten [4, 33, 34].

Der Faserbruch beschreibt i.d.R. nicht das Versagen einzelner Fasern, sondern ganzer Faserbündel durch einen Riss quer zur Längsrichtung der Bündel. Die Ursache für dieses Versagen ist fast ausschließlich bei parallel zur Faserrichtung auftretenden Spannungen zu suchen. Durch Faserbruch kommt es meist zu einem großen Steifigkeitsabfall der Gesamtstruktur, da die Festigkeiten der Fasern voll ausgenutzt werden und nach einem Faserbruch die versteifende und verfestigende Funktion der Fasern wegfällt. Nach Schürmann [4] kann es durch ein allmähliches Versagen aufgrund von großen Spannungsunterschieden innerhalb der Struktur zu einem „quasi-duktilen-Versagen“ bei FVK kommen. Das Versagen der auf Druck belasteten Faserlagen durch Ausknicken, wird als Schubknicken bezeichnet und ist in Abbildung 2.1 links schematisch dargestellt. Das Versagen durch Zugbeanspruchung ist vereinfacht in Abbildung 2.1 rechts dargestellt.

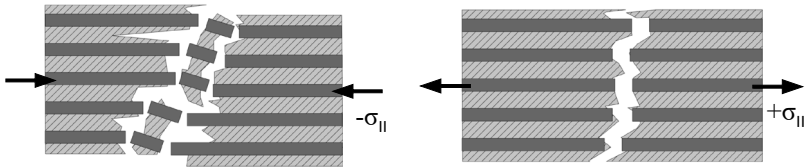


Abbildung 2.1: Auftreten des Faserbruchs in Abhängigkeit von der Beanspruchungsrichtung. Links: Druckbelastung/Schubknicken, Rechts: Zugbelastung, [35].

Der Zwischenfaserbruch hingegen stellt ein Versagen in der Matrix zwischen den Fasern oder an der Faser/Matrix-Grenzfläche dar und wird in den meisten Fällen von quer zur Faserrichtung auftretenden Spannungen ausgelöst, wie es in Abbildung 2.2 links verdeutlicht wird. Ein Zwischenfaserbruch, abweichend von den Hauptspannungsrichtungen, ist aufgrund der anisotropen Eigenschaften von FVK möglich. Die zur Ausbildung von Zwischenfaserbrüchen notwendigen Spannungen sind im Vergleich zum Faserbruch aufgrund der niedrigeren Matrixfestigkeit deutlich geringer. Wie in Abbildung 2.2 rechts gezeigt, können Zwischenfaserbrüche gestoppt werden, wenn diese den Übergang zu einer Laminatschicht mit abweichender Faserorientierung erreichen [4, 33].

Von Delamination wird hingegen gesprochen, wenn eine flächige Trennung von einzelnen Schichten innerhalb des Laminats durch ein Versagen der Matrix oder der Faser/Matrix-Grenzflächen eintritt. Auslöser hierfür sind sowohl Schubspannungen zwischen den einzelnen Schichten des Verbundes als auch senkrecht zu den Laminatschichten auftretende Normalspannungen. Wie in Abbildung 2.2 rechts gezeigt, sind häufig Zwischenfaserbrüche Ausgangspunkte von Delamination.

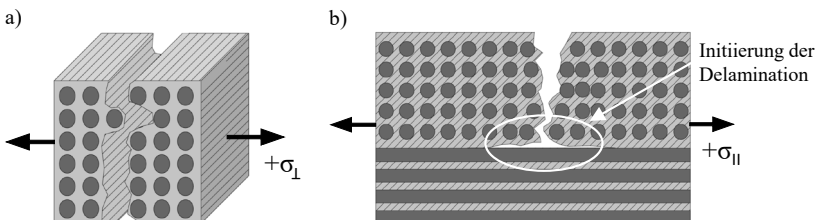


Abbildung 2.2: a) Entstehung eines Zwischenfaserbruchs durch Zug quer zur Faser, b) die Initiierung von Delamination aufgrund eines Zwischenfaserbruchs, nach [35]

Neben Zwischenfaserbrüchen können auch schlagartige Belastungen (Impact) durch ihre lokal wirkenden hohen Beanspruchungen Delamination in Laminaten auslösen. Impactlasten sind insbesondere dann kritisch, wenn große Steifigkeitssprünge an den Grenzflächen von Schichten unterschiedlicher Faserausrichtung innerhalb des Laminats auftreten oder durch zusätzliche aufgeklebte Komponenten entstehen [4, 33].

Einfluss von Stufen im Laminataufbau faserverstärkter Kunststoffe

Durch lokal eingebrachte zusätzliche Schichten, wie zum Beispiel Faserlagen oder metallische Einleger, entstehen Stufen im Laminat, welche lokal die Faserarchitektur stören. Schematisch sind zwei aufeinander folgende Stufen in Abbildung 2.3 dargestellt. Diese lokal eingebrachten Störungen führen entlang der Stufe zu einer Krümmung der Fasern, zu Kerben und zu harzreichen Bereichen, den sogenannten Harztaschen. Die so entstehenden Spannungsspitzen sind proportional zur Stufenhöhe [4].

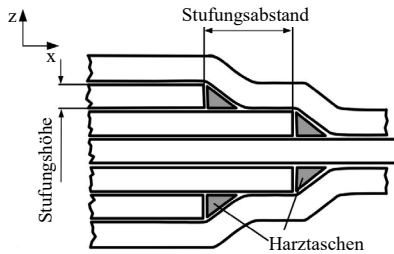


Abbildung 2.3: Schematische Darstellung von eingebrachten Laminatstufen durch Querschnittsverjüngungen [4]

Der Einfluss der Faserkrümmung ist abhängig von der Höhe der Stufe im Laminat. Niedrige Stufenhöhen führen zu einer Reduzierung der faserparallelen Druckfestigkeit, wohingegen höhere Stufen aufgrund der entstehenden interlaminaren Aufziehspannungen zu Delaminationen führen [4].

Bei Untersuchungen zum Einfluss von Harztaschen von Helmy und Hoa [36] an glasfaserverstärkten Kunststoffen, in die zusätzliche Schichten ins Laminat eingebracht wurden, zeigte sich unter Zugermdung, dass die Rissinitierung an den entstehenden Harztaschen erfolgte. In der Folge breitete sich Delamination im Laminat aus. Beide Effekte sind auf die an den Harztaschen entstehenden Schubspannungen zurückzuführen.

Durch Pottmeyer [21] wurde der Einfluss der Integration von Inserts und entstehender Harztaschen auf die zyklischen Eigenschaften bei Auszugsversuchen untersucht. Gebhardt [18] stellt dazu zwei Insertvarianten vor. Eine Referenzgeometrie aus einer runden Grundplatte und einer aufgeschweißten Gewindebuchse und eine Variante mit strukturoptimierter Geometrie und flach auslaufender Grundplatte (vgl. Abbildung 2.4). Bei den von Gebhardt vorgestellten Insertvarianten kam es in Versuchen mit zyklischen Belastungen zu Rissen im Laminat [21], die ihren Ursprung in Harztaschen hatten. In Folge der fortwährenden zyklischen Belastung breiteten sich diese Risse zu großflächiger Delamination aus.

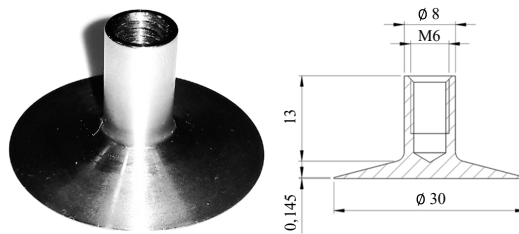


Abbildung 2.4: Geometrie der strukturoptimierten Insertvariante [18]

Im Gegensatz zu Metallen kann bei FVK keine Plastifizierung im Kerbgrund stattfinden, wodurch entstehende Spannungen nicht abgebaut werden können. Dies hat zur Folge, dass die elastischen Verformungen auch unter statischen Lasten zu einer Rissbildung in umliegenden Schichten führen können, die zu einer Verringerung der Bruchfestigkeit führt. Bei zyklischen Lasten führen Spannungsumlagerungseffekte in benachbarte Schichten bei erhöhten Bruchlastspielzahlen zu einer Verringerung des Einflusses von Kerben [37].

Ermittlung der mechanischen Eigenschaften faserverstärkter Kunststoffe unter Biegebelastung

Zur Ermittlung der mechanischen Eigenschaften von Strukturbauteilen wird, wie von Mildner [38] vorgeschlagen, ein Drei-Punkt-Biegeversuch genutzt. Bei Drei-Punkt-Biegeversuchen gelten zunächst die Annahmen, dass gerade und symmetrische Prüfkörper verwendet werden, keine Formveränderung des

Querschnitts im Versuch auftritt und gleiche Steifigkeiten im Zug- und Druckbereich vorhanden sind. Gelten diese Annahmen, können aus der zu messenden Durchbiegung und den auftretenden Kräften die Materialparameter Biegesteifigkeit und -festigkeit ermittelt werden [39].

Werden die Prüfkörper auf die Auflager aufgelegt (vgl. Abbildung 2.5 a)) und das Biegemoment über eine mittig positionierte Druckfinne aufgebracht, kann idealisiert von einem einachsigen Verformungsversuch ausgegangen werden. Die größte Durchbiegung stellt sich in der Mitte des Prüfkörpers ein (vgl. Abbildung 2.5 a)). Der Grund hierfür ist, dass das größte Biegemoment im Querschnitt der aufgebrachten Last herrscht, das bis zu den Auflagern linear abnimmt. Hieraus ergibt sich, wie in Abbildung 2.5 b) und c) dargestellt, ein inhomogener Spannungs- und Dehnungszustand. In der unteren Hälfte des Prüfkörperquerschnitts treten Zugspannungen und die daraus resultierende Streckung auf, wobei in der oberen Hälfte des Prüfkörperquerschnitts Druckspannungen und, daraus resultierend, eine Stauchung eintritt. Die Schicht, welche die beiden Spannungsbereiche voneinander trennt, wird als neutrale Faser bezeichnet und befindet sich bei gleicher Druck- und Zugsteifigkeit und symmetrischen, homogenen Prüfkörpern in der Mitte des Querschnitts. Die Bereiche auf den Oberflächen des Prüfkörpers werden als Randfasern bezeichnet, hier treten die größten Spannungen auf [39, 40].

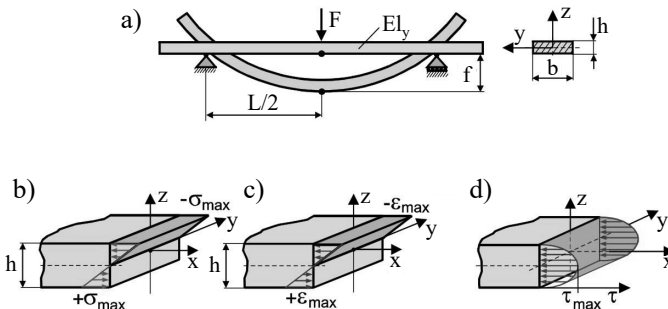


Abbildung 2.5: Idealisierter Spannungszustand im 3-Punkt-Biegeversuch.
 a) Dreipunkt-Biegeprüfkörper, b) Normalspannungsverteilung,
 c) Normaldehnungsverteilung, d) Schubspannungsverteilung, nach [41].

Zunächst kommt es bei einer ausreichend hohen Durchbiegung zu einer Schädigung in den Randfasern. Aufgrund des inhomogenen Spannungszustandes

kommt es im Prüfkörpervolumen mit größer werdendem Abstand zur Oberfläche zunehmend nur noch zu elastischen Verformungen. Die maximalen Schubspannungen treten indes entlang der neutralen Faser auf, wie in Abbildung 2.5 d) schematisch dargestellt ist.

Bei der Prüfung von Laminaten treten diese Schubspannungen auch zwischen den Einzelschichten auf und führen zur Scherung und daraus resultierend zu Delamination. Da diese vermieden werden sollen, ist ein ausreichend großes Verhältnis von Auflagerabstand zur Prüfkörperdicke zu wählen. Will man hingegen die interlaminare Scherfestigkeit eines FVK untersuchen, kann ein absichtlich kurzer Auflagerabstand genutzt werden [41]. Da CFK eine höhere Zug- als Druckfestigkeit besitzt, wird bei gleichen Spannungen auf der Druck- und Zugseite die Festigkeit der Druckseite früher erreicht und es kommt zu einem verfrühten Versagen [4] durch das in Abbildung 2.1 a) gezeigte Schubknicken.

2.1.2 Dynamisches Verhalten faserverstärkter Kunststoffe

Betrachtet man das dynamische Verhalten faserverstärkter Kunststoffe muss zwischen dem Einfluss der Verformungsgeschwindigkeit (Dehnrates) und dem Einfluss eines punktuellen Impacts unterschieden werden.

Dehnratenabhängigkeit

Der Einfluss der Dehnrates auf die mechanischen Eigenschaften von FVK hängt maßgeblich vom Lagenaufbau und den Belastungsbedingungen ab. Von Taniuchi et al. [42] geprüfte UD-Lamine zeigten quer zur Faserorientierung einen ausgeprägten Einfluss der Dehnrates auf die Zugfestigkeit und den Zug-Modul. Hsiao et al. [43] stellten bei der Untersuchung des Einflusses der Verformungsgeschwindigkeit auf die mechanischen Eigenschaften quer zur Faserrichtung unter Druck einen Anstieg des Druckmoduls und der Festigkeit fest. In Faserrichtung konnte hingegen kein Einfluss festgestellt werden [42]. Von Zhou et al. [44, 45] wurde ebenfalls kein Einfluss auf die Festigkeit oder Bruchdehnung von Kohlenstofffasern, die im Bündel geprüft wurden, festgestellt. Bei parallel zur Faser eingeleiteten Druckkräften wurde ebenfalls von

Taniguchi et al. ein Anstieg der Bruchdehnung und auch der Festigkeit gezeigt, wohingegen sich für den Druckmodul keine signifikante Veränderung ergab. Der Grund für dieses Verhalten unter Druck und Zug besteht darin, dass das mechanische Verhalten längs zur Faserrichtung von den Fasern dominiert wird. Quer zur Faserrichtung hingegen bestimmen die viskoelastischen Eigenschaften der Matrix das mechanische Verhalten. Unter Druck spielt die stützende Wirkung der Matrix auf die Fasern eine zunehmende Rolle.

Werden die Eigenschaften von Kreuzlaminaten unter Biegung untersucht, zeigen sich teils widersprüchliche Ergebnisse. Bei von Sánchez-Sáez et al. [46] und Lifshitz et al. [47] untersuchten Prüfkörpern erfolgte die Initiierung des Schadens im Bereich der größten Zugspannungen auf der Prüfkörperunterseite. Es konnte bei steigender Verformungsgeschwindigkeit eine verringerte Festigkeit festgestellt werden, wohingegen die Steifigkeit konstant blieb. In Untersuchungen von Schmack et al. [48] und Wiegand [49] hingegen trat das Versagen der Laminat auf der Oberseite im Bereich der höchsten Druckspannungen auf. Die Festigkeitswerte zeigten bei Prüfgeschwindigkeiten zwischen 6,5 m/s und 10 m/s einen Anstieg um 56% [49] und von mindestens 20% [48], wohingegen sich die Steifigkeiten nicht veränderten. Dieses Verhalten wird von Wiegand auf die höheren Zugfestigkeiten im Vergleich zu den Druckfestigkeiten zurückgeführt. Laut Schmack et al. [50] sind die beschriebenen Ergebnisse so einzuordnen, dass eine Festigkeitssteigerung bei zunehmender Prüfgeschwindigkeit zu erwarten ist, falls das Versagen durch faserparallele Druckbeanspruchung eintritt. Bei Versagen durch Zugspannungen auf der Unterseite wurde keine Abhängigkeit von der Prüfgeschwindigkeit beobachtet.

Einfluss schlagartiger Beanspruchung

Impact stellt bei FVK einen kritischen Belastungszustand dar, da durch diesen die (Rest-) Festigkeit deutlich reduziert werden kann. Der Grund hierfür sind das spröde Versagensverhalten der Fasern, die im Vergleich geringe Festigkeit der Matrix und die ungleichmäßige Spannungsverteilung um den Impactpunkt, siehe Abbildung 2.6.

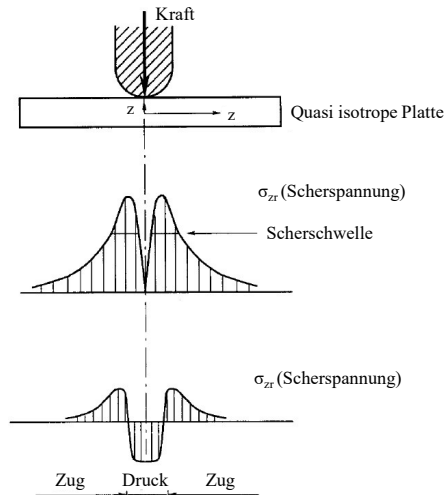


Abbildung 2.6: Spannungsverlauf bei Impact, übersetzt nach [51]

Daher kommt es laut Choi et al. [52] ab einer kritischen Impactenergie zu Delaminationen. Der Grund hierfür sind laut Luo et al. [53] die bereits in Abschnitt 2.1.1 beschriebenen Versagensarten Faserbruch und Zwischenfaserbruch. Schematisch ist die Entstehung von Delamination und deren Fortschritt aufgrund von Zwischenfaserbrüchen in Abbildung 2.7 dargestellt. Faserbrüche hingegen treten meist auf der dem Einschlagpunkt entgegengesetzten Laminateseite auf. Diese sind wiederum auf die hohen Zugkräfte durch die durch den Impact hervorgerufene Biegung zurückzuführen [4, 51]. Äußerlich können nach einem Impact, je nach Energie, lokal Verformungen des Laminats beobachtet werden. In Ergänzung kann es zu sichtbarem Versagen der Matrix und der Fasern kommen [53].

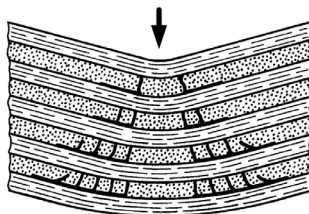


Abbildung 2.7: Durch Impact induzierte Schadensausbreitung im FVK-Laminat [4]

Caprino [54] konnte eine Reduzierung der Festigkeit eines CFK-Laminats nach einem Impact in Zugversuchen nachweisen. Eine Reduzierung der Zugfestigkeit um bis zu 25 % trat selbst dann ein, wenn keine äußerlichen Schäden am Laminat festzustellen waren. Reichten die Aufprallenergien hingegen aus, um auch äußerliche Schäden herbeizuführen, wurde eine Reduktion der Zugfestigkeit um bis zu 50 % beobachtet.

In Untersuchungen in der ersten Projektphase des SPP1712 wurde der Einfluss eines Impacts auf ein in ein CFK-Laminat integriertes Insert und das Laminat an sich bereits von Muth et al. [28]* und Pottmeyer et al. [55]* evaluiert. Hier wurde die bereits beschriebene Neigung zu Delamination durch die integrierten Lasteinleitungselemente noch weiter verstärkt, was anhand von computertomographischen Aufnahmen nachgewiesen werden konnte. In den Untersuchungen wurde ein punktueller Impact mit Energien zwischen 6J und 16J durchgeführt. Bei einer Impactenergie von 16J wurde die Restfestigkeit auf ca. 50 % der quasistatischen Festigkeit ohne Vorschädigung reduziert [28, 55]*.

2.1.3 Ermüdungsverhalten faserverstärkter Kunststoffe

Das Ermüdungsverhalten beschreibt die Ausbreitung von Schäden in einem Werkstoff aufgrund zyklischer mechanischer Belastung, Temperaturwechsel oder aufgrund von Strahlung. Charakteristisch ist, dass es bei zyklischer Beanspruchung zur Schädigung des Werkstoffes kommen kann, auch wenn die Belastung unterhalb der zur Initiierung von Schäden im quasistatischen Versuch nötigen Last stattfindet [56]. Das Schädigungsverhalten von Metallen lässt sich maßgeblich mit homogenem und isotropen Mikro- und Makrorisswachstum beschreiben. Für FVK ist dies aufgrund des heterogenen anisotropen Schädigungsverhaltens nicht möglich. Neben dem Versagen der beiden Komponenten, Faser und Matrix, spielen auch Effekte wie Delamination, das Ablösen der Faser/Matrix Grenzfläche und deren gegenseitige Wechselwirkungen eine entscheidende Rolle [57].

Ermittlung von Wöhlerkurven zur Beschreibung des Ermüdungsverhaltens

Zur Charakterisierung des Ermüdungsverhaltens von FVK, Metallen und auch Klebeverbindungen werden Wöhlerkurven durch Einstufenversuche (ESV) aufgenommen [37, 58]. Es handelt sich um Dauerschwingversuche mit einer konstanten Lastamplitude (σ_a) bei einer ebenfalls konstanten Mittellast (σ_m) und maximalen Last (σ_{max}). Die Lastamplitude wird durch Gleichung (2.1) definiert. σ_o ist als die Last am oberen Totpunkt der Schwingung, σ_u als die Last am unteren Totpunkt der Schwingung definiert.

$$\sigma_a = \frac{1}{2} \cdot (\sigma_o - \sigma_u) \quad (2.1)$$

Die Mittellast ist in Gleichung (2.2) definiert und berechnet sich ebenfalls aus σ_o und σ_u .

$$\sigma_m = \frac{1}{2} \cdot (\sigma_o + \sigma_u) \quad (2.2)$$

Das Verhältnis von σ_o zu σ_u definiert das Spannungsverhältnis (R) (vgl. Gleichung (2.3)). Per Definition besitzen Druckspannungen ein negatives und Zugspannungen ein positives Vorzeichen.

$$R = \frac{\sigma_o}{\sigma_u} \quad (2.3)$$

Bei der Durchführung dieser Versuche dient entweder das Erreichen einer vorher definierten Lastspielzahl oberhalb derer kein Versagen mehr zu erwarten ist, der Dauerfestigkeitsschwingzahl (N_D), oder das Eintreten eines Versagenskriteriums als Abbruchkriterium. Die Grenzspannungsamplitude unterhalb derer kein Versagen, unabhängig von der Lastspielzahl, zu erwarten ist, ist als Dauerfestigkeit definiert. Mögliche anwendbare Versagenskriterien sind ein Steifigkeitsabfall um einen definierten Wert, die Bildung eines bestimmten Längen überschreitenden Anrisses, das vollständige Versagen des Prüfkörpers [59] oder das Erreichen einer vorher definierten Durchbiegung des

Prüfkörper. Die Ergebnisse werden in einem Wöhlerdiagramm dargestellt. Diese ergeben sich aus einer doppeltlogarithmischen Auftragung der wirkenden Lastamplitude über der Bruchlastspielzahl (N_B), bei konstantem R und ebenfalls konstanter Mittelspannung [59].

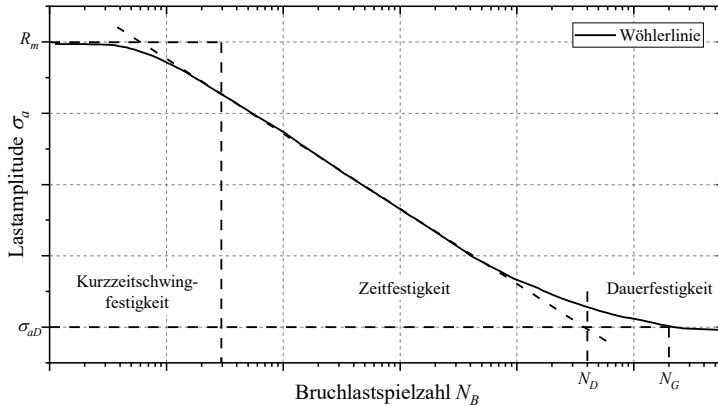


Abbildung 2.8: Im Wöhlerdiagramm werden verschiedene Bereiche unterschieden: die Kurzeitschwingfestigkeit, die Zeitfestigkeit und die Dauerfestigkeit, nach [60]. Die Grenzlastspielzahl (N_G) definiert die Lastspielzahl ab der ein Versuch als Durchläufer gewertet wird. Lastspielzahlen über Dauerfestigkeitsschwingzahl (N_D) werden der Dauerfestigkeit zugeordnet.

Abhängig vom Eintreten eines bestimmten Versagenskriteriums erfolgt die Einteilung der Ergebnisse in die Kurzeitschwing-, Zeit- und Dauerfestigkeit, wie in Abbildung 2.8 dargestellt. Die materialabhängige N_D kann mit 10^6 bis 10^7 Lastspielen angenähert werden [59].

Zyklisches mechanisches Verhalten faserverstärkter Kunststoffe

Für das Verhalten von FVK unter zyklischer Belastung ist neben der Belastungsart und den wirkenden Kräften auch die Geschwindigkeit, mit der die Schädigungsprozesse ablaufen, von zentraler Bedeutung [61, 62]. Allgemein ist die Resistenz gegenüber Ermüdung bei FVK höher einzuschätzen als bei metallischen Werkstoffen [63], wie Abbildung 2.9 schematisch zeigt.

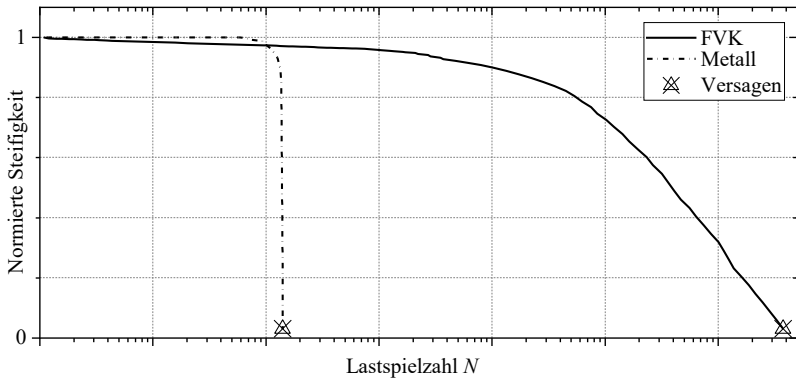


Abbildung 2.9: Vergleich der Lebensdauer von FVK und Metallen bei kleinen Schwingspielen anhand der auf die Anfangssteifigkeit normierten Steifigkeiten, übersetzt nach [64]

Dennoch führen auch hier Belastungen unterhalb der quasistatischen Festigkeit zu Schäden im Laminat, was zu einer allmählichen Degradation der Steifigkeit führt und letztendlich für das Versagen verantwortlich ist (vgl. Abbildung 2.9). So wird bei faserdominiertem Versagen etwa 80% der Ausgangsfestigkeit erreicht [65]. Im Vergleich zu zyklischen Zugbelastungen führen zyklische Druckbelastungen zu einer vergleichsweise größeren Verringerung der Festigkeit [37].

Auftretende Spannungen führen zu Mikroschädigungen im FVK. Bei Belastung in Faserrichtung findet zunächst innerhalb des Bauteils eine Umlagerung der Spannungen auf nicht geschädigte Bereiche statt, wodurch die positiven Eigenschaften von Fasern unter zyklischer Belastung zum Tragen kommen. Wird hingegen quer zur Faserrichtung belastet, dominiert das Verhalten der Matrix die Ermüdungseigenschaften. Dies ist der Grund dafür, dass das Verhalten der 90°-Lagen innerhalb eines Kreuzlaminats, die zyklischen Eigenschaften des Laminats maßgeblich beeinflusst [34, 66]. Von Quaresimin et al. [67] wird gezeigt, dass bereits durch geringe zyklische Lasten und bei niedrigen Lastspielzahlen erste Schädigungen im Bauteil hervorgerufen werden. Dies hat in Verbindung mit der Lastumlagerung im Bauteil zur Folge, dass zunächst ein allmählicher Steifigkeitsabfall zu beobachten ist, die Restfestigkeit aber erst nahe des endgültigen Versagens zurückgeht. Schematisch ist dieses Verhalten in Abbildung 2.10 abgebildet.

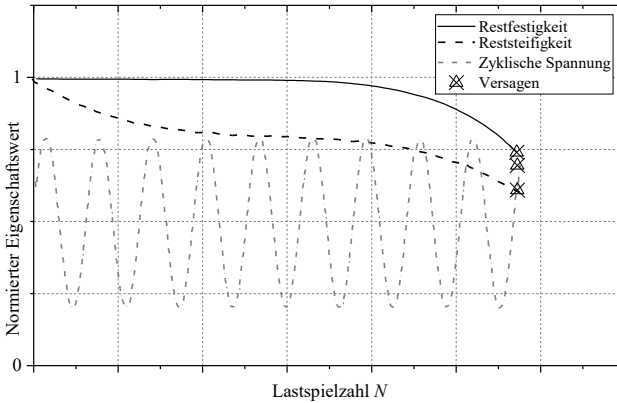


Abbildung 2.10: Schematische Steifigkeitsdegradation eines FVK unter zyklischer Belastung, übersetzt nach [66]

Da das Versagen von FVK unter zyklischer Belastung meist ohne Vorankündigung und spröde eintritt, wurde der Begriff „Sudden-Death“ von Chou und Croman [68] zur Beschreibung dieses Verhaltens geprägt.

In Abbildung 2.11 ist das Schädigungsbild von FVK dem metallischer Werkstoffe unter zyklischer Belastung schematisch gegenübergestellt. Hier ist neben der gegenseitigen Wechselwirkung der auftretenden Schädigungsmechanismen auch der Einfluss des Winkels zwischen Last- und Faserrichtung gezeigt. Auch die räumliche Verteilung der Mechanismen [62] ist in Abbildung 2.11 zu erkennen.

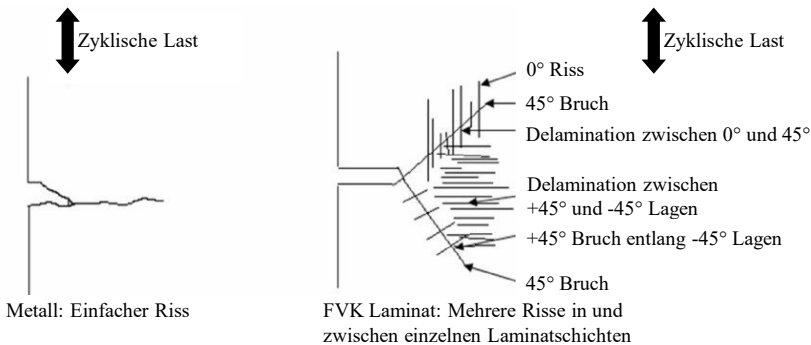


Abbildung 2.11: Vergleich von Versagen und Schädigungszone unter zyklischer Belastung bei Metallen und FVK, übersetzt nach [64]

Werden CFK-Lamine zyklischen Biegebelastungen ausgesetzt, ist eine auftretende Schädigungsform die Delamination, welche im Bereich der größten Schubspannungen in der Laminatmitte auftritt und sich ausbreitet. Ein Druckversagen der Laminatoberseite durch Knicken der Fasern wurde ebenfalls beobachtet [69].

Das Ermüdungsverhalten bei zyklischer Belastung kann laut Feng et al. [69] in drei Stadien unterteilt werden. Zunächst kommt es zu Rissen in der Matrix in Schichten, die eine von der Belastungsrichtung abweichende Faserorientierung aufweisen. Infolgedessen kommt es zu einem Steifigkeitsabfall, der bereits von Hahn [70] und Harris [62] beschrieben wurde. Aufgrund der unterschiedlichen thermischen Ausdehnungskoeffizienten von Matrix und Faser (vgl. Abschnitt 2.3.5) kommt es beim Abkühlen zu Mikrorissen in der Matrix, die wiederum die Initiierung von Schäden begünstigen [37, 71]. Matrixrisse bilden sich bevorzugt an Fehlstellen im Laminat, die in der Fertigung durch Poren, Falten oder durch Fehlansichtungen der Fasern hervorgerufen werden. Im letzten Stadium kommt es zu einer allmählichen Reduktion der Steifigkeit. Diese resultiert aus sich ausbreitender Delamination infolge der entstandenen Matrixrisse. In diesem Stadium findet der Hauptteil der Gesamtlebensdauer des Laminates statt. Das Totalversagen tritt infolge eines plötzlichen Steifigkeits- und Festigkeitsabfalls ein.

Lebensdauerprognosen für faserverstärkte Kunststoffe

Eine einfache Beschreibung der Lebensdauer von FVK ist aufgrund der verschiedenen miteinander wechselwirkenden Schädigungsmechanismen, der beschriebenen Komplexität des Ermüdungsverhaltens von FVK und der hohen Anzahl an möglichen Einflussparametern nur schwer umsetzbar. Die Anwendung von Modellen anderer Werkstoffe ist aufgrund des grundsätzlich anderen Schädigungsverhaltens nicht möglich [71]. Bei der zyklischen Belastung von FVK kommt es in der Regel zu einem allmählichen Abfall der Steifigkeit im Verlauf des Versuchs. Im Gegensatz hierzu erfolgt ein Abfall der Festigkeit erst kurz bevor das Totalversagen eintritt. Auf dieser Basis wurden Prognosen entwickelt, die den Steifigkeitsabfall im Verlauf der Zeit mathematisch beschreiben [71]. Ogin beschreibt in [72] ein Konzept zur Beschreibung des zyklischen Verhaltens von Kreuzlaminaten. Es wurde ein Zusammenhang zwischen der Ausbildung von Matrixrisen und einem eintretenden proportionalen

Steifigkeitsabfall beobachtet. Hierdurch konnte ein Modell entwickelt werden, das den Steifigkeitsabfall in Abhängigkeit der durchlaufenen Lastspiele und des Lastniveaus beschreibt. Der Vergleich zwischen dem so prognostizierten Steifigkeitsverlauf und dem in einem Experiment ermittelten Steifigkeitsverlauf für ein konstantes Lastniveau sind in Abbildung 2.12 dargestellt. Wird eine Grenzsteifigkeit als Versagenskriterium definiert, lässt sich eine Lebensdauerprognose mit diesem Modell erstellen.

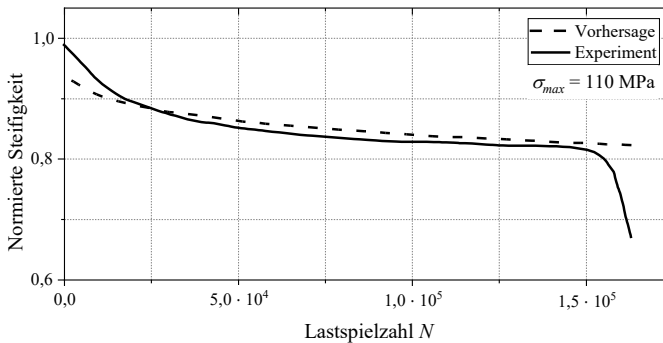


Abbildung 2.12: Steifigkeitsvorhersage und zugehöriges Experiment, nach Ogil [72]

Nach dem Fatigue-Modulus-Konzept, das ebenfalls die Steifigkeitsdegradation heranzieht, wird die Schädigung zu einem bestimmten Zeitpunkt über die Zunahme der Dehnung im Vergleich zum Ausgangszustand beschrieben. Das Versagen eines Prüfkörpers wird in diesem Fall so definiert, dass der Reststeifigkeitsmodul einen vorher festgelegten Schwellwert, den Ermüdungsmodul, erreicht [37].

2.1.4 Einfluss thermischer Belastungen auf faserverstärkte Kunststoffe

Der Einfluss thermischer Lasten auf FVK bezieht sich aufgrund der deutlich höheren Empfindlichkeit der Matrix gegenüber Temperaturschwankungen primär auf deren Verhalten. Das Verhalten der Fasern wird daher größtenteils vernachlässigt [4].

Eine Erhöhung der Temperatur führt im Allgemeinen bei Polymeren zu einer Verringerung der Steifigkeiten, was wiederum die Stützwirkung der Matrix auf

die Fasern verringert und die Eigenschaften unter Druckspannungen beeinflusst. Die Reduzierung der Matrixsteifigkeit führt zu Spannungsumlagerungen von der Matrix in die Fasern. Dies kann sich laut Schürmann [4] dennoch günstig für die Gesamtstruktur auswirken. Ebenfalls können Spannungsspitzen durch Relaxationsprozesse abgebaut und thermisch induzierte Eigenspannungen, die bei der Fertigung entstanden sind, reduziert werden. Im Fall der Reduzierung der Temperatur wird eine Zunahme der Steifigkeit beobachtet. Die Temperaturreduzierung führt auch zu einer Verlangsamung von Relaxations- und Kriechprozessen [4, 73, 74].

Die Grenze der Einsetzbarkeit ist bei duromeren Polymeren durch den Glasübergangsbereich definiert. Die mittlere Temperatur dieses Bereichs wird als Glasübergangstemperatur (T_g) bezeichnet. Oberhalb von T_g ist die thermische Energie im System so groß, dass es ohne den Einfluss äußerer Kräfte zur Umlagerung von Molekülen und ganzen Kettensegmenten kommen kann. Dies kann bei duromeren Systemen zur Nachvernetzung führen.

Thermisch induzierte Eigenspannungen in faserverstärkten Kunststoffen

Die Auswirkungen auftretender Temperaturschwankungen innerhalb des Lebenszyklus des FVK sind im Allgemeinen deutlich größer als die der absoluten Temperatur. Die sich stark voneinander unterscheidenden thermischen Ausdehnungskoeffizienten der eingesetzten Matrix und der Fasern spielen eine große Rolle. Es kann zur Behinderung der jeweiligen Verformungen kommen, was wiederum die Ausbildung thermisch induzierter Eigenspannungen zur Folge hat [4].

Die Höhe der thermisch induzierten Eigenspannungen hängt dabei nicht nur von der Differenz der thermischen Ausdehnungskoeffizienten ab, sondern auch von den Steifigkeiten der in Wechselwirkung stehenden Werkstoffe. Ebenso spielt auch die Differenz der spannungsfreien Temperatur und der herrschenden Temperatur eine Rolle. Die spannungsfreie Temperatur kann bei Epoxid-Matrixsystemen mit der Aushärtetemperatur angenähert werden [13, 75]. Für FVK spielt in diesem Zusammenhang die Faserorientierung zusätzlich eine Rolle, da beispielsweise Kohlenstofffasern in Faserlängsrichtung einen negativen thermischen Ausdehnungskoeffizienten aufweisen. Dies führt dazu, dass sich in Laminaten mit unterschiedlicher Faserorientierung neben

thermisch induzierten mikromechanischen Eigenspannungen innerhalb einer Schicht auch makromechanische Eigenspannungen zwischen den Laminatschichten ausbilden [4].

Eigenspannungsabbau im Zeitverlauf

Durch die bereits erwähnten Relaxationsprozesse aufgrund der viskoelastischen Eigenschaften von Polymeren, kann es über den Zeitraum von mehreren Wochen [4] zum Abbau von Spannungsspitzen kommen, was wiederum einen positiven Einfluss auf die Verbundfestigkeiten haben kann [58, 76]. Der zweite mögliche Prozess zum Abbau von Eigenspannungen ist eine Schädigungsinitiierung durch Mikrorisse. In beiden Fällen können sich nach Schürmann [4] die Eigenschaften des Laminats zwischen Einsatzzeitpunkt und Herstellung stark verändern.

Einfluss thermischer Zyklisierung

Von Mahdavi et al. [77] wurden die Auswirkungen thermischer Zyklisierung zwischen -196°C und $+140^{\circ}\text{C}$ auf die Eigenschaften von CFK-Laminaten mit Epoxidharzmatrix untersucht. Es treten zwei konkurrierende Prozesse auf: Die bereits beschriebene Nachvernetzung sowie die Ausbildung von Mikrorissen aufgrund der thermisch induzierten Eigenspannungen [77]. Aus der Reduzierung der interlaminaren Scherfestigkeit um ca. 10% nach thermischer Zyklisierung schließen Mahdavi et al., dass die entstehenden Mikrorisse im Vergleich zur Nachvernetzung einen größeren Einfluss haben [77]. Eine ähnlich große Reduktion der Zugfestigkeit, ca. 6% nach thermischer Zyklisierung an Glasfaser/Epoxid Laminaten, wurde von Ghasemi und Moradi [78] nachgewiesen.

2.1.5 Korrosive Degradation faserverstärkter Kunststoffe

Neben dem Einfluss der Temperatur auf die mechanischen Eigenschaften von FVK ist auch der Einfluss korrosiver Medien von Bedeutung, da FVK nicht diffusionsdicht gegenüber Medien sind. Es ist anzumerken, dass speziell die Feuchteaufnahme von Kohlenstofffasern vernachlässigbar gering ist und die Empfindlichkeit der Matrix auf Feuchte eine übergeordnete Rolle spielt [4].

Im Folgenden wird der Einfluss von Wasserdampf beziehungsweise Salzwassernebel beleuchtet, da dieser Einfluss auch Gegenstand der experimentellen Untersuchungen der vorliegenden Arbeit ist. Grundsätzlich existieren zwei Arten der Wassereinlagerung in die polymere Matrix. Entweder lagern sich Wassermoleküle zwischen den Ketten ein und vergrößern dadurch den Abstand der Ketten zueinander, als Quellen bezeichnet. Oder die Wassermoleküle kondensieren in Mikroporen aus [79]. Diese Mikroporen entstehen meist an der Grenzfläche von Faser und Matrix. Salzhaltige Umgebungen spielen bei der Kombination von FVK mit Metallen eine Rolle und werden daher in Abschnitt 2.3.6 beschrieben [80].

Die zwischen den Ketten eingelagerten Wassermoleküle wirken bis zu einem gewissen Grad wie ein Weichmacher, was eine Reduzierung der Steifigkeit und einen Anstieg der Schlagzähigkeit nach sich zieht. Große Querspannungen an den Oberflächen entstehen bei Laminaten, die zunächst homogen gequollen sind, deren Oberflächen dann jedoch schneller trocknen als der weiterhin gequollene Kern. Gerade diese Querspannungen können insbesondere bei Biegebelastungen zu einer Reduzierung der mechanischen Kennwerte führen [4, 79, 80].

Der Einfluss von Feuchtigkeit auf CFK-Laminat konnte durch Untersuchungen von Zhang et al. [81] nachgewiesen werden. Die untersuchten Laminat hatten nach sieben Tagen ca. 1% an Feuchtigkeit aufgenommen. Diese Aufnahme führte im Anschluss zu einer Reduktion der Biegefestigkeit um 7%.

2.2 Metallische Werkstoffe

Die zweite Hauptkomponente der in dieser Arbeit untersuchten Strukturen bildet ein metallisches Profil. Daher wird in den folgenden Abschnitten zunächst auf die grundsätzlichen mechanischen Eigenschaften der Metalle eingegangen. In den darauffolgenden Abschnitten wird das Verhalten bei dynamischer und zyklischer Last erläutert. Da keine signifikanten Materialveränderungen des hier zum Einsatz gekommenen nichtrostenden austenitischen Chrom-Nickelstahls (*ANSI 1.4301*) zu erwarten sind, wird nicht auf thermische und korrosive Eigenschaften des verwendeten metallischen Werkstoffes eingegangen [82].

2.2.1 Grundlegendes mechanisches Verhalten metallischer Werkstoffe

Metalle verhalten sich im Gegensatz zu FVK in der Regel quasi-isotrop. Der Grund hierfür ist im vielkristallinen Aufbau der metallischen Werkstoffe und bei nicht vorhandener Textur, in deren regellosen Körnerorientierung zu finden. Im Vergleich zu FVK ist das Verformungsvermögen der meisten Metalle hoch. Die Möglichkeit plastischer Deformation kann zu einem Abbau von Spannungsspitzen führen. Im Crashfall können durch die plastische Deformation des Metalls große Energien absorbiert werden [83–85].

Zunächst kommt es beim Aufbringen einer äußeren Last zur Verschiebung der Atome aus ihrer Gleichgewichtslage im Werkstoff und einer daraus resultierenden reversiblen elastischen Verformung. Der Grad der elastischen Verformung bei gegebener äußerer Last wird durch den E-Modul bestimmt. Wird die anliegende Kraft weiter erhöht, kommt es nach dem Erreichen der Fließgrenze durch Versetzungsgleiten zur irreversiblen plastischen Verformung des Werkstoffs. Nimmt diese plastische Verformung weiter zu, verfestigen Metalle gewöhnlich, was zu einer Erhöhung der Fließspannung führt. Steigert man die Beanspruchung weiter, kommt es bei großen plastischen Verformungen zum Bruch [83, 86].

2.2.2 Dynamisches Verhalten metallischer Werkstoffe

Wird die Verformungsgeschwindigkeit ausgehend von quasistatischen Versuchen gesteigert, beobachtet man bei Metallen eine Abnahme der Bruchdehnung bei gleichzeitiger Zunahme der Festigkeit und Fließgrenze aber konstantem E-Modul. Dieses Verhalten wird dadurch erklärt, dass mit zunehmender Verformungsgeschwindigkeit mehr zeitabhängige Verformungsanteile, wie beispielsweise das Versetzungsgleiten, unterdrückt werden [83, 87].

Bei einer Verzehnfachung der Verformungsgeschwindigkeit unter einachsiger Normalbeanspruchung bei 20 °C, kann von einem Anstieg der Fließgrenze des in der vorliegenden Arbeit untersuchten Stahls von ca. 8 % ausgegangen werden [88, 89].

2.2.3 Ermüdungsverhalten metallischer Werkstoffe

Bei zyklischer Belastung von Metallen kommt es auch bei Belastungen deutlich unter der quasistatischen Zugfestigkeit zu zyklischen, plastischen Dehnungsanteilen und Gefügeveränderungen. Im weiteren Verlauf der Belastung kommt es zu mikroskopischen Anrissen, die von Kerben oder Fehlstellen ausgehen. Diese Anrisse erreichen bei fortwährender Belastung makroskopische Abmessungen. Es folgt die Phase des stabilen Risswachstums. Wird die Zugfestigkeit des Restquerschnitts erreicht, kommt es zu instabilem Risswachstum und zum Versagen [59].

Die Beschreibung der Lebensdauer metallischer Werkstoffe erfolgt in einstufigen Versuchen in Verbindung mit der jeweiligen erreichten Bruchlastspielzahl und basiert beispielweise auf einem Modell nach Morrow [90]. Hierfür wird ein empirisch ermittelter Zusammenhang zwischen der zyklischen Spannungs-Dehnungskurve (ZSD) aus einem Mehrstufenversuch, oder auch Laststeigerungsversuch (LSV) und dem Verlauf der sich aus ESV ergebenden Wöhlerlinie (vgl. Abschnitt 2.1.3) hergestellt. Bei einem LSV wirkt zunächst eine vorgegebene Lastamplitude auf die Prüfkörper, die nach dem Erreichen der Sättigung der Dehnungsamplitude schrittweise erhöht wird, bis das Prüfkörpersversagen eintritt. Der Verlauf wird nach Basquin [91] im Zeitfestigkeitsbereich durch Gleichung (2.4) beschrieben.

$$\sigma_a = \sigma_b \cdot (N_B)^b \quad (2.4)$$

σ_b stellt den Ermüdungsfestigkeitskoeffizienten, b den Ermüdungsfestigkeits-exponenten und N_B die Bruchlastspielzahl dar. Nachdem in den LSV die Sättigung erreicht wird, bleibt die Dehnungsamplitude zunächst konstant und die Spannungs-Dehnungs-Hysteresekurven schließen sich. Trägt man diese Sättigungsdehnungsamplituden doppeltlogarithmisch gegen die Spannungsamplituden auf ergibt sich die ZSD. Eine mathematische Beschreibung der ZSD ist durch Gleichung (2.5) gegeben.

$$\sigma_a = k' \cdot (\varepsilon_{p,a})^{n'} \quad (2.5)$$

$\varepsilon_{p,a}$ stellt die plastische Dehnungsamplitude dar. Die Steigung in dem Bereich, in dem $\varepsilon_{p,a}$ das Verformungsverhalten dominiert, beschreibt den Ermüdungsverfestigungsexponenten n' , wohingegen k' einen anpassbaren Kurvenparameter darstellt [59, 90].

Abbildung 2.13 zeigt den schematischen Verlauf einer ZSD, links in linearer Form und rechts in doppeltlogarithmischer Form mit der Steigung n' [92].

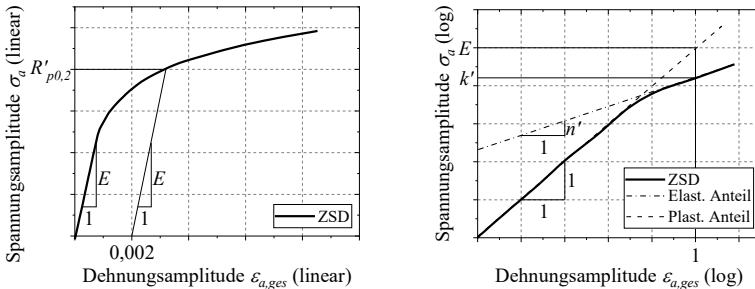


Abbildung 2.13: Darstellung einer ZSD in linearer (links) sowie doppeltlogarithmischer (rechts), Auftragung nach [92]

Morrow [90] liefert mit Gleichung (2.6) einen empirischen Zusammenhang zwischen b aus Gleichung (2.4) und n' aus Gleichung (2.5). Wobei sich nach Radaj [59] für metallische Werkstoffe Werte zwischen -0,05 und -0,12 für b ergeben. Nähert man wie Bürgel et al. [93] σ_b mit der quasistatischen Bruchspannung an, kann aus den in Gleichung (2.4) bis (2.6) beschriebenen Beziehungen die Bruchlastspielzahl N_B in Abhängigkeit von σ_a abgeschätzt werden.

$$b = \frac{-n'}{1 + 5n'} \quad (2.6)$$

Neben der Spannungsamplitude spielen ebenfalls auftretende Mittelspannungen eine große Rolle bei der erreichbaren Bruchlastspielzahl. Im Vergleich zu mittelspannungsfreien Beanspruchungen gilt für Metalle, im Gegensatz zu FVK, dass sich Zugmittelspannungen negativ und Druckmittelspannungen positiv auf die Lebensdauer auswirken. Dieser Effekt ist laut Radaj [59] auf wirkende Riss-schließungsmechanismen unter Druckbeanspruchung zurückzuführen. Landgraf [94] liefert mit der in Gleichung (2.7) gezeigten Modifizierung

der Basquin-Gleichung eine Möglichkeit zur Berücksichtigung des Mittelspannungseinflusses.

$$\sigma_a = (\sigma_b - \sigma_m) \cdot (N_B)^b \quad (2.7)$$

Neben den Grundgleichungen nach Basquin und Morrow bezieht die von Starke und Eifler entwickelte *Phybal*-Methode [95–97] auch physikalische Messgrößen wie elektrische Widerstände und Wärmemessungen am Prüfkörper mit ein. Es wird ein linearer Zusammenhang zwischen der plastischen Dehnungsamplitude und den beschriebenen physikalischen Größen angenommen. Dieser Zusammenhang ist auf die unter andauernder schwingender Belastung auftretenden mikrostrukturellen ermüdungsbedingten Veränderungen zurückzuführen. Wird während eines Laststeigerungsversuchs die Temperatur des Prüfkörpers betrachtet, so wird über die Laststufe, ab der es zu einer ersten messbaren Temperaturerhöhung kommt, bei der *Phybal*-Methode die Dauerfestigkeit ($\sigma_{a,LIT}$) abgeschätzt. Durch ergänzende Einstufenversuche kann σ_b nach Auflösen von Gleichung (2.4) bestimmt und eine modifizierte ZSD ermittelt werden. In Abbildung 2.14 ist ein schematischer Verlauf eines Laststeigerungsversuchs und der ergänzenden physikalischen Messgrößen gezeigt. In diesem Zusammenhang stellt $\sigma_{f,LIT}$ die Bruchlaststufe dar [95, 97].

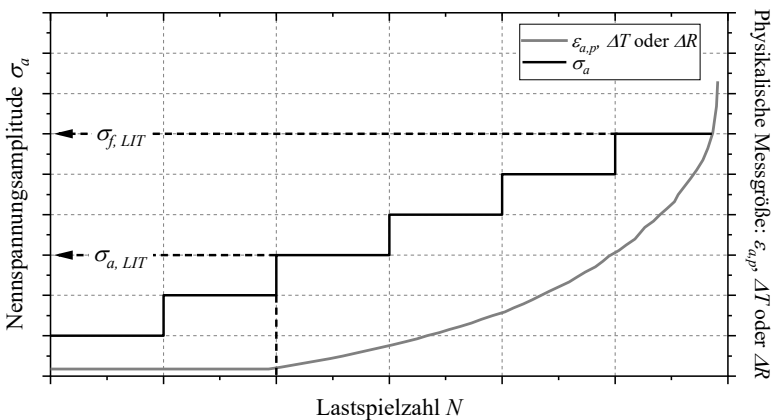


Abbildung 2.14: Schematischer Zusammenhang zwischen wirkenden Spannungen sowie physikalischen Messgrößen während eines LSV nach [96]

2.3 Hybridisierung

Neben den spezifischen Eigenschaften der beiden eingesetzten Komponenten, FVK und Metall, spielen auch die Eigenschaften und Randbedingungen, die sich aus deren Verbindung ergeben, eine große Rolle. Zunächst werden daher die verschiedenen Hybridisierungskonzepte erläutert, bevor auf das sich hieraus ergebende mechanische Verhalten der Verbindung eingegangen wird.

2.3.1 Hybridisierungskonzepte

Werden innerhalb eines Gesamtsystems oder auch auf der Bauteilebene sich grundlegend unterscheidende Werkstoffe miteinander kombiniert, spricht man im Kontext des MMD von der Hybridbauweise. Das Ziel dieser Bauweise ist es, jedes Material gemäß seiner werkstoffspezifischen Eigenschaften dort einzusetzen, wo eben diese auch aus wirtschaftlichen und technologischen Gesichtspunkten bestmöglich ausgenutzt werden können [10].

Dröder et al. [98] beschreiben dies für FVK/Metall-Hybridbauteile. Die metallische Komponente kommt dort zum Einsatz, wo aufgrund der duktilen Eigenschaften des Metalls, beispielweise durch einen Impact, auftretende Energien besser absorbiert werden können und für FVK kritische Belastungen senkrecht zur Faserrichtung vermieden oder reduziert werden können. FVK werden durch hohe, parallel zur Faserrichtung aufnehmbare Kräfte ausgezeichnet. Durch einen Einsatz von FVK auf der auf Zug belasteten Seite eines Hybridbauteils kann dessen Biegefestigkeit und Steifigkeit im Vergleich zu einer rein metallischen Struktur gesteigert werden. Gleichzeitig kann aufgrund der besseren gewichtsspezifischen Eigenschaften auch dessen Gewicht reduziert werden.

Nach Nestler [99] und Hummelberger et al. [100] kann zwischen der extrinsischen und intrinsischen Hybridisierung unterschieden werden, wie es in Abbildung 2.15 zu sehen ist. Neben der Unterscheidung zwischen der Hybridisierungsart wird ebenfalls danach unterschieden, auf welcher Ebene diese stattfindet. Nestler unterscheidet zwischen der Scheiben-/Plattenebene, der Strukturebene und der Bauteilebene [99].

In dieser Arbeit werden auf der Bauteilebene intrinsisch hybridisierte Lastträger untersucht, die aus einem metallischen Hutprofil und einem kohlenstofffaserverstärkten Kunststoff bestehen. Zusätzlich ergibt sich durch den eingesetzten Schaumstoffkern zwischen den beiden Komponenten eine sandwichartige Struktur. Durch den Kern wird zum einen eine Stützwirkung für die Deckschichten, FVK und Metall erreicht, zum anderen nimmt dieser auch Querschubkräfte auf [85]. Sandwichbauteile zeichnen sich daher neben hohen Biegefestigkeiten ebenfalls auch durch deren Biegesteifigkeit aus. In den folgenden Abschnitten werden die beiden Hybridisierungsarten weiter voneinander abgegrenzt.

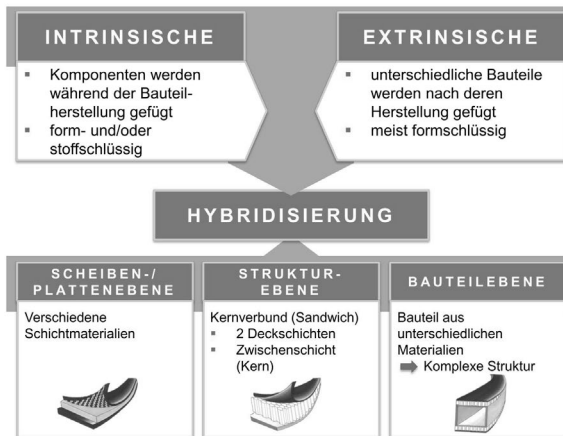


Abbildung 2.15: Gegenüberstellung von intrinsischer und extrinsischer Hybridisierung auf der Bauteilebene [15]

Extrinsische Hybridisierung

Von einer extrinsischen Hybridisierung wird gesprochen, wenn diese erst durch einen der Fertigung der Einzelkomponenten nachgeschalteten Fügeprozess zustande kommt. Es kommen Fügemethoden wie Schraub- oder Nietverbindungen genauso in Frage wie thermische Fügeverfahren sowie das Verschweißen oder Kleben durch Aufschmelzen und Erstarren des Kunststoffes. Letztere Methoden sind aufgrund des in dieser Arbeit verwendeten duromeren Matrixsystems ohne die Verwendung einer thermoplastischen Zwischenschicht als Fügeelement nicht anwendbar [76]. Bei Verwendung von Schraub-

oder Nietverbindungen müssen zur Einbringung der Verbindungselemente Bohrungen im FVK eingebracht werden. FVK, insbesondere kontinuierlich verstärkte Kunststoffe weisen geringere Lochleibungsfestigkeiten auf. Daher wird die Verbindungsfestigkeit herabgesetzt und folglich das Leichtbaupotential nicht voll ausgeschöpft [13]. Für die in dieser Arbeit zur Anwendung kommenden Komponenten bleiben daher nur kalte mechanische Verbindungstechnologien oder das Kleben als stoffschlüssiges Fügeverfahren [101]. Das Kleben kommt bei FVK insbesondere aus wirtschaftlichen und den beschriebenen technologischen Gründen zum Einsatz [102]. Anwendung findet es auch in dieser Arbeit, da eine mechanische und thermische Schädigung des Bauteils so vermieden werden kann.

Die Verbindung kommt beim Kleben durch eine Anhaftung des Klebstoffs an den Werkstoffoberflächen durch Adhäsion zustande, wohingegen die Festigkeit des Klebstoffs durch Kohäsion bestimmt wird [101]. Je nach verwendetem Kleber kann eine Verbindung zwischen ungleichartigen und gleichartigen Werkstoffen hergestellt werden [58]. Eine möglichst optimale Ausnutzung der Werkstoffeigenschaften wird beim Kleben auch durch die (groß-)flächige Kraffeinleitung ermöglicht [101, 103]. Wie stark der Klebstoff an den Fügepartnern anhaftet, hängt stark von deren Benetzbarkeit und der Vorbehandlung ab. Unter Vorbehandlung wird zunächst das Reinigen der Oberflächen und im Anschluss eine mechanische Aufrauung und der mögliche Auftrag eines Haftvermittlers verstanden [76, 101, 104]. Die sich nach einer mechanischen Aufrauung der Fügeiteiloberfläche ergebende Verbindung ist in Abbildung 2.16 dargestellt. Unebenheiten und Hinterschneidungen füllen sich mit Klebstoff, wodurch stärkere Haftkräfte erreicht werden.

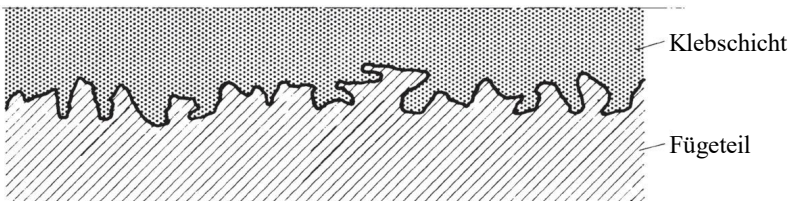


Abbildung 2.16: Formschlüssige Verbindung durch mechanische Adhäsion [58]

Die Anwendbarkeit von Klebstoffen wird vor allem dort eingeschränkt, wo eine Lösbarkeit der Verbindung unerlässlich ist. Des Weiteren treten bei Klebstoffen in der Regel Alterungseffekte unter Umwelteinflüssen auf. Ebenso besitzen sie eine Kriechneigung unter Langzeitbeanspruchung [58, 103].

Intrinsische Hybridisierung

Im Gegensatz zur extrinsischen Hybridisierung erfolgt bei der intrinsischen Hybridisierung das Fügen der Komponenten bereits während der Konsolidierung des FVK und nicht in einem nachgeschalteten Fertigungsschritt. Hierdurch können zusätzlich notwendige Fügeschritte sowie die Schwächung der Struktur vermieden und das Lasteinleitungsvermögen optimiert werden [105]. Zudem ist zwischen der intrinsisch-integralen Bauweise und der intrinsisch-differentiellen Bauweise zu unterscheiden. Bei der intrinsisch-integralen Bauweise wird die beispielweise metallische Komponente (teilweise) in den FVK integriert. In Abgrenzung hierzu erfolgt bei der intrinsisch-differentiellen Bauweise das Fügen zwar durch die Konsolidierung des FVK, die zusätzliche Komponente wird aber rein adhäsiv ohne zusätzlichen Formschluss mit dem FVK verbunden [106].

Der in dieser Arbeit zu untersuchende, neuartige Ansatz stellt ein neues Konzept zur Realisierung der Hybridisierung dar. Die in der Vergangenheit realisierten Konzepte sind zwei Hauptgruppen zuzuordnen, der lokalen Hybridisierung und den Faser-Metall-Laminaten (FML). Bei der lokalen Hybridisierung wird lokal ein metallischer Einleger in den FVK eingebracht bzw. mit dem FVK verbunden und bei FML eine großflächige Verbindung zwischen FVK und Metall hergestellt. Der in dieser Arbeit untersuchte Ansatz ist der ersten Gruppe zuzuordnen, weist aber auch Eigenschaften von FML auf.

Bei Faser-Metall-Laminaten erfolgt der schichtweise Aufbau abwechselnd aus Metallblechen und FVK. Hierdurch können die vorteilhaften Eigenschaften der Metalle, wie deren Duktilität und die bessere Lastverteilung, und der FVK, wie deren hohe spezifische Steifigkeiten und gute Ermüdungseigenschaften, kombiniert werden. So wird beispielweise die Lebensdauer unter Ermüdungsbelastung gesteigert, da im Metall initiierte Risse von den FVK-Lagen gestoppt und überbrückt werden können. Die Duktilität des Metalls wiederum erhöht die Schadenstoleranz des gesamten Aufbaus [107, 108].

Kommerziell am weitesten verbreitet ist GLARE, eine Kombination aus glasfaserverstärktem Kunststoff und Aluminium. Werden jedoch CFK-Schichten in Verbindung mit Metallen eingesetzt, kann zwar ein höheres Leichtbaupotenzial erreicht werden, es treten aber auch Probleme in Form von thermisch induzierten Eigenspannungen und galvanischer Korrosion auf. Daher wird diese Kombination trotz einiger Forschungsarbeiten bisher nur selten eingesetzt [75, 109].

Beim Konzept der lokalen Hybridisierung dienen metallische Einleger entweder als Lasteinleitungselement oder zur lokalen Verstärkung, wenn zur Herstellung einer Verbindung beispielweise eine Bohrung unerlässlich ist [110, 111]. Lokal eingebrachte Lasteinleitungselemente, die vor der Konsolidierung in den FVK eingebracht werden, sogenannte Inserts, wurden bereits von Pottmeyer [21] und Muth et al. [28]* in der ersten Phase des SPP1712 TP3 eingehend untersucht. Hier wurde eine Schraubverbindung durch Inserts realisiert, deren Einbringung lokal zu einer Ondulation der Fasern führt, ohne diese zu durchtrennen.

Voruntersuchungen im Rahmen des SPP1712 Teilprojektes 3

Während der zweiten Projektphase des SPP1712 TP3 (Abbildung 1.1) erfolgte zunächst die Entwicklung und Untersuchung von grundlegenden Konzepten zur intrinsischen Fügung eines CFK-Laminates und eines metallischen Hutprofils zu einer lasttragenden Hybridstruktur. Als Referenz diente eine Variante bei der die Verbindung von Laminat und Hutprofil extrinsisch über eine nach der Fertigung der Einzelkomponenten realisierte Klebung hergestellt wird [112, 113]*.

Zunächst erfolgte die Entwicklung eines differentiellen Ansatzes, der die intrinsische und extrinsische Hybridisierung kombiniert. Bei diesem Ansatz werden metallische Lasteinleitungselemente, sogenannte Inserts, lokal in das Laminat eingebracht. In einem nachgeschalteten Fügeschritt erfolgt dann die Verbindung einer größeren metallischen Komponente. Im Fall der in TP3 erarbeiteten Lösung (vgl. Abbildung 2.17) erfolgt zunächst die Integration von Inserts (vgl. Abbildung 2.4) in das Laminat und ein metallisches Hutprofil wird über die so hergestellten Verschraubungspunkte mit dem Laminat verbunden. Die Inserts werden in das Laminat integriert, indem die Schäfte der Inserts mit

Hilfe einer eingeschraubten Spitze vor der Infiltration durch die oberen Halbzeuglagen gestochen werden. Durch dieses Vorgehen werden die Fasern lediglich um die Insertschäfte herumgeführt, ohne diese durchtrennen zu müssen.

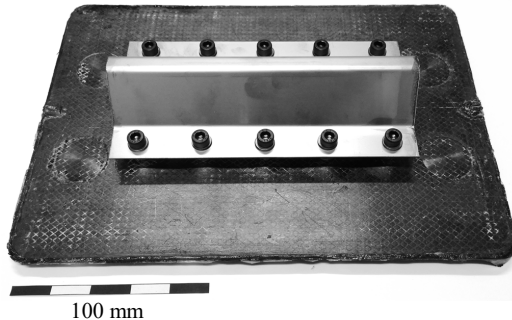


Abbildung 2.17: Beispiel eines Bauteils aus [112, 113]* mit Lasteinleitung über Inserts

Die Lasteinleitung in die Gesamtstruktur erfolgt bei Drei-Punkt-Biegung über die Druckfinne zunächst in das Stahl-Hutprofil. Die mechanischen Eigenschaften der Hybridträgervariante mit Inserts wurde von Muth et al. [112, 113]* mit denen der geklebten Variante hinsichtlich des Einflusses der Verformungsgeschwindigkeit und einer mechanischen Vorschädigung durch Impact verglichen. Bei der Ermittlung der quasistatischen Eigenschaften konnte gezeigt werden, dass die geklebte Variante um ca. 20% höhere Festigkeiten aufweist, was mit der direkten Kraftereinleitung begründet wurde.

Betrachtet man den Einfluss einer mechanischen Vorschädigung durch Impact wird deutlich, dass hier der Vorteil in der Integration der Lasteinleitung liegt. Es konnte gezeigt werden, dass bei der geklebten Variante bereits ab einer Impactenergie von 16J ein deutlicher Verlust der mechanischen Eigenschaften von ca. 40% vorliegt, die auf das (einseitige) Versagen der Klebung zurückzuführen ist. Die Hybridträgervariante mit Inserts zeigte hingegen selbst bei Vorschädigung mit einer Impactenergie von 40J nur einen Verlust von ca. 10% bezogen auf die quasistatischen Festigkeiten ohne Vorschädigung. Es wird deutlich, dass eine Integration der Lasteinleitung in Form von Inserts einen großen Vorteil bei der Schadenstoleranz gegenüber Impact mit sich bringt.

Der Nachteil der Hybridträgervariante mit Inserts besteht in ihrem ca. 60% höheren Gewicht. Werden diese Ergebnisse daher auf das Gewicht der geprüften Hybridträger bezogen, wird der Vorteil, der sich aus der Integration ergibt, durch das deutlich niedrigere Gewicht der geklebten Variante überkompensiert. Die Schlussfolgerung hieraus ist, dass eine direkte Integration des Hutprofils in das Laminat die Vorteile beider Varianten vereint.

Die direkte Integration der metallischen Komponente in das Laminat wurde von Phan [114] und Friedrich [115] untersucht. Es wurden zwei Varianten betrachtet, bei denen die Laschen des Hutprofils vollflächig in das Laminat integriert wurden. Das kann nur erreicht werden, wenn die 90°-Lagen der oberen Biax-Halbzeuglagen entlang des Hutprofils aufgetrennt werden.

Die von Phan [114] untersuchte Variante ohne einen nach der Konsolidierung im Bauteil verbleibenden Kern ist in Abbildung 2.18 a) zu sehen. Die mit dieser Struktur erreichbaren quasistatischen Festigkeiten lagen im Bereich der Insertvariante aus [112]*. Die gewichtsspezifischen Festigkeiten lagen zwar aufgrund des deutlich niedrigeren Gewichts ca. 50% höher, dennoch konnten auch mit dieser Variante nicht die Festigkeiten der geklebten Variante erreicht werden.

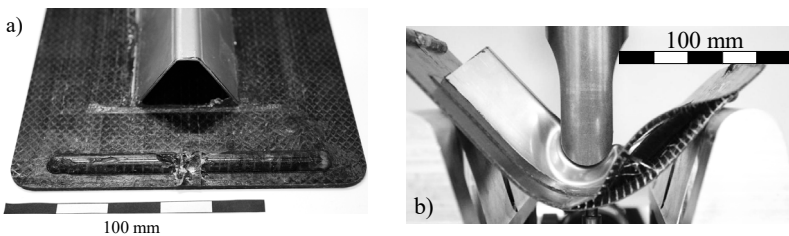


Abbildung 2.18: Integraler Ansatz ohne integrierten Schaumkern, a) nach der Konsolidierung, b) direkt nach Beendigung der mechanischen Prüfung [114]

Der Grund hierfür ist im Verhalten während der mechanischen Prüfung in Abbildung 2.18 b) zu erkennen. Das Hutprofil wird während des Versuchs einseitig so stark deformiert, dass sich die in das Laminat integrierten Laschen aufstellen und eine großflächige Delamination hervorrufen. In der zweiten, durch Friedrich [115] untersuchten Struktur, kam ein Schaumstoffkern zum Einsatz, der auch nach der Konsolidierung in der Struktur verbleibt (vgl. Abbil-

dung 2.19 a)). Hierdurch konnte die einseitige Deformation des Hutprofils verhindert (vgl. Abbildung 2.19 b)) und die Festigkeiten über die der geklebten Variante, ohne Schaumkern, gesteigert werden.

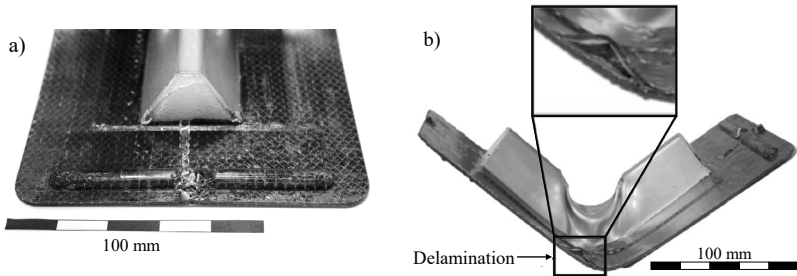


Abbildung 2.19: Integraler Ansatz mit integriertem Schaumkern, a) nach der Konsolidierung, b) nach Beendigung der mechanischen Prüfung [115]

2.3.2 Grundlegendes mechanisches Verhalten von FVK/Metall-Hybridbauteilen

Neben dem mechanischen Verhalten der Grundkomponenten FVK und Metall ist ebenso das mechanische Verhalten der Fügeverbindung wichtig, da sich die Eigenschaften der entstehenden Bauteile auch aus deren Eigenschaften ableiten. Im folgenden Abschnitt wird auf die mechanischen Eigenschaften der Klebeverbindung eingegangen. Neben der Klebeverbindung wird auch in einzelnen Abschnitten auf die intrinsische Hybridisierung oder den FVK/Metall-Hybrid als Ganzes Bezug genommen.

Mechanisches Verhalten einer Klebeverbindung

Das Versagen von Klebeverbindungen erfolgt entweder durch Kohäsions- oder Adhäsionsbruch. Es können neben den reinen Formen aber auch Mischformen vorkommen. Nach Habenicht [58] ergeben sich die in Abbildung 2.20 zusammenfassend dargestellten Brucharten.

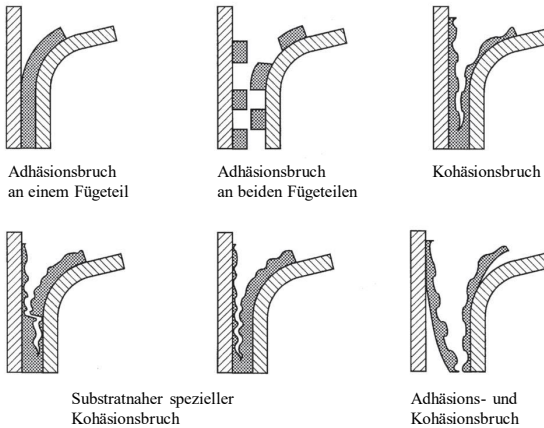


Abbildung 2.20: Brucharten von Klebeverbindungen aus [58] nach [116]

Idealisiert wird von adhäsivem Versagen ausgegangen, wenn auf dem ehemals gefügten Teil keine Klebstoffreste oder am Klebstoff keine Füge­teilreste nachweisbar sind. Im realen Fall sind allerdings immer Reste der Klebstoffpolymere auf der Oberfläche der Füge­teile nachweisbar. Der ideale Kohäsionsbruch tritt dann ein, wenn das Versagen durch einen Riss innerhalb der Klebschicht eintritt. Der Kohäsionsbruch ist damit rein von den inneren Kräften des Klebstoffs abhängig und tritt bei dem, in dieser Arbeit zur Anwendung kommenden, duromeren Klebstoffsystem meist als Sprödebruch auf. Generell weisen duromere Klebstoffsysteme auf Epoxidbasis ein gutes Adhäsionsvermögen gegenüber vielen zu fügenden Werkstoffen auf [58].

Durch die Klebung wird das Verformungsverhalten der Füge­partner im Bereich der Klebung eingeschränkt. Weisen die Füge­partner zusätzlich noch ein unterschiedliches Verformungsverhalten unter äußerer Last auf, führt dies zu inhomogenen und unsymmetrischen Spannungszuständen. Unter der Einwirkung von äußeren Lasten treten vermehrt Spannungsspitzen an den Enden der Klebe­verbindung auf. Ausgelöst werden diese durch Normal- und Schubspannungen und begrenzen damit die Gesamtfestigkeit der Verbindung. Wird das elastische und plastische Verformungsvermögen des Klebstoffs überschritten, kommt es zum Versagen. Besonders kritisch sind dabei an den Enden der Klebung auftretende Zugspannungen, so genannte Schälspannungen, senkrecht

zur Klebefläche, da diese eine vergrößerte Ausprägung der Spannungsspitzen an den Enden der Klebung zur Folge haben [58].

Das Verhalten von Stahlträgern mit auf der Zugseite aufgeklebten CFK-Platten unter Biegung wurde von Deng und Lee [117] untersucht. Das Versagen der Klebung wurde an den Rändern initiiert und auf die bereits beschriebenen Spannungsspitzen an den Enden der Klebung zurückgeführt. Die sich im Anschluss ausbreitende Ablösung führt zunächst auch in den Versuchsdaten zu wiederkehrenden Lastabfällen. Nähert sich die Ablösefront der Mitte der CFK-Platte, werden zusätzlich die Steifigkeit und auch die aufbringbaren Lasten reduziert. Dominiert wird das Versagen durch adhäsives Versagen an der Klebstoff/Stahl-Grenzfläche, wobei mit fortschreitender Schädigung auch kohäsives Versagen und adhäsives Versagen an der Klebstoff/CFK-Grenzfläche beobachtet wird.

Mechanisches Verhalten intrinsisch-integraler Hybride

Bei intrinsisch-integral hybridisierten Komponenten entscheiden auch die Adhäsionskräfte innerhalb der Verbindung darüber, wie groß die aufgenommenen Lasten werden können, bevor die Verbindung und damit die Komponente versagt. Ein Beispiel ist, dass sich durch das Versagen der FVK/Metall-Grenzfläche ein Anriss im Verbund bildet, der sich als Delamination im FVK ausbreitet [7, 118]. Entsprechend ist auch hier die bereits im Abschnitt zur extrinsischen Hybridisierung in Abschnitt 2.3.1 erläuterte Vorbereitung der Metalloberflächen von großer Bedeutung.

Der Einfluss modifizierter Oberflächen wurde durch Gebhardt und Fleischer [119] bereits für den Fall eines in ein CFK-Laminat integriertes Stahlinsert untersucht. Die gewählten Methoden, wie eine Laserstrukturierung, laseradditiv aufgebraachte Stifte, eine kataphorische Beschichtung und Lichtbogenspritzen, haben gemein, dass sie die Oberflächenrauigkeit der bearbeiteten Flächen erhöhen. Mit den gewählten Verfahren konnte die Biegefestigkeit der Verbindung gesteigert werden. Mittels Laserstrukturierung konnte die Verbindungsfestigkeit um 12%, mit laseradditiven Stiften um 27%, durch eine kataphorische Beschichtung um 31% und durch Lichtbogenspritzen ein Anstieg der Biegefestigkeit um 41% erreicht werden. Zusätzlich konnte auch das Auslösen von Delamination an der Grenzfläche erschwert werden.

Wird, wie in dieser Arbeit, lokal ein Metallelement in den FVK eingebracht, entstehen im Verbund um die eingebettete metallische Komponente drei Bereiche mit unterschiedlichen mechanischen Eigenschaften. Der reine FVK Bereich, ein Übergangsbereich, in dem es zu den in 2.1.1 erläuterten Stufen im Laminat kommt und der eigentliche hybride Bereich. Gerade im Übergangsbereich kommt es aufgrund der Steifigkeitssprünge zu Spannungsspitzen [13, 120]. Diesem Einfluss kann durch eine Geometrieoptimierung der Metalllage, wie sie durch Gebhardt [18] erarbeitet wurde, entgegengewirkt werden. Die Grundplatte der integrierten Inserts wurde durch Gebhardt [18] in ihrer Geometrie so optimiert, dass Spannungsspitzen an den Rändern der Grundplatte minimiert werden (vgl. Abbildung 2.4), die Masse des Inserts jedoch gleich bleibt. Das konnte erreicht werden, indem die Grundplatte zu ihren Rändern hin möglichst dünn ausläuft und die Entstehung möglicher Harztaschen verhindert wird. Durch diese Maßnahmen konnte eine Steigerung der Festigkeit im Vergleich zur Verwendung eines Referenzinserts (vgl. Abbildung 2.21) in Auszugsversuchen um 62 % erreicht werden [18].

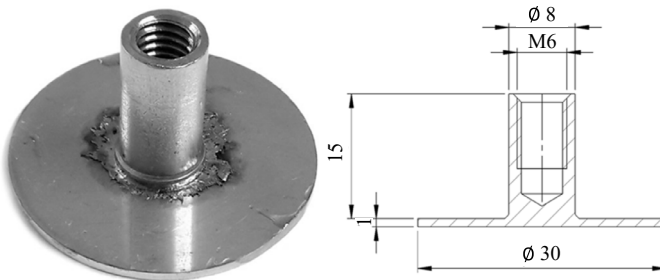


Abbildung 2.21: Geometrie der Referenzinsertvariante [18]

2.3.3 Dynamisches Verhalten einer adhäsiven Bindung

Dehnratenabhängigkeit

Klebstoffe weisen, abhängig von ihrer Art, eine ausgeprägte Dehnratenabhängigkeit auf. Mit erhöhter Verformungsgeschwindigkeit sind eine Zunahme der Steifigkeit und der Festigkeit zu beobachten, wohingegen die Bruchdehnung reduziert wird [121]. Die Begründung ist im viskoelastischen Verhalten der

Polymere zu finden, da mit zunehmender Verformungsgeschwindigkeit die für die Verformung notwendigen molekularen Umlagerungsvorgänge nicht mehr oder nur unvollständig ablaufen können [58]. In der Folge kommt es beim Überschreiten der Grenzverformung zu sprödem Versagen der Klebung. Im Vergleich zu Thermoplasten und Elastomeren ist die Dehnratenabhängigkeit bei Duromeren weniger stark ausgeprägt. Der Grund hierfür ist, dass das Verhalten der Duromere stärker energieelastisch und weniger viskoelastisch geprägt ist [32, 58, 121].

Einfluss schlagartiger Beanspruchung

Impactbelastungen mit hohen Energien und Geschwindigkeiten haben zur Folge, dass die zuvor bereits erwähnten molekularen Umlagerungsvorgänge nicht mehr ablaufen können. Dementsprechend ist für die Verbundfestigkeit entscheidend, wieviel Schlagarbeit durch die Verformung der Komponenten aufgenommen werden kann. Entsprechend sind duromere Klebstoffe anfällig für schlagartige Beanspruchungen, da sie noch stärker eingeschränkte Verformungseigenschaften aufweisen als andere polymere Kleber. Hieraus lässt sich ebenfalls eine geringere spezifische Schlagarbeit ableiten [58].

Am Beispiel eines extrinsisch über Inserts gefügten CFK/Stahl-Hybridträgers konnte dieser Einfluss der Impactenergie auf eine Klebeverbindung von Muth et al. [112]* nachgewiesen werden. Ab einer kritischen Impactenergie, im Fall von Muth et al. 16J, ist ein einseitiges Versagen der Klebung an deren Ende zu beobachten. Mit weiterer Steigerung der Impactenergie ist ebenfalls eine Zunahme der Länge des entstehenden Risses zu beobachten, bis es zum Totalversagen der Klebung kommt. Für einen Hybridträger, bei dem die Lasteinleitung durch integrierte Inserts stattfindet, konnte in der gleichen Arbeit ein deutlich schadenstoleranteres Verhalten beobachtet werden, da es lediglich zu einer leichten Verformung der gesamten Struktur, aber zu keinem Zeitpunkt zum Totalversagen kommt.

2.3.4 Zyklisches Verhalten einer adhäsiven Bindung

Auch unter zyklischer Belastung spielen die an den Enden der Klebeverbindung entstehenden Spannungsspitzen eine große Rolle, wenn es um das Versagen der Verbindung geht. Ebenso wie auch unter quasistatischer Belastung ist das Verformungsvermögen der Klebeschicht von entscheidender Bedeutung, wenn es um den Ausgleich dieser Spannungsspitzen geht. Entsprechend können Klebeverbindungen, bei denen ein Kleber auf thermoplastischer oder Elastomer-Basis eingesetzt wird, eine höhere Lebensdauer aufweisen als bei der Verwendung von Klebern auf Duromer-Basis. Lebensdauerprognosen für Klebeverbindung werden in der Praxis durch lineare Abminderungsfaktoren umgesetzt [58].

2.3.5 Thermische Degradation von FVK/Metall-Hybridbauteilen

Das Verhalten eines polymeren Klebstoffs unterscheidet sich grundsätzlich nicht vom Verhalten der für die Herstellung von FVK eingesetzten Matrixsysteme. Daher spielen auch die bereits in Abschnitt 2.1.4 beschriebenen Effekte und Mechanismen bei der Beschreibung des Einflusses thermischer Lasten auf das Hybridbauteil eine entscheidende Rolle [85].

Eigenspannungen in Klebeverbindungen

In Folge der deutlich unterschiedlichen thermischen Ausdehnungskoeffizienten entstehen beim Fügen von FVK mit Metallen besonders hohe thermisch induzierte Eigenspannungen im Verbund, die vom verwendeten Klebstoff aufgenommen werden müssen. Kann der Klebstoff die entstehenden Eigenspannungen nicht mehr aufnehmen, kann es zu Mikrorissen in der Klebstoffschicht und adhäsivem Versagen kommen. Liegt die Klebstofffestigkeit über der Festigkeit der Fügepartner, kann dies auch zum Versagen der Fügepartner führen [58].

Wird eine Klebeverbindung erwärmt, bilden sich, ausgelöst von den unterschiedlichen thermischen Ausdehnungskoeffizienten, zunächst Druckspan-

nungen in der Fügezone aus. Abhängig von der Dauer der Aufheiz- und Haltezeiten können sich die so entstehenden Spannungen durch Relaxationsprozesse wieder abbauen. Im umgekehrten Fall, der Abkühlung, können die sich ausbildenden Zugspannungen meist nicht vollständig abgebaut werden, da die Relaxationsprozesse bei niedrigen Temperaturen deutlich langsamer ablaufen [58].

Durch Nguyen et al. [122] konnte nachgewiesen, dass durch einen Epoxidkleber ($T_g = 42\text{ °C}$) gefügte CFK/Stahl-Verbindungen empfindlicher auf konstante Temperatureinwirkung reagieren als auf zyklische thermische Belastungen. Die Festigkeit war nach einer thermischen Zyklisierung zwischen 20 °C und 50 °C höher als nach einer konstanten Haltephase auf 50 °C . Untersuchungen von Qin et al. [123] an geklebten CFK/Aluminium-Verbindungen zeigten nach einer thermischen Zyklisierung eine Reduzierung der Scherzugfestigkeiten um bis zu 40%. Dabei änderte sich das Bruchverhalten der Verbindung von kohäsivem Versagen im Klebstoff zu adhäsiv/kohäsivem Mischversagen.

Eigenspannungen in hybriden CFK/Metall-Strukturen

Durch die Integration einer metallischen Komponente in FVK stellen sich nach der Konsolidierung und Abkühlung Druckeigenspannungen im CFK und Zugeigenspannungen im Metall ein. Bei der Integration sind diese höher als bei der Verbindung durch einen nachträglich aufgebrachtene Klebstoff, da der diese Spannungen aufnehmende Harzfilm zwischen den Fasern und dem Metall eine deutlich geringere Dicke aufweist. Die so entstehenden Eigenspannungen sind somit bereits im unbelasteten Zustand vorhanden und können maßgeblich die mechanischen Eigenschaften beeinflussen [14, 75].

Da die maximalen elastischen Dehnungen der Metalle meist unterhalb der Bruchdehnung der eingesetzten FVK liegt, begrenzen nach Stefaniak und Prussak [7] die Stauch- und die Streckgrenze der Metalle die möglichen Anwendungsszenarien eines solchen Verbundes. Die sich durch die Hybridisierung ausbildenden Eigenspannungen im Metall führen zusätzlich noch zu einer Verringerung der Streckgrenze und erhöhen die Stauchgrenze, was ebenfalls durch Stefaniak et al. [13] nachgewiesen werden konnte. In den präsentierten Untersuchungen betrug der Volumenanteil des Stahls im Hybridlaminat 20%, die Streckgrenze des Stahls verringerte sich im Vergleich zum eigenspannungsfreien Zustand durch die induzierten Eigenspannungen um ca. 16%.

Die Restfestigkeit der von Muth et al. [28]* und Pottmeyer et al. [23]* beschriebenen CFK/Insert-Verbindungen wurde hinsichtlich des Einflusses unterschiedlich langer thermischer Zyklierung untersucht. Bereits nach zehn Temperaturzyklen (-40°C bis $+80^{\circ}\text{C}$) reduzierte sich die Restfestigkeit im Auszugsversuch um ca. 20%. Eine weitere Reduzierung der Restfestigkeiten aufgrund der steigenden Anzahl an Mikrorissen mit fortschreitender Dauer der Zyklierung konnte hingegen nicht beobachtet werden.

2.3.6 Korrosive Degradation von FVK/Metall-Hybridbauteilen

Prinzipiell gelten für FVK/Metall-Hybridbauteile unter anderem die gleichen Einflüsse korrosiver Medien, wie sie in Abschnitt 2.1.5 für FVK beschrieben werden. Der Unterschied besteht im Grad der Beeinflussung, wenn die Matrix eines FVK oder der Klebstoff an einer FVK/Metall-Grenzfläche betrachtet wird. Die Schädigung der FVK/Metall-Grenzfläche durch eindiffundierende Wassermoleküle und die beschriebenen Quellvorgänge stellen hier den stärksten Schädigungsmechanismus dar. Der Grund hierfür ist, dass es durch die Schädigung der Grenzfläche zur Ablösung der beiden gefügten Oberflächen kommen kann [58].

Hinzu kommt bei Hybridbauteilen die Beeinflussung der metallischen Komponente durch die korrosive Atmosphäre. Der Einfluss von gleichzeitig ablaufenden Korrosionsvorgängen im Metall führt dazu, dass die Reduzierung der Festigkeit noch deutlich schneller eintreten kann. In diesem Zusammenhang ist insbesondere die elektrochemische Korrosion bei hybriden Werkstoffsystemen aus CFK und Metallen kritisch [58, 124]. Nach Böllinghaus et al. [125] kann eine Aufteilung in sechs Gruppen vorgenommen werden, innerhalb derer kein erhöhtes Risiko zu Kontaktkorrosion vorliegt. Werden jedoch die Grenzen zwischen zwei oder mehr Gruppen überschritten, was bei der Kombination von Stahl (Eisen, Gruppe 3) und CFK (Gruppe 6) der Fall ist, neigt diese Werkstoffpaarung deutlich stärker zu galvanischer Korrosion [125]. Eine genauere Betrachtung ist über die Standardpotentiale der eingesetzten Werkstoffe möglich, dennoch kann auch über diese nicht das gesamte Korrosionsverhalten erklärt werden [125]. Kohlenstofffasern in einer polymeren Matrix weisen mit

ca. $-0,1\text{ V}$ [125] ein deutlich höheres Standardpotential als der eingesetzte Stahl (Eisen) mit ca. $-0,44\text{ V}$ auf [125, 126]. Nach Mandel und Krüger [127] besteht ein erhöhtes Potential zu galvanischer Korrosion, wenn die Differenz der Normalpotentiale $0,1\text{ V}$ übersteigt. Zudem korrodiert der Werkstoff, der das niedrigere elektrochemische Potential aufweist [125, 128, 129]. Der Kontakt der Werkstoffe kann entweder direkt sein oder über einen Elektrolyten wie bspw. Wasser hergestellt werden [130].

Nguyen et al. [131] tauchten in ihren Untersuchungen eine CFK/Stahl-Verbindung für zwölf Monate bei Raumtemperatur in eine Salzlösung. Diese Verbindungen wiesen im Vergleich zu ungeschädigten Verbindungen eine um 17% reduzierte Restzugfestigkeit auf. Nguyen et al. [131] zeigten auch, dass eine wirksame Trennung von CFK und Metall bereits durch vollständig in die Matrix eingebettete Kohlenstofffasern erreicht werden kann. Da dies abhängig vom Fertigungsprozess nicht immer garantiert werden kann, stellen zusätzlich eingebrachte Schichten wie Glasfaservliese ein wirksame Lösung zur Vermeidung von elektrochemischer Korrosion dar [131]. Auch Tavakkolizadeh und Saadatmanesh [124] untersuchten den Einfluss einer Salzlösung auf die galvanische Korrosion an der Grenzfläche von CFK und Stahl. Es konnte gezeigt werden, dass die Korrosionsrate in einem direkten Zusammenhang zur Dicke des eingestellten Klebespalts steht. Je dicker der Klebespalt, desto geringer war auch die Korrosionsrate des Stahls. Der Grund hierfür ist auf die isolierende Wirkung des polymeren Klebstoffs zurückzuführen.

3 Bauteilvarianten und Fertigung

Im folgenden Abschnitt werden die beiden zu untersuchenden Hybridträgervarianten, deren Geometrien, Aufbau und die sich unterscheidenden Preforming-Methoden vorgestellt. Weiterhin werden das Werkzeugkonzept zur Konsolidierung der entstandenen Preforms im RTM-Verfahren und dessen Entstehung, sowie das zu erfüllende Lastenheft erläutert.

3.1 Entwicklung der Hybridträgervarianten

Die beiden zu untersuchenden Varianten der Hybridträger unterscheiden sich primär hinsichtlich der Anbindung der metallischen Komponente an die CFK-Komponente. Von Muth et al. [112, 113]* wurden Hybridträger untersucht, welche die von Pottmeyer [21] und Gebhardt et al. [18, 132] untersuchten Inserts als Verbindungselement zwischen metallischer und CFK-Komponente nutzen. Es zeigten sich bereits die Vorteile von in die CFK-Komponente integrierten Lasteinleitungselementen. Insbesondere bei einer mechanischen Vorschädigung durch Impact zeigten sich diese Vorteile dadurch, dass die integrierten Elemente ein vollständiges Versagen der geschädigten Strukturen aufgrund des Impacts verhinderten.

Die im Rahmen dieser Arbeit untersuchten Hybridträgervarianten stellen generische Modelle zweier Methoden zur Anbindung einer Metallstruktur an ein CFK-Laminat dar. Bei der zu untersuchenden differentiellen Hybridträgervariante wird die metallische Komponente mit dem trockenen Halbzeug zusammen so in das Werkzeug eingelegt, dass diese nur auf dem Halbzeug aufliegt. Die eigentliche Verbindung wird durch das Harz, als Klebeverbindung, hergestellt. Das Konzept der integralen Hybridträgervariante baut auf den Erkenntnissen von Pottmeyer [21] und Muth et al. [27]* auf, wonach bei einer Integration der metallischen Komponente ein Durchtrennen der Fasern in jedem Fall zu vermeiden ist. Hieraus ergeben sich zusätzliche Herausforderungen bei der Herstellung der Preforms, da hier der eigentliche Schritt der Integration abläuft und ein Durchtrennen der Fasern vermieden werden muss.

3.1.1 Ermittlung der optimalen Hutprofilgeometrie

Aus den Simulationen des Projektpartners FAST hat sich die in Abbildung 3.1 gezeigte Geometrie für die in diesem Projekt verwendete metallische Komponente der Hybridträger ergeben [17]*.

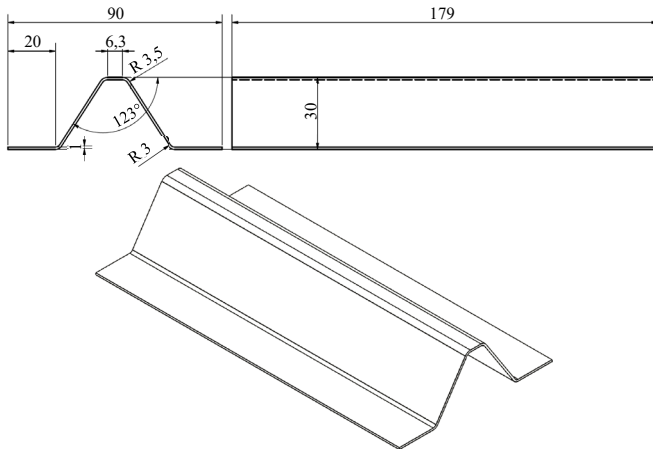


Abbildung 3.1: Technische Darstellung des Profils der differentiellen Hybridträger, Einheit: mm

Die gezeigte Geometrie ist das Ergebnis einer Strukturoptimierung. Die Eingangsgrößen der Optimierung sind in Abbildung 3.2 gezeigt. Das Ziel der Optimierung waren die Minimierung der Masse und gleichzeitig die Maximierung der Energieaufnahme unter Biegebeanspruchung. Die ebenfalls betrachteten Randbedingungen bestanden darin, dass zum einen keine Schädigung im CFK oder der Grenzfläche (Klebung) eintritt, zum anderen aber die Plastizität des Stahls berücksichtigt wurde. Die Optimierung erfolgte mittels *DAKOTA Toolbox* [133].

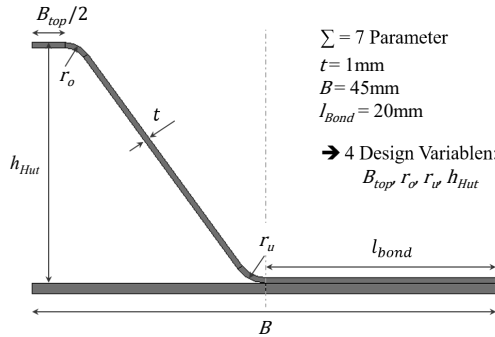


Abbildung 3.2: Modell des zu optimierenden Hutprofils unter Berücksichtigung der Randbedingungen, Wandstärke (t), Länge der Anbindung des Profils an das Laminat (l_{bond}), halbe Breite des Hutprofils (B) und die zu optimierenden Parameter, Höhe (h_{Hut}), obere Breite des Hutprofils (B_{top}) und die beiden Radien r_o und r_u im Übergangsbereich von der Lasche zur Flanke und oberem flachen Bereich, nach [17]*

In Abbildung 3.3 sind neben der letztendlich gewählten Geometrie (Design 190) zwei weitere Varianten abgebildet, die keine optimalen Lösungen darstellen und in Folge dessen verworfen wurden.

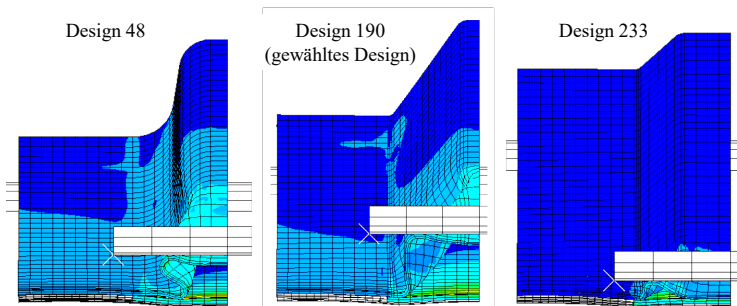


Abbildung 3.3: Simuliertes Verhalten beispielhafter Hutprofilgeometrien im Vergleich zum gewählten Design (Design 190) [17]*

Design 190 weist von allen 446 simulierten Geometrien das höchste Energieabsorptionsvermögen auf, wie in Abbildung 3.4 zu sehen ist. Der Grund hierfür ist die deutlich größere geometrische Versteifung des Profils, da sich bei

Design 190 ein nahezu rechteckiger Querschnitt unterhalb der Druckfinne ausbildet, der im weiteren Verlauf nicht weiter kollabiert. Design 233 hingegen weist einen deutlich flacheren Anfangsquerschnitt auf, der nahezu keine geometrische Versteifung nach sich zieht. Daher wurde dieses Design trotz des geringeren Gewichts verworfen.

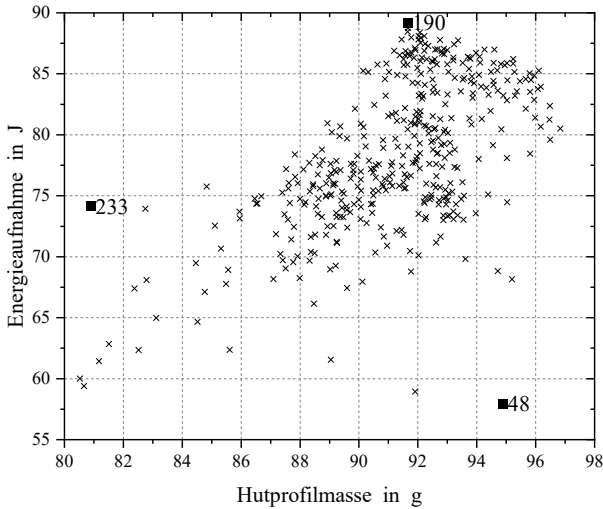


Abbildung 3.4: Auftragung von Masse und Energieabsorptionsvermögen unterschiedlicher Hutprofilgeometrien aus der Optimierungsphase nach [17]*

3.1.2 Besonderheiten des Hutprofils zur Integration in das Faserhalbzeug

Die Hauptherausforderung stellt eine möglichst faserschonende Integration des Hutprofils der integralen Hybridträger in das Laminat dar. Eine Randbedingung ist die Einhaltung des in Abbildung 3.1 gezeigten Querschnitts, um eine Vergleichbarkeit mit den differentiellen Hybridträgern zu gewährleisten. Bereits in der ersten Phase des SPP1712, TP3, wurde mit Hilfe von in Inserts eingeschraubten Spitzen [21] verhindert, dass Fasern bei der Integration der

Inserts während des Preformings durchtrennt werden müssen. Die Lösung stellen daher einzelne schmale Laschen mit Spitze dar, welche durch das Halbzeug gesteckt und anschließend umgebogen werden, wie in Abbildung 3.5 gezeigt.

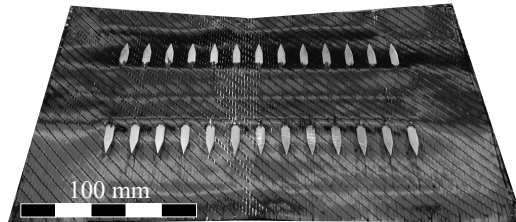


Abbildung 3.5: Laschen des Hutprofils nach dem Durchstecken durch das Halbzeug und dem Umbiegen, nach [134]^{# 1}

Mittels Durchsteckversuchen verschiedener Laschengeometrien an trockenem Halbzeug ergaben sich die in Abbildung 3.6 gezeigten Verschiebungen der Fasern. Es war festzustellen, dass die Nähfäden einen großen Einfluss auf die Verschiebung der quer zu den Laschen verlaufenden Faserbündel haben. In Abbildung 3.6 ist ebenfalls zu erkennen, dass die Ausdehnung der Faserverschiebung quer zur Lasche mit zunehmender Laschenbreite nur in geringem Maße zunimmt.

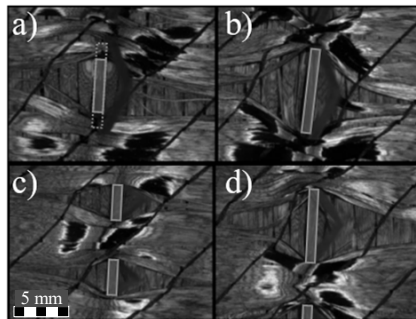


Abbildung 3.6: Deformation des Faserhalbzeugs nach dem Durchstecken der Laschen in Abhängigkeit der Laschenbreite. Der Querschnitt der Laschen ist durch Rechtecke angedeutet (a) Laschenbreite 8 mm, mit Verjüngung auf 5 mm, b) 8 mm, c) 3,5 mm, d) 7 mm [17]^{*}.

¹ Studentische Arbeiten, die im Rahmen der vorliegenden Arbeit entstanden sind, werden im Folgenden mit [#] gekennzeichnet.

Es wurden auch die zum Durchstecken nötigen Kräfte und die Kraftverläufe aufgezeichnet, woraus sich wiederum der Winkel der Laschenspitze ergab, der die geringste Belastung der Fasern zur Folge hat [135].

Um neben der Geometrie auch die Anzahl und den Abstand der Laschen zueinander festlegen zu können, wurden FEM-Simulationen des Hybridträgers mit nur einer mittig positionierten Lasche durch das FAST durchgeführt, die den störenden Einfluss dieser Lasche abbilden. Dies war notwendig, da jede einzelne Lasche aus strukturmechanischer Sicht zum einen eine Störstelle im Laminat darstellt, zum anderen aber auch eine Veränderung der lokalen mechanischen Eigenschaften bewirkt [17]*. Diese Einflüsse können sich bei nebeneinander befindlichen Laschen überlagern. Abbildung 3.7 zeigt neben der durch eine einzelne Lasche verursachten Diskontinuität der σ_{23} -Spannung auch das zur Evaluation verwendete Viertelmodell. In Ergänzung zur σ_{23} -Spannung wurden auch die Spannungen σ_{13} und σ_{33} betrachtet, da diese drei Spannungskomponenten für das Auftreten von Delamination kritisch sind.

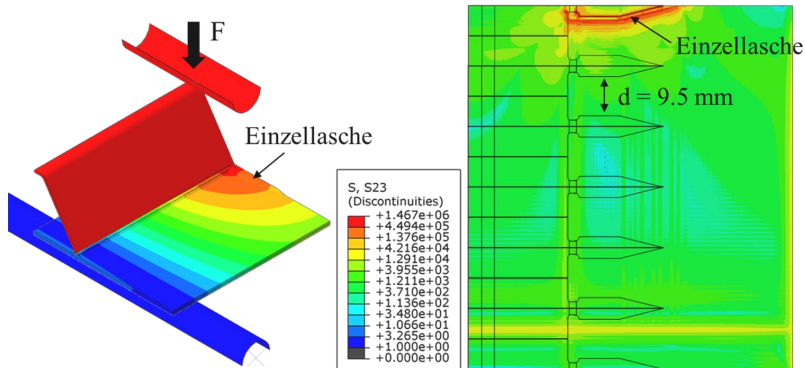


Abbildung 3.7: Simulation eines Viertelmodells des differentiellen Hybridträgers unter 3-Punkt-Biegung zur Abschätzung des Störeinflusses einer Einzellasche: Modellaufbau (links) und durch Lasche verursachte lokale Diskontinuität in der σ_{23} -Spannung (rechts) [17]*

Die aus den Durchsteckversuchen abgeleitete Spitzengeometrie und der sich aus der Simulation ergebende Abstand zwischen den Laschen sind in Abbildung 3.8 gezeigt.

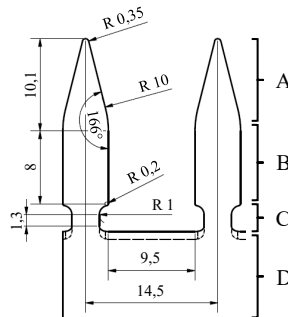


Abbildung 3.8: Geometrie der in das Laminat integrierten Laschen, Einheit: mm.
A: Laschenspitze, B: Lasche, C: Hinterschnitt, D: Hutprofilflanke

Nach dem Durchstecken durch das Halbzeug erfolgt das Umbiegen der Laschen um 90° . Neben einer möglichst faserschonenden Einbringung der Laschen in das Laminat konnte über den in Abbildung 3.8 zu sehenden Hinterschnitt gezielt der Biegeradius und Ort der Deformation eingestellt werden, um wieder den in Abbildung 3.1 gezeigten Querschnitt zu erhalten. Ein weiterer Vorteil ist, dass der lokale Faservolumengehalt sich nicht zu stark vergrößert und eine vollständige Infiltration gewährleistet werden kann. Die Geometrie des Hutprofils der integralen Hybridträger ist in Abbildung 3.9 zu sehen. Auch hier findet die Konsolidierung des Hybridträgers erst im RTM-Prozess statt.

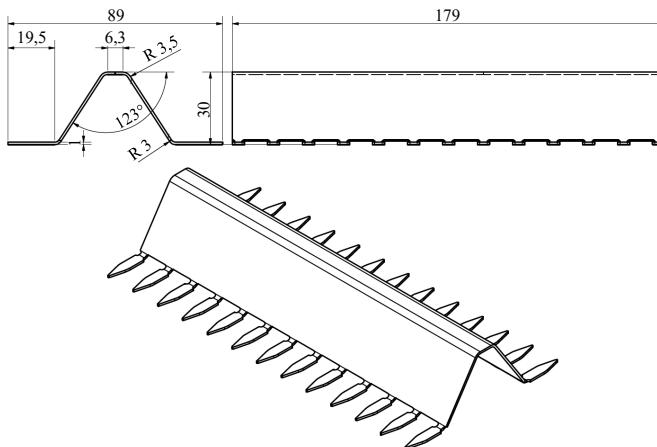


Abbildung 3.9: Profil der integralen Hybridträger, Einheit: mm

3.1.3 Aufbau und Abmessungen der Hybridträger

Es ist zu verhindern, dass sich der Innenbereich des Hutprofils im RTM-Prozess mit Harz füllt, da dies dem Leichtbauziel widersprechen würde. Der Innenbereich wurde daher vor der Infiltration mit neun gefrästen Schaumkernelementen (vgl. Abbildung 3.10) gefüllt.

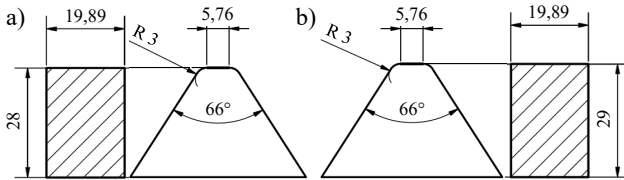


Abbildung 3.10: Geometrie der verwendeten Schaumkernelemente, Einheit: mm. a) für integrale Hybridträger, b) für differentielle Hybridträger

Die Gesamtgeometrie, die sich nach der Konsolidierung der differentiellen Hybridträger einstellt, ist in Abbildung 3.11 gezeigt. In Detail A ist der Übergangsbereich zwischen Laminat und Hutprofil zu sehen. Es findet keine makroskopische Verklammerung des Laminats mit dem Fußbereich des Profils statt. Der Freiraum zwischen dem unteren Radius des Hutprofils und den Schaumkernelementen wird im RTM-Prozess mit Harz gefüllt und bildet eine über die gesamte Länge des Hutprofils durchgängige Harztasche.

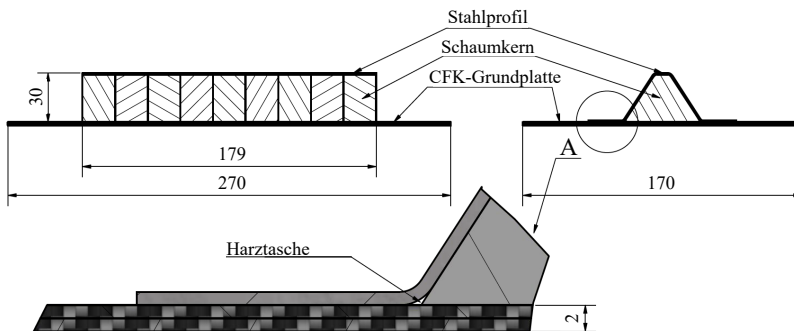


Abbildung 3.11: Geometrie der differentiellen Hybridträger, Einheit: mm

Die Geometrie der integralen Hybridträger ist in Abbildung 3.12 gezeigt. Die abgebildeten Ansichten stellen ebenfalls Schnitte in der Bauteilmitte parallel zu den Bauteilkanten dar. Detail A stellt den Übergangsbereich von Laminat und Hutprofil dar. Vergleicht man analoge Bereiche beider Bauteilvarianten wird deutlich, dass es neben der Klebeverbindung noch zu einer makroskopischen Verklammerung von Laminat und Profil kommt, die durch die Integration der Laschen in das Laminat erreicht wird. Zudem kommt es um jede Lasche durch die Integration zur Bildung einer Harztasche.

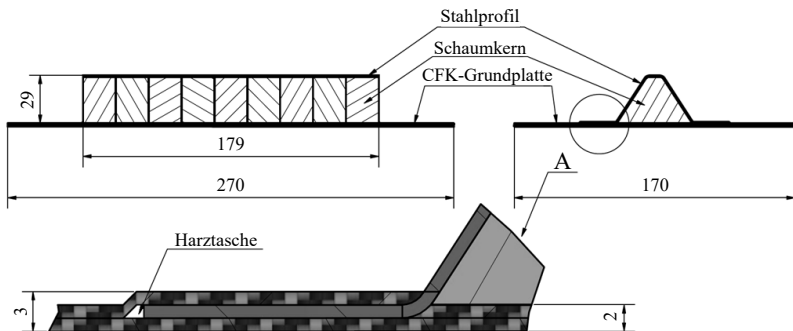


Abbildung 3.12: Geometrie der integralen Hybridträger, Einheit: mm

3.2 Entwicklung des Resin-Transfer-Moulding-Werkzeuges

Zur technischen Umsetzung der Hybridträgerfertigung wurde ein Werkzeugkonzept erstellt, das die flexible Fertigung unterschiedlicher Hybridträgervarianten ermöglicht. Im folgenden Abschnitt wird das entwickelte Werkzeugkonzept vorgestellt. Bei der Umsetzung ergaben sich Randbedingungen aus den Ergebnissen von Vorversuchen und den am wbk existierenden Vorläuferwerkzeugen der ersten Projektphase [18] und weiteren Projekten wie beispielweise von Schwennen [136].

3.2.1 Prozessmerkmale

Im RTM-Verfahren wird ein trockenes Halbzeug in eine Werkzeugkavität eingelegt und mit einem Matrixsystem imprägniert, das durch ein Druckgefälle in die Kavität gelangt [137]. Das RTM-Verfahren stellt insbesondere für komplexe Strukturen eine einfache Lösung dar [105]. Im Niederdruck-RTM-Verfahren, das zur Fertigung der Bauteile im Rahmen dieser Arbeit zum Einsatz kommt, wird das Matrixsystem über einen Überdruck von ca. 9 bar in die Kavität befördert. Ein weiterer Vorteil dieses Prozesses ist, dass eine Nachbearbeitung in den meisten Anwendungen entfallen kann, da eine maßgenaue Fertigung mit beidseitig guten Oberflächen möglich ist [138, 139].

In Abbildung 3.13 ist der prinzipielle Ablauf des RTM-Prozesses gezeigt, der generell in vier Teilprozesse zu unterteilen ist. Im ersten Schritt erfolgt das Einlegen des trockenen Halbzeugs (Preform) in die Werkzeugkavität und das Schließen des Werkzeugs. Hierdurch wird das Halbzeug auf die geplante Laminatdicke komprimiert und erwärmt. Im zweiten Schritt erfolgt die druck- oder volumenkonstante Injektion des flüssigen Matrixsystems über den Anguss. Ist die Kavität gefüllt und Matrix tritt an den Steigern aus, erfolgt die Spülphase. In der Spülphase wird weiter Matrix durch die Kavität gefördert, um Lufteinschlüsse zu entfernen und Trockenstellen im Bauteil zu verhindern. Treten keine Luftblasen mehr an den Steigern aus, werden diese verschlossen und ein Nachdruck über die Infiltrationsanlage aufgebaut. Ist dieser aufgebaut, wird der Anguss verschlossen. Im dritten Schritt härtet das Matrixsystem im beheizten Werkzeug aus. Nach der Aushärtung (Konsolidierung) erfolgt im vierten Schritt das Entformen des gefertigten Bauteils. Das Werkzeug wird anschließend gereinigt und es erfolgt in regelmäßigen Abständen das erneute Auftragen von Trennmittel, um das Anhaften von Matrix und damit ein erschwertes Entformen der Bauteile zu verhindern [138, 140].

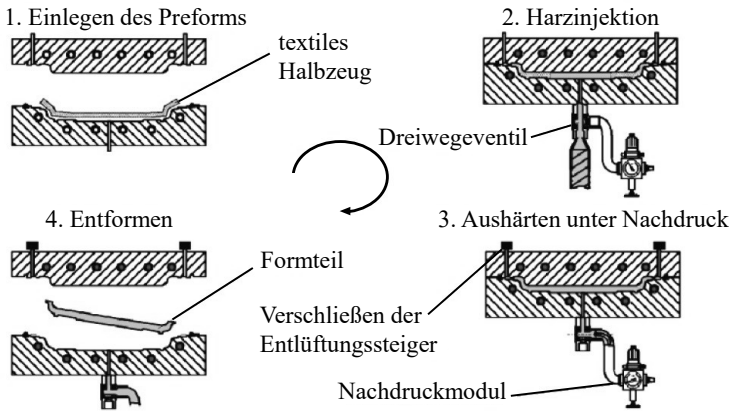


Abbildung 3.13: Ablauf des RTM-Prozesses [140]

Zur Fertigung der in dieser Arbeit zu untersuchenden Hybridträger wird der Prozess modifiziert. Statt einer nur aus trockenem Halbzeug bestehenden Preform werden die einzelnen Komponenten, Metall, Halbzeug und Schaumstoff, zunächst vormontiert und erst im Anschluss in die Werkzeugkavität eingelegt. Bei der Vormontage der Komponenten wird zunächst die metallische Komponente mit dem Halbzeug verbunden (vgl. Abbildung 3.5) und im nächsten Schritt der Schaumkern eingebracht. Durch die anschließende Injektion des Matrixsystems wird nicht nur das Halbzeug infiltriert, sondern auch eine adhäsive Verbindung in Form einer Klebung zwischen Metall-, Schaum- und der FVK-Komponente hergestellt. Durch dieses Vorgehen wird eine zeit- und ressourcenschonende Herstellung von intrinsisch gefügten Strukturen ermöglicht. Bei dieser Art der Fertigung hybrider Strukturen stellt die Minimierung von thermischen Eigenspannungen, hervorgerufen durch unterschiedliche Wärmeausdehnungskoeffizienten der Komponenten, eine Herausforderung dar. Hierdurch kann es zu einem Verzug der Bauteile nach der Entformung und dem Abkühlen kommen. Ebenso ist auch die Erzeugung einer geeigneten Grenzfläche zwischen allen Komponenten von großer Bedeutung für die Leistungsfähigkeit solcher Strukturen [105].

3.2.2 Das Werkzeugkonzept

Aus den Vorversuchen mit einem bereits existierenden Werkzeug ergab sich, dass zur Vermeidung von Trockenstellen und Luftpneinschlüssen eine Positionierung des Hutprofils im oberen Bereich des Werkzeugs anzustreben ist. Durch diese Positionierung sammelt sich nicht entwichene Luft im Bereich des Hutprofils. Der zeitlich aufwändige Infiltrations- und Aushärteprozess legt nahe, mehrere Bauteile in einem Schuss zu fertigen. Abbildung 3.14 zeigt den Aufbau des Werkzeugs, der sich aus den Randbedingungen ergibt.

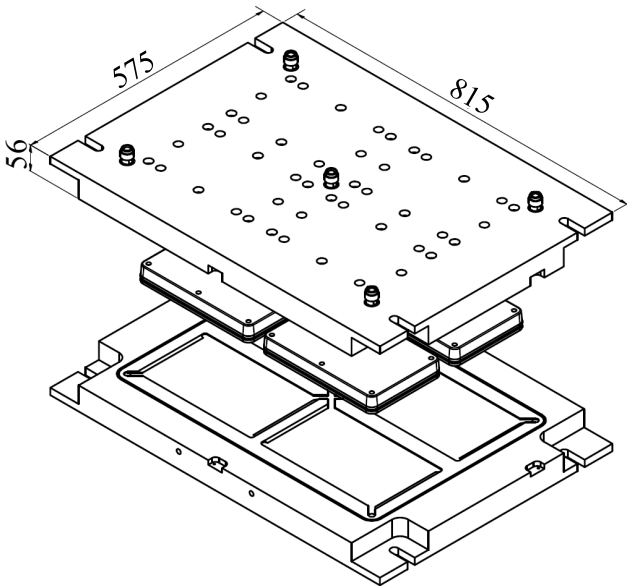


Abbildung 3.14: Isometrische Übersicht des geplanten Werkzeugs, Einheit: mm

Im Oberwerkzeug befindet sich je Kavität ein flexibel austauschbarer Werkzeugeinsatz, um die Geometrien der unterschiedlichen Bauteilvarianten abzubilden. Der technische Aufbau des Werkzeugs im geschlossenen Zustand ist in Abbildung 3.15 zu sehen. Das Angusssystem wird gebildet vom mittig positionierte Anguss und den sich in den Ecken befindenden Steigern.

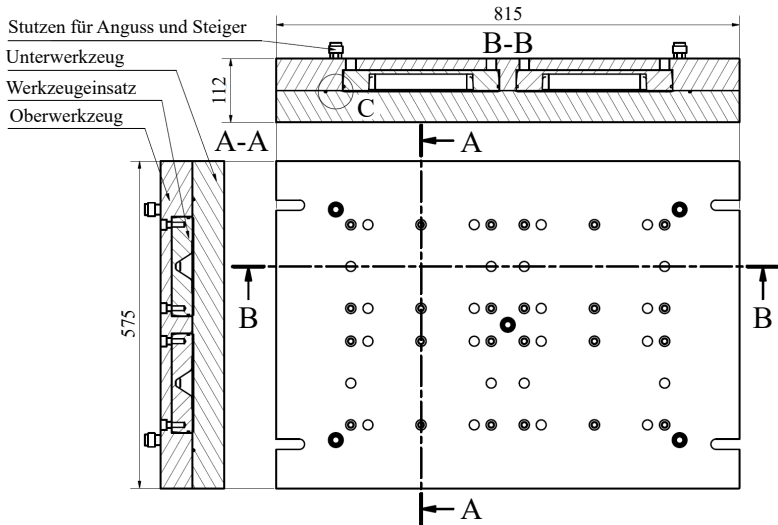


Abbildung 3.15: Ansicht von oben auf das Werkzeug mit Schnitten, Einheit: mm

Um das einfache Wechseln der Einsätze zu gewährleisten, besitzt jeder Einsatz eine umlaufende Dichtung mittels eines O-Rings, die das Eindringen von Harz in den Bereich zwischen Einsatz und Oberwerkzeug verhindert. Untereinander sind die Werkzeughälften mittels einer umlaufenden Butylschnur abgedichtet. Neben den beiden beschriebenen Dichtungen sind in Abbildung 3.16 (Detail C aus Abbildung 3.15) die Bauteilkavität und die Entformungsschräge zu sehen. Neben der einfacheren Entformung erfüllt die Schräge noch die Funktion eines Angussverteilers. Dieser ermöglicht es, aus dem punktförmigen Anguss in den Bauteilecken, einen Linienanguss über die komplette Bauteilbreite zu gewährleisten. Das gleiche Prinzip kommt auf der Seite der Steiger zum Einsatz, um eine möglichst vollständige Formfüllung zu ermöglichen.

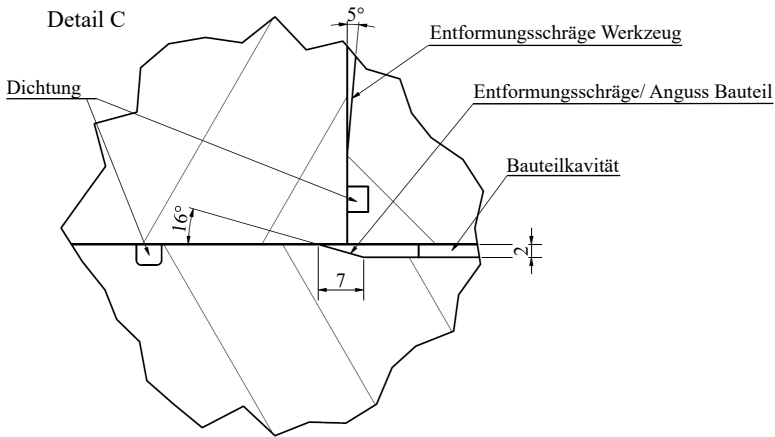


Abbildung 3.16: Detail C aus Abbildung 3.15, Einheit: mm

3.2.3 Konzeptionierung variabler Werkzeugeinsätze

Die Werkzeugeinsätze zur Fertigung unterschiedlicher Hybridträgervarianten basieren auf dem in Abbildung 3.17 dargestellten Einsatz, der zur Fertigung ebener Platten mit einer Dicke von 2 mm dient. Länge und Breite der Einsätze sind so gewählt, dass diese größer als die eigentliche Kavität im Werkzeug sind, um eine gleichbleibende Dicke zu gewährleisten. Die Einsätze werden fest mit dem Oberwerkzeug verschraubt. Dies ermöglicht es auch, einzelne Einsätze nach Bedarf auszutauschen.

Zur Fertigung der differentiellen Hybridträger wurden Werkzeugeinsätze mit der in Abbildung 3.18 gezeigten Geometrie eingesetzt. Die herausgefräste Kontur entspricht der Kontur des in Abbildung 3.1 vorgestellten Hutprofils. Um die Entformung der konsolidierten Bauteile möglichst einfach zu halten, wurde im Bereich des Hutprofils eine Entformungsschräge von 4° vorgesehen.

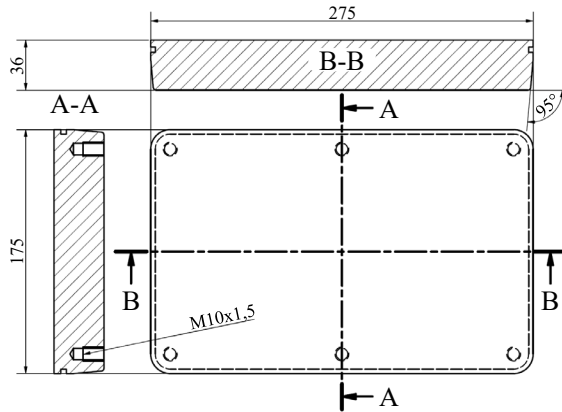


Abbildung 3.17: Werkzeugeinsatz zur Fertigung ebener Platten, Einheit: mm

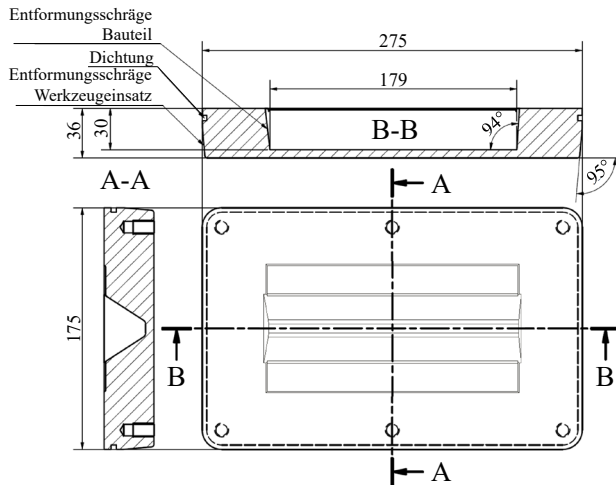


Abbildung 3.18: Werkzeugeinsatz zur Fertigung der differentiellen Hybridträger, Einheit: mm

Die Kavität im Einsatz zur Fertigung der integralen Hybridträger, die das Hutprofil abformt, ist im entsprechenden Einsatz 1 mm flacher, als es bei dem zuvor beschriebenen Einsatz der Fall ist (vgl. Abbildung 3.19). Der Grund hierfür

ist die gleiche Gesamthöhe des Hutprofils und die sich in der Mitte des Laminats befindenden Laschen. Zur optimalen Abformung der integrierten Laschen und zur Gewährleistung eines möglichst homogenen Faservolumengehalts, wurde die Außenkontur der Laschen ebenfalls im gezeigten Werkzeugeinsatz vorgesehen. Um dennoch eine möglichst geringe Ondulation der Fasern um die Laschen herum zu ermöglichen, wurde die gefräste Außenkontur mit einer 45° Fase versehen, die sich bereits in Phase I des Gesamtprojekts als ausreichend herausgestellt hatte. Hierdurch kommt es zu der bereits in Abbildung 3.12 ersichtlichen, nicht vermeidbaren Harztasche um jede einzelne Lasche.

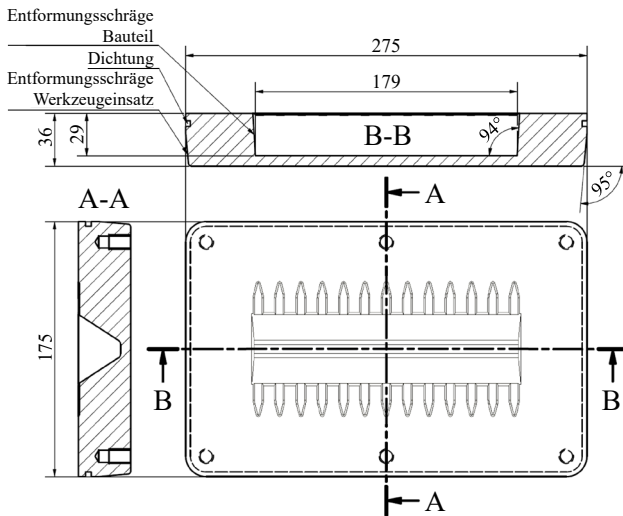


Abbildung 3.19: Werkzeugeinsatz zur Fertigung der integralen Hybridträger, Einheit: mm

3.2.4 Vergleich der Formfüllung in Simulation und Praxis

Das Formfüllverhalten des entwickelten Werkzeugkonzeptes wurde vom FAST simuliert. Das Ergebnis der Simulation zu ausgewählten Zeitpunkten ist in Abbildung 3.20 gezeigt. Es wird deutlich, dass die Entformungsschrägen

wie geplant als Linienanguss über die gesamte Bauteilbreite fungieren und hierdurch eine möglichst gleichmäßige Formfüllung gewährleistet werden kann. Durch die Laschen des integralen Hybridträgers kommt es zu Lufteinschlüssen, die mit fortschreitender Infiltrationsdauer aus dem Bauteil gespült werden. Neben den Lufteinschlüssen ist auch die an den Bauteilrändern voreilende Harzfront zu erkennen. Bei der zugrundeliegenden Simulation wurde die Aushärtekinetik des Harzsystems und die geringere Harzviskosität beachtet, die sich durch die Werkzeugtemperatur ergibt.

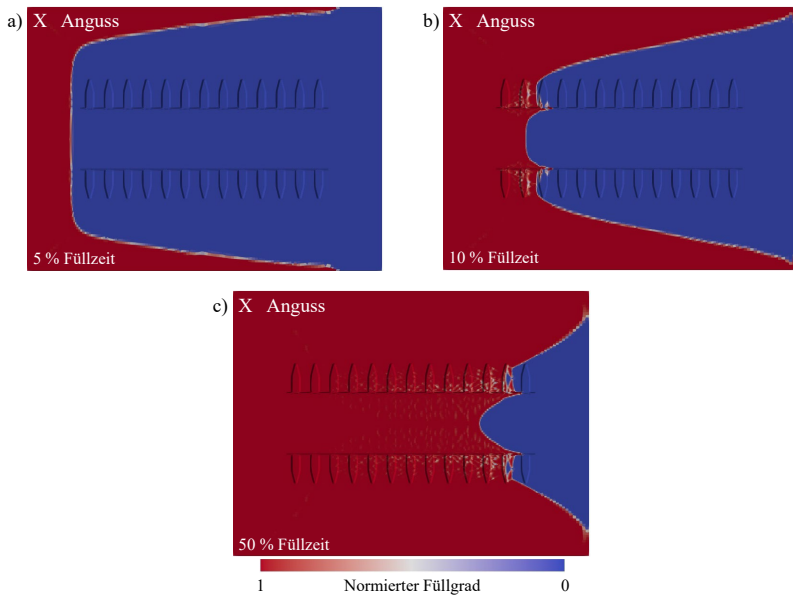


Abbildung 3.20: Formfüllsimulation der integralen Hybridträger. a) nach 5%, b) nach 10% und c) nach 50% der simulierten Füllzeit, nach [17]².

Vergleicht man die in Abbildung 3.20 gezeigten Formfüllsimulationen mit den in Abbildung 3.21 gezeigten Formfüllstudien, bei denen nach ca. 25% und 50% der durchschnittlichen Zeit bis zum ersten Austritt von Harz an den Steigern abgebrochen wurde, lassen sich gute Übereinstimmungen in der Gestalt der Harzfront erkennen. Zunächst füllt sich der Angussverteiler, anschließend

² Zur Verfügung gestellt von Seuffert, J., FAST.

bildet sich eine homogene Fließfront im mittleren Bereich des Bauteils aus und an den Rändern eilt das Harz vor. Im weiteren Verlauf füllt sich die Kavität im Bereich um die Hutprofile, bis es zur gleichmäßigen Tränkung des Halbzeugs kommt. Am Ende der Infiltration liegt ein vollständig getränktes Halbzeug vor. Die Differenzen in den Zeitpunkten sind auch auf die im realen Prozess längeren Füllzeiten als in der Simulation zurückzuführen.

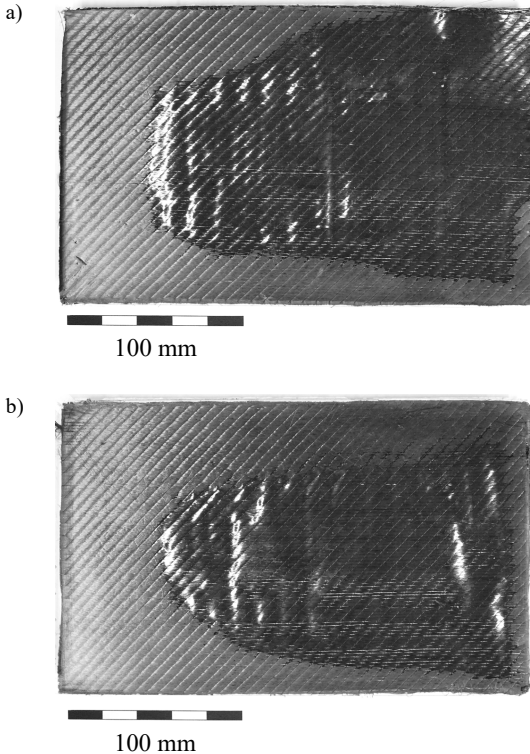


Abbildung 3.21: Formfüllstudien der integralen Hybridträger nach
a) 25% Füllzeit und b) 50% Füllzeit ³

³ Zur Verfügung gestellt von Seuffert, J., FAST.

3.3 Fertigung der Hybridträger

Die Hutprofile wurden von der *magepa Feinmechanik GmbH* aus auf das Endmaß zugeschnittenen und im Anschluss in Form gebogenen Blechen aus Edelstahl vom Typ *ANSI 1.4301 (X5CrNi19-10)* [82] gefertigt, der auch in der ersten Projektphase zum Einsatz kam. Die einzelnen Lagen des trockenen Halbzeugs werden auf die Laminatgröße von 170 mm x 270 mm zugeschnitten. Es wird ein 0°/90°-Biax-Gelege der Firma *Hexcel* vom Typ *HiMax™ FCIM* mit einem Flächengewicht von 200 g/m² eingesetzt. Der Zuschnitt erfolgt auf einem Schneidisch der *Cuttec GmbH* vom Typ *CT175N*. Es werden vier Lagen in gleicher Ausrichtung zu einem Stapel zusammengefasst.

Für die differentiellen Hybridträger werden zwei der Halbzeugstapel mit den 0°-Lagen auf der Außenseite der Preform aufeinander gelegt, wodurch eine Symmetrieebene in der Mitte des Laminats entsteht. Für die integralen Hybridträger wird das Hutprofil, wie es in Abbildung 3.22 gezeigt ist, von der Seite der 0°-Lagen durch einen der Stapel gesteckt, bevor die Halbzeugstapel aufeinander gelegt werden.

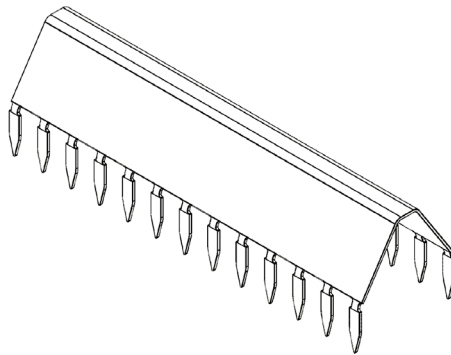


Abbildung 3.22: Integrales Hutprofil, vor dem Durchstecken durch das trockene Halbzeug

Im Anschluss werden die einzelnen Schaumkernelemente, bestehend aus *ROHACELL® IG-F 110*, eingeschoben und die Laschen umgebogen, bis sie sich in einer Ebene mit dem Halbzeug befinden (um 90°). Zuletzt wird der zweite Halbzeugstapel, gespiegelt zum ersten, von unten aufgelegt, um eine fertige Preform zu erhalten. Die einzelnen Schritte sind in Abbildung 3.23 schematisch dargestellt.

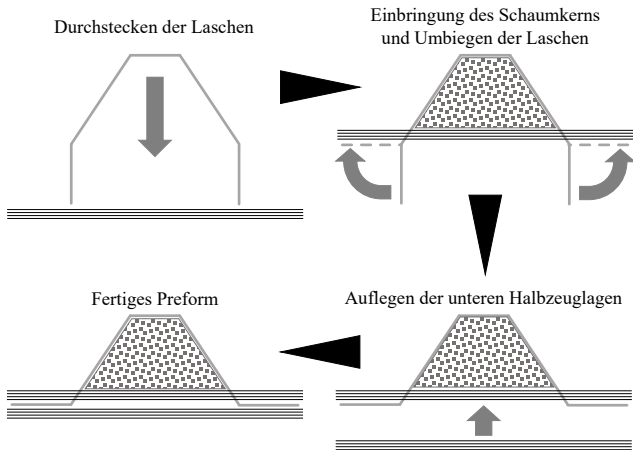


Abbildung 3.23: Schritte zum Preforming der integralen Hybridträger

Die anschließende Konsolidierung der Hybridträger erfolgte durch die Nutzung der Anlagentechnik im produktionstechnischen Labor des wbk. Die fertigen Preforms werden in das in Abschnitt 3.2 beschriebene Werkzeug eingelegt. Beim Schließen des Werkzeugs zentriert sich das Hutprofil in der Kavität über die in den Werkzeugeinsätzen vorhandenen Schrägen von selbst. Zum Aufbringen der Schließkräfte und zur Temperierung des Werkzeugs kommt eine Presse vom Typ *Lauffer RP 400* zum Einsatz. Der Schließdruck beträgt 60 bar bei einer Werkzeugtemperatur von 80 °C. Ist das Werkzeug geschlossen, wird das Harz/Härter-Gemisch, bestehend aus dem Harz *Biresin® CR170* und dem Härter *Biresin® CH150-3*, mit einem Mischungsverhältnis von 100:24 injiziert. Die Mischung und Dosierung übernimmt eine Infiltrationsanlage vom Typ *Tartler Nodopur VS-2K*. Nachdem aus den Steigern keine Luftblasen mehr austreten, werden diese verschlossen, der Regeldruck von 9 bar aufgebaut und dann auch der Anguss verschlossen. Die Aushärtezeit beträgt 90 Minuten. Nach Formel (3.1) ergibt sich rechnerisch ein Faservolumengehalt von 44,4%.

$$\varphi = \frac{n \cdot q}{\rho \cdot d \cdot 10} \quad (3.1)$$

In Formel (3.1) entspricht φ dem Faservolumengehalt in %, d der Laminatdicke in mm, n der Anzahl der Gewebelagen, q dem Flächengewicht des Geleges in g/m^2 und ρ der Dichte der Faser in g/cm^3 .

In Abbildung 3.24 sind die beiden in dieser Arbeit untersuchten Hybridträgervarianten nach der Entnahme aus dem Werkzeug zu sehen. Das Bauteilgewicht der integralen Hybridträger beträgt nach der Konsolidierung im Mittel $276,9\text{g} \pm 4,7\text{g}$, das Bauteilgewicht der differentiellen Hybridträger $330,0\text{g} \pm 5,9\text{g}$.

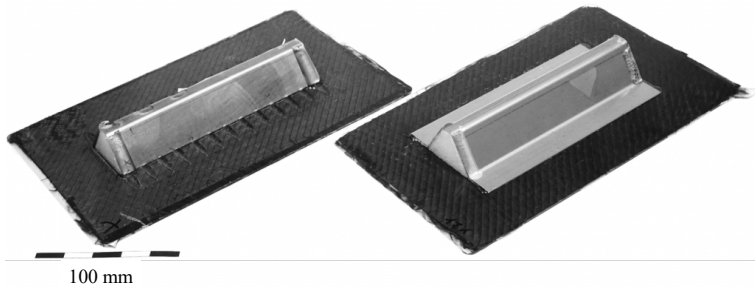


Abbildung 3.24: Links: Integraler Hybridträger, rechts: Differentieller Hybridträger

In Abbildung 3.25 ist eine Detailaufnahme des Bereichs der integrierten Laschen nach der Aushärtung gezeigt. Anhand einer Sichtprüfung ist davon auszugehen, dass eine vollständige Tränkung des Halbzeugs ohne Lufteinschlüsse erreicht werden kann.

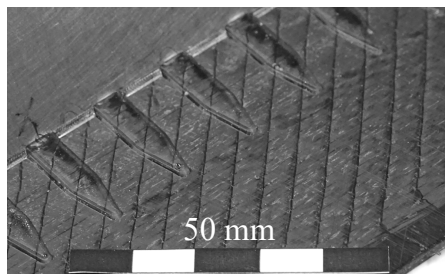


Abbildung 3.25: Detailaufnahme der integrierten Laschen

Wie in Abbildung 3.26, einem für beide Hybridträgervarianten repräsentativen Schnitt, zu erkennen ist, werden neben dem Laminat auch die Trennebenen zwischen den Schaumkernelementen infiltriert und diese miteinander verklebt.

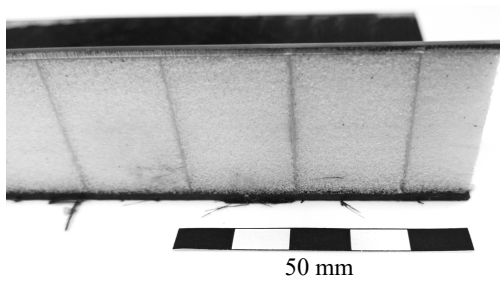


Abbildung 3.26: Ein in der Mitte, längs zum Hutprofil, aufgetrennter integraler Hybridträger nach der Infiltration

4 Experimentelle Methoden

In diesem Kapitel werden die Versuchsaufbauten und Methoden beschrieben, die zur Charakterisierung der zuvor beschriebenen Hybridträger dienen. Neben den Versuchsaufbauten der quasistatischen, dynamischen und zyklischen Versuche werden die bauteilnahen Beanspruchungen, die zur Nachstellung von Umwelteinflüssen vor der eigentlichen mechanischen Belastung notwendig sind, erläutert. Aufgrund der von den in Abschnitt 2.1.1 getroffenen Annahmen abweichenden Prüfkörperform (vgl. Abbildung 3.24) sind die beschriebenen Rückschlüsse von wirkenden Kräften auf wirkende Spannungen nicht möglich und es erfolgen im Rahmen dieser Arbeit lediglich kraft- und wegbasierte Betrachtungen.

4.1 Ermittlung der mechanischen Eigenschaften unter Biegung

4.1.1 Ermittlung der mechanischen Eigenschaften unter quasistatischer Belastung

Die Versuche zur Ermittlung der mechanischen Eigenschaften der Hybridträger unter quasistatischen Bedingungen wurden an einer Universalprüfmaschine der Firma *ZwickRoell* vom Typ *ZMART.PRO* mit einer maximalen Prüfkraft von 100 kN durchgeführt. Die Prüfungsgeschwindigkeit ($v_{Prüf}$), mit der das untere Querhaupt lagegeregelt verfährt, betrug $v_{Prüf, QS} = 3 \text{ mm/min}$ ($5 \cdot 10^{-5} \text{ m/s}$). Nach dem Erreichen der Vorkraft von 25 N startete die Datenaufzeichnung durch die maschineneigene Software *testXpert 2*. Der Aufbau und die Abmessungen sind in Abbildung 4.1 schematisch dargestellt.

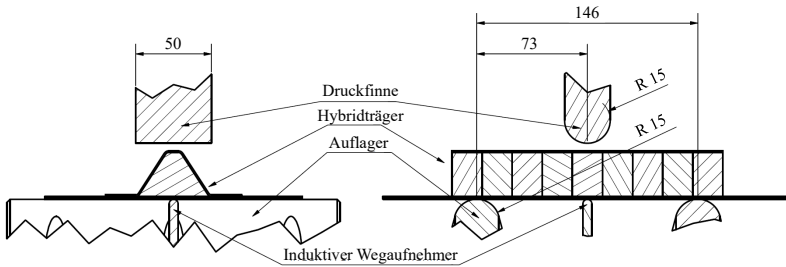


Abbildung 4.1: Drei-Punkt-Biegeaufbau für mechanische Beanspruchungen, Einheit: mm

Um neben dem Traversenweg und damit dem Verfahrensweg der Druckfinne (s_{DF}) auch die Durchbiegung des Laminats (s_{Db}) aufzeichnen zu können, kommt ein zentral unterhalb des Hybridträgers positionierter, induktiver Wegaufnehmer (IWA) zum Einsatz. Die Differenz aus s_{DF} und s_{Db} ist mit der Verformung des Stahlprofils (s_{St}) gleichzusetzen und ergibt sich aus Gleichung (4.1).

$$s_{DF} = s_{Db} + s_{St} \quad (4.1)$$

Alle Versuche wurden bei der durch den IWA begrenzten maximalen Durchbiegung von 35 mm oder alternativ bei einem Abfall der Kraft auf 20% der maximal aufgetretenen Kraft (F_{max}) beendet. Zusätzlich wurden einzelne Versuche mit einem 3D digitalen Bildkorrelationssystem (englisch: Digital Image Correlation, DIC) der Firma *GOM GmbH* vom Typ *Aramis 4M* aufgenommen, um neben dem Traversenweg auch lokal auftretende Dehnungen in Laminat und Stahl aufzuzeichnen. Hierfür muss ein stochastisches Punktmuster auf die Prüfkörperoberfläche aufgebracht werden. In der vorliegenden Arbeit wurde hierfür zunächst ein weißer Basislack und anschließend das stochastische Punktmuster mit schwarzem Lack aufgebracht. So ist es möglich, das Verhalten der einzelnen Hybridträgervarianten zu unterschiedlichen Zeitpunkten während der Belastung beschreiben zu können.

4.1.2 Ermittlung der mechanischen Eigenschaften unter dynamischer Belastung

Zur Ermittlung des Einflusses der Verformungsgeschwindigkeit auf die mechanischen Eigenschaften der Hybridträger wurden Prüfgeschwindigkeiten von $v_{Prüf,DynI}=4,25 \cdot 10^{-3}$ m/s und $v_{Prüf,DynII}=0,45$ m/s gewählt. Die Versuche mit $4,25 \cdot 10^{-3}$ m/s wurden auf der gleichen Prüfmaschine wie die in Abschnitt 4.1.1 beschriebenen Versuche mit $5 \cdot 10^{-5}$ m/s durchgeführt, was es ermöglichte auch hier den IWA und die DIC einzusetzen. Für die höheren Belastungsgeschwindigkeiten wurde der Versuchsaufbau in eine Hochgeschwindigkeitsprüfmaschine von *ZwickRoell* vom Typ *Amsler HTM 5020* mit einer maximalen Verfahrgeschwindigkeit von 20 m/s und einer Kapazität der Kraftmessung von 50 kN eingebaut. Da es bei diesen hohen Belastungsgeschwindigkeiten nicht möglich war IWA oder 3D-DIC zum Einsatz zu bringen, wurde eine Hochgeschwindigkeitskamera der *Imaging Solutions GmbH* vom Typ *IDT Os8-S3* genutzt. Mit Hilfe der aufgenommenen Bilder und den zugehörigen Zeitstempeln war es möglich, einzelne Schädigungsmechanismen definierten Punkten in den aufgenommenen Kraft-Weg-Kurven zuzuordnen. Die Aufnahme der Bilder erfolgte mit einer Frequenz von 1 kHz.

4.1.3 Ermittlung der mechanischen Eigenschaften bei zyklischer Belastung

Zur Beschreibung des Ermüdungsverhaltens der Hybridträger wurden Versuche bei zyklischer Belastung durchgeführt. Hieraus wird ein Bauteil-Wöhlerdiagramm erstellt. Weiterhin wird die Anwendbarkeit von Lebensdauerprognosen überprüft.

Das Verhalten der Hybridträger unter zyklischer Last wurde an einer servohydraulischen Prüfmaschine der Bauart *Schenck* mit einer 100 kN Kraftmessdose von *Interface* untersucht. Die Versuchssteuerung und Aufzeichnung der Daten erfolgte mit der Software *Test&Motion* von *Doli Elektronik*. Es wurden zyklische Lasten mit einem Lastverhältnis von $R=0,1$ unter Druckmittellast mit einer Frequenz von 3 Hz aufgebracht. Auch hier kam der in Abbildung 4.1 beschriebene Aufbau zum Einsatz, wobei kein induktiver Wegaufnehmer

verwendet werden konnte. Daher erfolgte die Wegmessung direkt über die Traverse. Dies hat zur Folge, dass ein Vergleich der Versuchsergebnisse auf Basis des Traversenweges stattfindet.

In Tabelle 4.1 sind die maximale Kraft (F_{max}), die mittlere Kraft (F_m) und die Kraftamplitude (F_a) der ersten Laststufen dargestellt. Nach jeweils 2500 Lastspielen wird die nächste Laststufe angefahren.

Tabelle 4.1: Prüfvorschrift der LSV mit Maximalkraft (F_{max}), mittlerer Kraft (F_m) und Kraftamplitude (F_a)

Lastniveau	F_{max} in kN	F_m in kN	F_a in kN
1	2,0	1,100	0,900
2	2,5	1,375	1,125
3	3,0	1,650	1,350
4	3,5	1,925	1,575
...

4.2 Bauteilnahe Beanspruchung

Unter bauteilnahen Beanspruchungen versteht man solche, die im Laufe der Nutzung der Hybridträger im späteren realen Einsatz auftreten können. Es muss zwischen mechanischen und nicht-mechanischen Belastungen unterschieden werden. Die nicht-mechanischen Belastungen bei einem Einsatz im Automobilbereich werden von einer zyklisch thermischen Beanspruchung und dem Einfluss einer korrosiv wirkenden Atmosphäre abgebildet. Die mechanische bauteilnahe Belastung wird durch einen Impact auf der Unterseite des Hybridträgers verwirklicht.

4.2.1 Mechanische Vorschädigung der Hybridträger

Die mechanische Vorschädigung wurde in Anlehnung an DIN EN 6038 [141] durchgeführt. Die Versuche fanden an einem Fallturm der Firma *Coesfeld* vom Typ *Magnus 1300* statt. Die Abmessungen und die Geometrie

des Versuchsaufbaus sind in Abbildung 4.2 schematisch dargestellt. Durch den Einspannrahmen wird gewährleistet, dass der Indenter immer an der gleichen Position auf der Rückseite der Hybridträger aufschlägt. Die Schädigung von der Rückseite wurde gewählt, da hier der größte Schaden an der Grenzfläche zu erwarten ist, ohne Laminat oder Hutprofil stärker zu belasten.

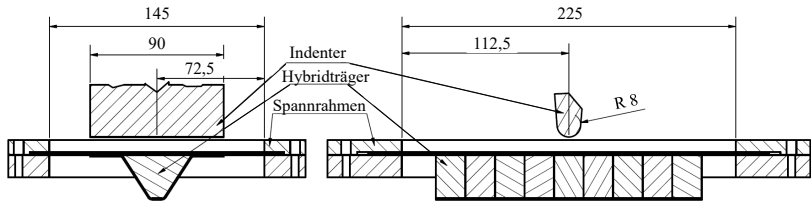


Abbildung 4.2: Versuchsaufbau zur Vorschädigung der verschiedenen Hybridträgervarianten, Einheit: mm

Der Impact wurde mit unterschiedlichen Energien E_{Imp} durchgeführt, die sich aus unterschiedlichen Fallhöhen ergeben. Die Impactmasse m , die sich aus der Masse des Indenters mit Kraftmessdose, dem Fallrahmen und einer Zusatzmasse von 5 kg zusammensetzt, wurde konstant gehalten und geht mit 9 kg in Gleichung (4.2) ein. In Verbindung mit der Erdbeschleunigung g ergeben sich aus Gleichung (4.2) die in Tabelle 4.2 gezeigten Fallhöhen (h_{Imp}) bei vorher festgelegten Impactenergien. Ein Mehrfachimpact des Indenters wurde durch eine Rückpralleinheit des Fallturms verhindert.

$$h_{Imp} = \frac{E_{Imp}}{m \cdot g} \quad (4.2)$$

Die Energien von 60 J und 100 J wurden nur bei den integralen Hybridträgern angewendet, da bei den differentiellen Hybridträgern bereits bei 40 J das Hutprofil in zwei von fünf Fällen vom Laminat abgeschlagen wurde. Die quasistatische Restfestigkeit wurde im Anschluss mittels Drei-Punkt-Biegung ermittelt (vgl. Abschnitt 4.1.1).

Tabelle 4.2: Impactenergien und dazugehörige Fallhöhen des Indenters

E_{imp} in J	h_{imp} in m
16	0,18
25	0,28
40	0,45
60	0,68
100	1,13

4.2.2 Korrosive Belastung der Hybridträger

Die Vorschädigung der Hybridträger bei feuchter und salzhaltiger Umgebung erfolgte in einer am IAM-WK entwickelten Salzsprühnebelkammer [142]. Die Parameter wurden, angelehnt an EN ISO 9227:2017 [143], gewählt. Entsprechend wurden bei einer Temperatur von 35 °C 1,5 ml einer 5%-igen Natriumchloridlösung gleichmäßig versprüht. Von beiden Hybridträgervarianten verweilten je fünf Hybridträger für 48 h und 168 h in der korrosiven Atmosphäre. Im Anschluss an die Entnahme der Hybridträger aus der Kammer wurden diese auf einer Waage vom Typ *Kern PFB 6K0.05* mit einer Genauigkeit von 0,05 g gewogen und die Feuchtigkeitsaufnahme bestimmt. Die quasistatische Restfestigkeit wurde im Anschluss mittels Drei-Punkt-Biegung ermittelt (vgl. Abschnitt 4.1.1).

4.2.3 Thermische Belastung der Hybridträger

Die zyklisch thermische Beanspruchung findet nach einem Temperaturzyklus aus dem Automobilbau (*Volkswagen* Norm PV 1200 [144]) statt, der in Abbildung 4.3 dargestellt ist. Um die Beanspruchung wie abgebildet umzusetzen, wurden fünf Bauteile beider Hybridträgervarianten jeweils für 100 Zyklen in einem Klimaschrank der Firma *Vötsch* vom Typ *VCL 7010* dem Temperaturzyklus ausgesetzt. Die quasistatische Restfestigkeit wurde im Anschluss mittels Drei-Punkt-Biegung ermittelt (vgl. Abschnitt 4.1.1).

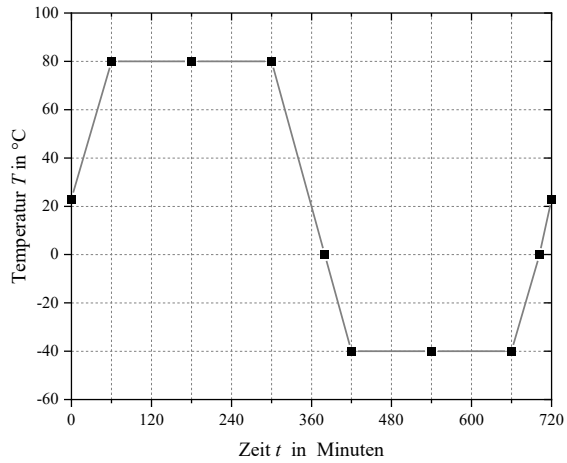


Abbildung 4.3: Temperaturzyklus nach PV 1200 [144]

5 Ergebnisse

In diesem Kapitel werden die Ergebnisse der in Kapitel 4 erläuterten Versuche für die in Abschnitt 3.1 vorgestellten Hybridträgervarianten vorgestellt und die auftretenden Schädigungsmechanismen beschrieben. Das mechanische Verhalten bei dynamischer Belastung mit unterschiedlichen Prüfgeschwindigkeiten lässt zudem Rückschlüsse auf das Crashverhalten zu. Zur Erarbeitung einer Abschätzung der Lebensdauer wurden Laststeigerungsversuche durchgeführt. Einstufenversuche bei unterschiedlichen Maximallasten dienen der Erstellung von Bauteil-Wöhlerdiagrammen und ermöglichen die Ermittlung der zyklischen, mechanischen Eigenschaften und der auftretenden Schädigungsmechanismen. Der Einfluss von bauteilnahen Beanspruchungen auf die quasistatischen und zyklischen Eigenschaften rundet die Untersuchungen an den Hybridträgern ab.

5.1 Quasistatische und dynamische Versuche

Zunächst werden die grundsätzlichen mechanischen Eigenschaften der zu untersuchenden Hybridträgervarianten ermittelt und es findet die Identifizierung der auftretenden Schädigungsmechanismen statt. Es erfolgt die Durchführung von zwei quasistatischen Versuchsreihen, da aufgrund von Relaxationsprozessen im Laminat von einem zeitlichen Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften auszugehen ist. Ebenso wird hierdurch auch die Vergleichbarkeit der zu unterschiedlichen Zeitpunkten durchgeführten Versuche verbessert. Die Durchführung der ersten Versuchsreihe erfolgt direkt nach der Fertigung der Hybridträger. Diese Versuchsreihe dient dem Vergleich zu dynamischen Versuchen und wird als Ausgangspunkt für die zyklischen Versuche verwendet. Die Durchführung der zweiten Versuchsreihe erfolgt nach zweimonatiger Lagerung direkt vor den Versuchen zum Einfluss der bauteilnahen Beanspruchungen. Ebenso lassen sich so Rückschlüsse auf den Einfluss des zeitlichen Abstandes zwischen Fertigung und Prüfung/Anwendung ableiten.

5.1.1 Quasistatische Beanspruchung

Differentielle Hybridträger

Die Versuchsreihe direkt nach der Fertigung der differentiellen Hybridträger umfasste fünf Hybridträger, deren Kraft-Weg-Kurven in Abbildung 5.1 gezeigt sind. Die Auftragung der gemessenen Kräfte erfolgt in Abhängigkeit des Traversenweges s_{DF} . Anhand des hervorgehobenen, repräsentativen Verlaufs findet die eindeutige Zuordnung der auftretenden Mechanismen statt und es erfolgt der Vergleich mit weiteren Versuchen. Bei allen durchgeführten Versuchen ist ein ähnlicher Kurvenverlauf mit einem zunächst starken Anstieg der Kraft, einem deutlichen Abflachen bei ca. 6 kN, gefolgt von einem weiteren Anstieg mit geringerer Steigung zu erkennen. Im weiteren Verlauf prägen unterschiedlich große Kraftabfälle die Kurvenverläufe. In deren Folge wird eine geringere Steigung der Kraft-Weg-Kurven beobachtet, bis F_{max} erreicht wird. Nach Erreichen von F_{max} sinken die Kräfte, bis es zu einem letzten deutlichen Einbruch kommt und die Hybridträger sich am Ende des Versuchs bei einem maximalen Traversenweg von ca. 45 mm wiederum auf nahezu identischem Kraftniveau befinden. Das Ende der Versuche wird durch die maximal mögliche Messlänge des IWA von 35 mm bestimmt.

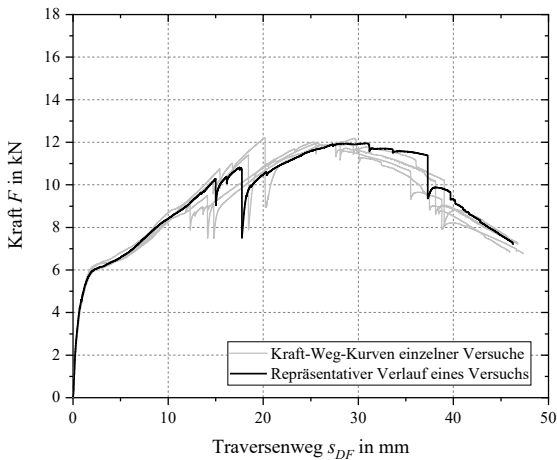


Abbildung 5.1: Kraft-Weg-Kurven der differentiellen Hybridträger der Versuchsreihe direkt nach der Fertigung im Drei-Punkt-Biege-Versuch, Daten aus [134][#]

Die Versuchsreihe nach zweimonatiger Lagerung umfasst vier differentielle Hybridträger. Der prinzipielle Kurvenverlauf unterscheidet sich wiederum nicht von dem der Versuchsreihe direkt nach der Fertigung (vgl. Abbildung 5.1 und Abbildung 5.2). Bei einem der Hybridträger tritt der erste Kraftabfall zu einem deutlich späteren Zeitpunkt im Verlauf des Versuchs auf und fällt deutlich stärker aus. Die aufgezeichneten Kraft-Weg-Kurven zeigen bis zum Eintritt der ersten Kraftabfälle einen nahezu identischen Verlauf, separieren sich aber dann stärker, als es bei den Verläufen der Versuchsreihe direkt nach der Fertigung der Fall ist.

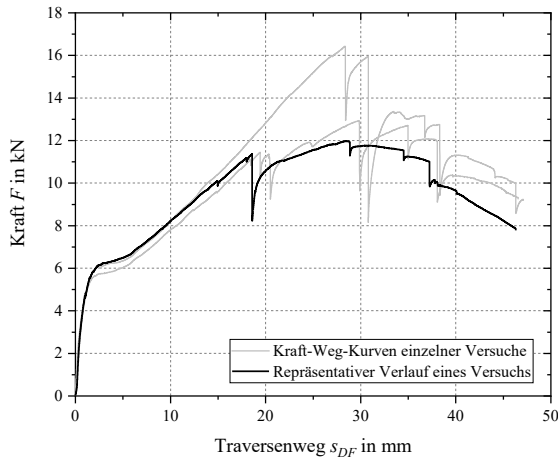


Abbildung 5.2: Kraft-Weg-Kurven der differentiellen Hybridträger der Versuchsreihe nach zweimonatiger Lagerung im Drei-Punkt-Biege-Versuch, Daten aus [134][#]

Anhand der zuvor beschriebenen Kurven lassen sich die F_{max} -Werte der einzelnen Versuche ermitteln. Diese sind in Tabelle 5.1 für beide Versuchsreihen zusammengefasst. Die mittleren F_{max} -Werte der Versuchsreihe nach zweimonatiger Lagerung liegen über denen der Versuchsreihe direkt nach der Fertigung. Diese sind aber nicht nur auf den deutlichen Ausreißer zurückzuführen, wie an den einzelnen Werten aus Tabelle 5.1 zu erkennen ist. Die Streuung der F_{max} -Werte ist hingegen bei der Versuchsreihe direkt nach der Fertigung geringer.

Tabelle 5.1: Ergebnisse der quasistatischen Versuchsreihen der differentiellen Hybridträger

Hybridträger	F_{max} in kN für:	
	1. Reihe	2. Reihe
1	12,2	12,0
2	12,0	16,4
3	12,0	12,9
4	12,2	13,3
5	12,0	-
MW	12,1±0,1	13,7±1,9

Die gezeigten Kraft-Weg-Kurven lassen sich in vier unterschiedliche Bereiche einteilen, die von unterschiedlichen Schädigungsmechanismen dominiert werden. Die in Abbildung 5.3 gezeigte Einteilung erfolgt anhand von Versuchsbeobachtungen, anhand von während den Versuchen aufgenommenen Bildern (vgl. Abbildung 5.5) und anhand der Abhängigkeiten aus Gleichung (4.1).

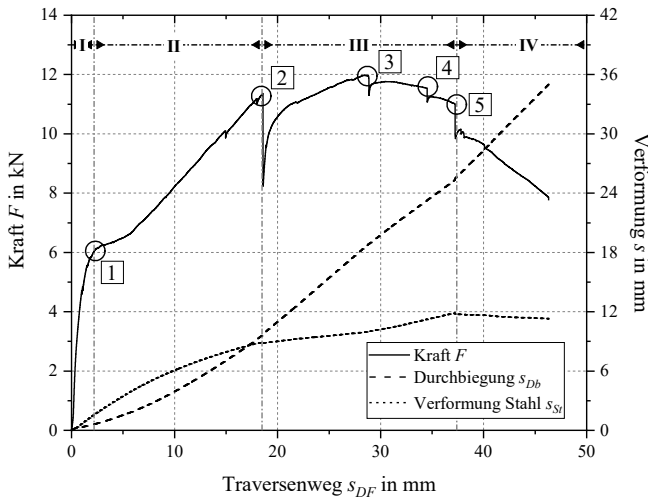


Abbildung 5.3: Repräsentatives Kraft-Weg-Diagramm zur Beschreibung des Schädigungsverlaufes der differentiellen Hybridträger im Drei-Punkt-Biege-Versuch mit den vier Schädigungsbereichen (I-IV) und dazu gehörigen charakteristischen Schädigungsmechanismen (1-5), Daten aus [134, 145][#]

Bereich I wird durch eine lokale Deformation des Stahlprofils im Kontaktbereich der Druckfinne dominiert (vgl. Abbildung 5.5 a)) und es findet annähernd keine Durchbiegung des Laminats statt.

Im Übergang von Bereich I zu II ist zunächst ein Abflachen der Kraft-Weg-Kurve zu erkennen, das auf ein Beulen des Hutprofils (Punkt 1 in Abbildung 5.3) und eine Kompression des darunterliegenden Schaumstoffkerns zurückzuführen ist. Im weiteren Verlauf dringt die Druckfinne weiter in das Hutprofil ein, welches weiter an den Kanten ausbeult. Das Ende dieses Bereichs ist durch ein deutliches Abflachen von s_{St} gekennzeichnet.

Der erste starke Kraftabfall kennzeichnet den Übergang von Bereich II zu III und wird durch das Erstversagen der CFK/Stahl-Grenzfläche (Punkt 2 in Abbildung 5.3) an einem Ende des Hutprofils ausgelöst (vgl. Abbildung 5.5 c)). Wie stark dieser Kraftabfall ausfällt, ist davon abhängig, wie großflächig die Grenzfläche versagt. Im weiteren Verlauf ist eine geringere Steigung der Kraft-Weg-Kurve als zuvor zu beobachten. Mit zunehmender Schädigung der Grenzfläche flacht die Kraft-Weg-Kurve ab. F_{max} wird erreicht, wenn die Schädigung der Grenzfläche die Hybridträgermitte an Punkt 3 überschreitet. Ist diesem Punkt auch das Erstversagen der Grenzfläche zuzuordnen, versagt diese schlagartig bis zur Hybridträgermitte. Im weiteren Verlauf versagt die Grenzfläche über die Mitte hinaus weiter und die Kraft sinkt ebenfalls ab, bis es an Punkt 4 zur vollständigen Ablösung des Hutprofils von der CFK-Platte kommt. Das Grenzflächenversagen erfolgt in allen Fällen adhäsiv an der CFK/Stahl-Grenzfläche, wie in Abbildung 5.4 gezeigt ist.

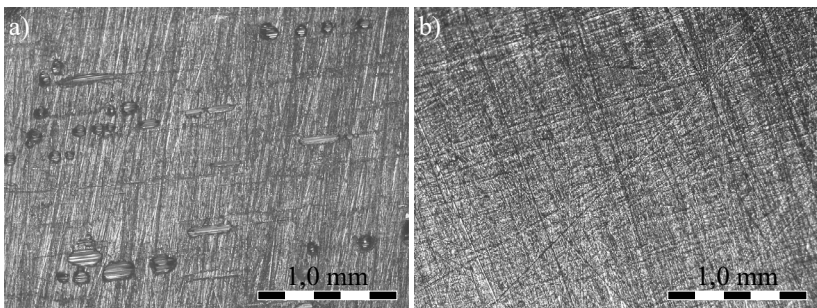


Abbildung 5.4: Adhäsives Versagen der CFK/Stahl-Grenzfläche.
 a) CFK-Seite der Grenzfläche, mit Poren, nach dem Versagen,
 b) Stahl-Seite der Grenzfläche, ohne Harzhaftungen, nach dem Versagen.

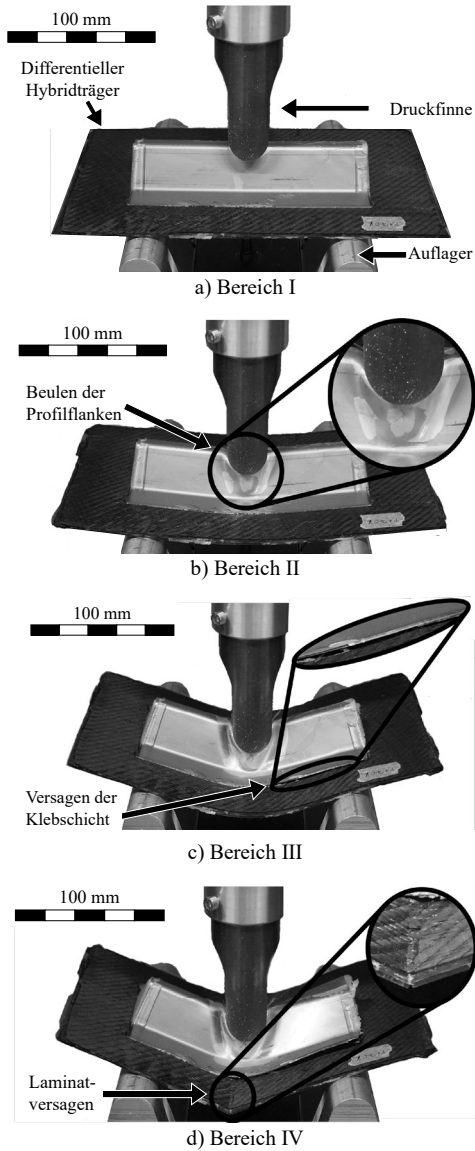


Abbildung 5.5: Exemplarische Bilder der einzelnen Schädigungsbereiche eines differentiellen Hybridträgers, nach [134][#]

An Punkt 5 kommt es schlagartig zu einem Riss auf der Laminatoberseite zwischen der Kante der Schaumkernelemente und dem Rand des CFK-Laminats (vgl. Abbildung 5.5d)). Ab diesem Punkt findet keine weitere Zunahme der Verformung des Stahlprofils mehr statt und der Riss breitet sich im weiteren Verlauf des Versuchs ausgehend vom Laminatrand auch auf der Laminatunterseite aus. Abbildung 5.6 zeigt einen CT-Querschnitt eines differentiellen Hybridträgers nach einem Drei-Punkt-Biege-Versuch. Zu erkennen sind das Laminat, die einzelnen Schaumkernelemente, das Stahl-Hutprofil und auch die Epoxidharzbereiche zwischen den Schaumkernelementen, die diese miteinander verkleben.

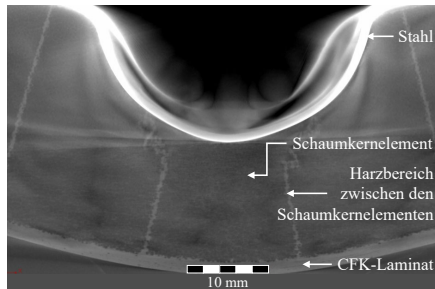


Abbildung 5.6: CT-Querschnitt eines Hybridträgers nach dem Drei-Punkt-Biege-Versuch im Bereich des Kontaktpunktes der Druckfinne, nach [145][#]

Integrale Hybridträger

Wie zuvor bei den differentiellen Hybridträgern wird auch bei den integralen Hybridträgern je eine Versuchsreihe direkt im Anschluss an die Fertigung und eine nach zweimonatiger Lagerung, zum Zeitpunkt der Versuche zum Einfluss der bauteilnahen Beanspruchung, geprüft. Der Einfluss der Konsolidierungstemperatur (T_{Kons}) auf die mechanischen Eigenschaften wird hingegen nur bei den integralen Hybridträgern untersucht. Hierzu erfolgt neben den beiden zuvor beschriebenen Versuchsreihen an bei $T_{Kons,I}=80^{\circ}\text{C}$ gefertigten Hybridträgern, noch je eine Versuchsreihe an bei $T_{Kons,II}=100^{\circ}\text{C}$ und $T_{Kons,III}=120^{\circ}\text{C}$ gefertigten integralen Hybridträgern.

In Abbildung 5.7 sind die Kraft-Weg-Kurven fünf integraler Hybridträger der Versuchsreihe direkt nach der Fertigung zu sehen. Anhand der hervorgehobe-

nen, repräsentativen Kurve ist eine eindeutige Zuordnung der Schädigungsmechanismen möglich und wird zum Vergleich zu anderen Versuchen herangezogen. Alle Kurven zeigen einen ähnlichen Verlauf mit einem steilen Anstieg der Kraft bis ca. 6 kN. Im weiteren Verlauf ist eine geringere Steigung als in Bereich I der Kraft-Weg-Kurven zu beobachten. Ab einem Traversenweg von ca. 18 mm ist eine Zunahme der Steigung zu beobachten, die erst kurz vor Erreichen von F_{max} deutlich abflacht. Bis der Versuch bei der maximal möglichen Durchbiegung (s_{Db}) von 35 mm abgebrochen wird, sinkt die Kraft gleichmäßig ab. Der Kraftabfall nach Erreichen von F_{max} fällt unterschiedlich stark aus. Allein anhand der Kraft-Weg-Kurven sind die einzelnen Schädigungspunkte weniger deutlich auszumachen als bei den differentiellen Hybridträgern.

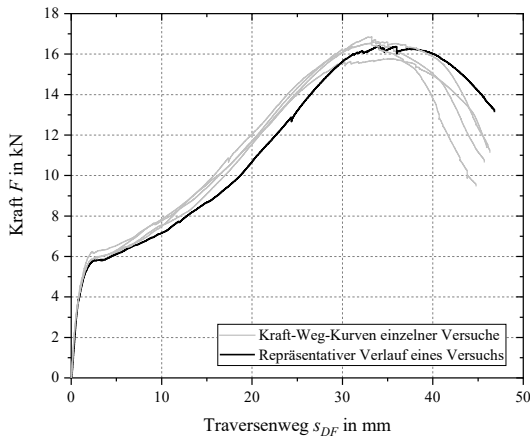


Abbildung 5.7: Kraft-Weg-Kurven der integralen Hybridträger der Versuchsreihe direkt nach der Fertigung im Drei-Punkt-Biege-Versuch, Daten aus [134][#]

Die Versuchsreihe nach zweimonatiger Lagerung bestand aus drei integralen Hybridträgern, deren Kraft-Weg-Kurven in Abbildung 5.8 dargestellt sind. Der grundsätzlich zu beobachtende Kurvenverlauf ist derselbe wie der der in der Versuchsreihe direkt nach der Fertigung. Neben dem ersten steilen Anstieg der Kraft bis auf ca. 6 kN und der im Anschluss deutlich flacheren Steigung der Kurve ist auch die geringfügige Zunahme der Steigung bis kurz vor Erreichen von F_{max} und der folgende gleichmäßige Abfall zu erkennen. Der Unter-

schied besteht darin, dass die einzelnen Kurven deutlich geringere Abweichungen voneinander zeigen. Dies ist nicht nur für den Verlauf bis F_{max} , sondern insbesondere auch für den folgenden Kraftabfall der Fall.

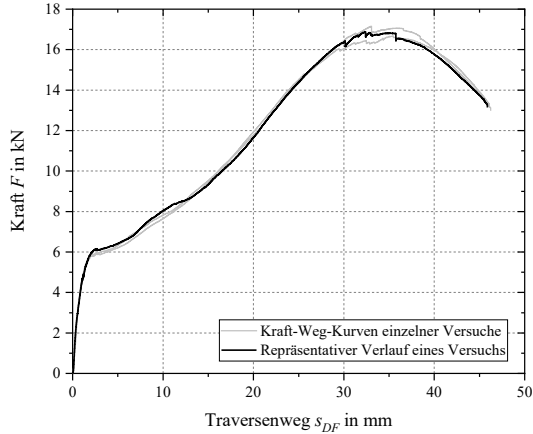


Abbildung 5.8: Kraft-Weg-Kurven der integralen Hybridträger der Versuchsreihe nach zwei-monatiger Lagerung im Drei-Punkt-Biege-Versuch, Daten aus [134][#]

Die direkt anhand der Kurven ermittelten F_{max} -Werte für die Versuche der beiden Versuchsreihen zu $T_{Kons,I}$ sind in Tabelle 5.2 zusammengefasst. Die mittlere F_{max} der zweiten Versuchsreihe liegt mit 16,9 kN über der der ersten Versuchsreihe mit 16,4 kN bei einer vergleichbaren Streuung.

Tabelle 5.2: Ergebnisse der quasistatischen Versuchsreihen der integralen Hybridträger nach Konsolidierung bei $T_{Kons,I}$

Hybridträger	F_{max} in kN für:	
	1. Reihe	2. Reihe
1	15,8	16,9
2	16,6	16,7
3	16,4	17,2
4	16,5	-
5	16,9	-
MW	16,4±0,4	16,9±0,2

Wie auch schon zuvor bei den differentiellen Hybridträgern, lässt sich auch bei den integralen Hybridträgern aus s_{DF} und s_{Db} anhand Gleichung (4.1) s_{St} errechnen. Eine Einteilung der Kraft-Weg-Kurven in vier Bereiche (I, II, III und IV), deren Übergänge durch drei charakteristische Schädigungspunkte (1-3) in Abbildung 5.9 gekennzeichnet sind, findet anhand dieser zusätzlichen Kurven und während den Versuchen aufgenommenen Bildern statt.

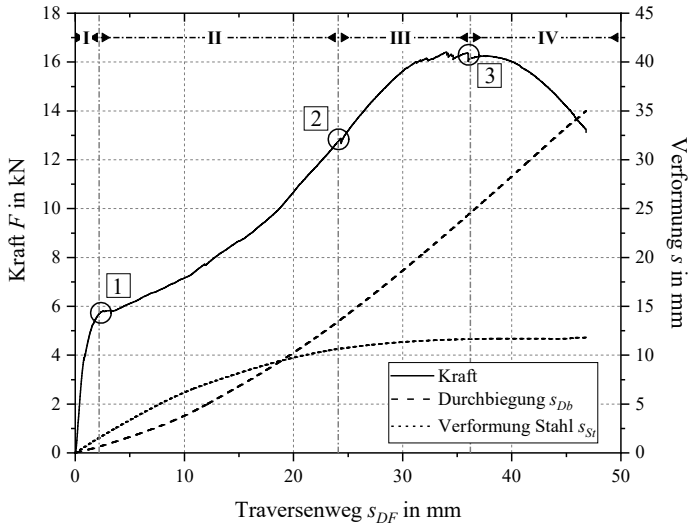
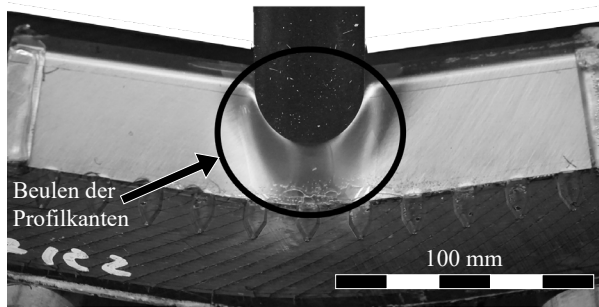
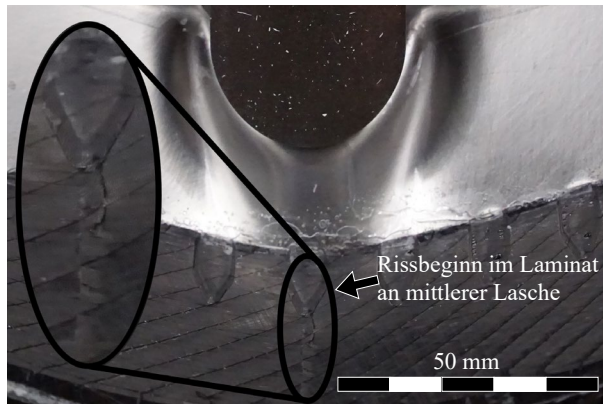


Abbildung 5.9: Repräsentatives Kraft-Weg-Diagramm zur Beschreibung des Schädigungsverlaufes der integralen Hybridträger im Drei-Punkt-Biege-Versuch mit den vier Schädigungsbereichen (I-IV) und dazu gehörigen charakteristischen Schädigungsmechanismen (1-3), Daten aus [134, 145][#]

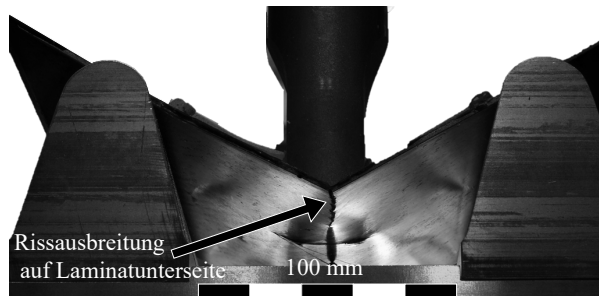
In Bereich I beschränkt sich die Verformung wie auch bei den differentiellen Hybridträgern auf einen kleinen Bereich des Hutprofils direkt am Kontaktpunkt der Druckfinne. Ebenso ist der Übergang zu Bereich II, wie in Abbildung 5.10 a) gezeigt, durch das beginnende Beulen der Kanten des Hutprofils gekennzeichnet (Punkt 1). Ab der Zunahme der Steigung bei einem Traversenweg von ca. 18 mm dominiert die Durchbiegung des CFK-Laminats die Verformung. Das Beulen des Stahlprofils nimmt nur noch geringfügig zu, da ein nahezu rechteckiger Querschnitt erreicht wird, was eine höhere Gesamtsteifigkeit der Hybridträger zur Folge hat.



a) Bereich II



b) Bereich III



c) Bereich IV

Abbildung 5.10: Exemplarische Bilder der einzelnen Schädigungspunkte der integralen Hybridträger, nach [134][#]

Der Übergang von Bereich II zu III ist durch die Initiierung eines Risses in der Laminatoberseite an der Spitze der mittleren eingebetteten Lasche gekennzeichnet (vgl. Abbildung 5.10b)). Im weiteren Verlauf breitet sich der Riss weiter in Richtung des Laminatrandes aus. An Punkt 3 erreicht der Riss auf der Laminatoberseite den Laminatrand, wodurch auch gleichzeitig F_{max} erreicht wird.

Bereich IV ist durch eine allmähliche Ausbreitung der Schädigung auf der Laminatunterseite, ausgehend vom Rand des Laminats, gekennzeichnet und ist in Abbildung 5.10c) zu sehen. Diese Rissausbreitung hat zur Folge, dass die Kraft im weiteren Verlauf bis zum Abbruch zunächst langsam und dann immer stärker abfällt. Die Rissausbreitung stoppt, wie in Abbildung 5.11 zu sehen, auf der Laminatunterseite an der Spitze der mittleren eingebetteten Lasche. Ein vollständiges Versagen der Hybridträger oder einer der Komponenten ist bei keinem der Versuche zu beobachten.

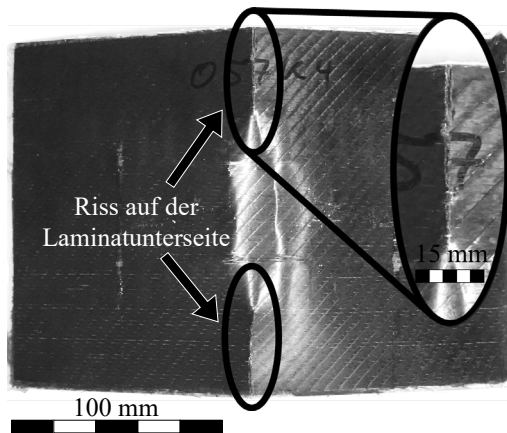


Abbildung 5.11: Schäden an der Laminatunterseite eines exemplarischen integralen Hybridträgers nach der quasistatischen Drei-Punkt-Biegung, nach [134][#]

Einfluss der Konsolidierungstemperatur auf die mechanischen Eigenschaften der integralen Hybridträger

Die Kraft-Weg-Kurven der Versuche zum Einfluss der Konsolidierungstemperatur der integralen Hybridträger unterscheiden sich nicht maßgeblich von denen der beiden Versuchsreihen bei $T_{Kons,I}$.

Die zuvor beschriebenen Schädigungsmechanismen und charakteristischen Bereiche sind ebenfalls in den aufgezeichneten Kraft-Weg-Kurven zu finden. In Tabelle 5.3 sind neben den F_{max} -Werten der Versuchsreihe direkt nach der Fertigung mit $T_{Kons,I}$ auch die der Versuchsreihen mit $T_{Kons,II}$ und $T_{Kons,III}$ gezeigt. Die mittleren F_{max} -Werte bei fünf geprüften integralen Hybridträgern mit $T_{Kons,II}$ und sechs geprüften integralen Hybridträgern mit $T_{Kons,III}$ unterscheiden sich ebenfalls nicht von denen bei $T_{Kons,I}$.

Tabelle 5.3: Ergebnisse der Versuchsreihen der integralen Hybridträger zu unterschiedlichen Konsolidierungstemperaturen (T_{Kons}) im Drei-Punkt-Biege-Versuch

Hybridträger	F_{max} in kN für:		
	$T_{Kons,I}$	$T_{Kons,II}$	$T_{Kons,III}$
1	15,8	16,7	16,1
2	16,6	15,8	15,8
3	16,4	16,6	17,4
4	16,5	16,5	16,7
5	16,9	16,3	15,6
6	-	-	17,1
MW	16,4±0,4	16,4±0,3	16,4±0,7

5.1.2 Dynamische Beanspruchung

Neben den quasistatischen Versuchen bei einer Prüfgeschwindigkeit von $v_{Prüf,QS} = 5 \cdot 10^{-5}$ m/s ($v_{Prüf,QS}$) wurden, wie in 4.1.2 beschrieben, Versuche bei $4,25 \cdot 10^{-3}$ m/s ($v_{Prüf,DynI}$) und 0,45 m/s ($v_{Prüf,DynII}$) durchgeführt, die der Ermittlung der mechanischen Eigenschaften und des Schädigungsverhaltens bei dynamischer Belastung dienen.

Differentielle Hybridträger

Abbildung 5.12 zeigt repräsentative Kraft-Weg-Kurven der differentiellen Hybridträger für alle vier Prüfgeschwindigkeiten. Alle Kraft-Weg-Kurven der drei niedrigeren Prüfgeschwindigkeiten weisen einen grundsätzlich ähnlichen Verlauf auf. Es sind die in 5.1.1 beschriebenen Schädigungspunkte und Bereiche zu erkennen. Die Kurven sind jedoch als Ganzes zu höheren Lasten verschoben.

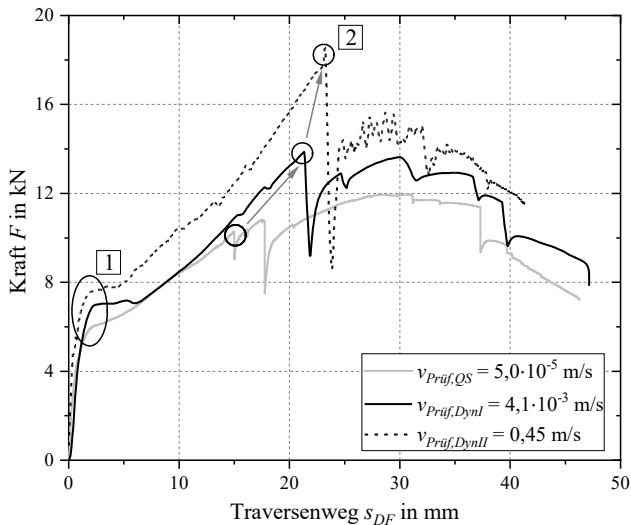


Abbildung 5.12: Repräsentative Kraft-Weg-Kurven der differentiellen Hybridträger bei unterschiedlichen Prüfgeschwindigkeiten und relevante Schädigungspunkte (vgl. Abbildung 5.3), Daten aus [134][#]

Wie in Abbildung 5.12 zu sehen ist, nehmen die auftretenden maximalen Kräfte und auch der Punkt (Punkt 1 in Abbildung 5.12), ab dem es zum Beulen des Hutprofils kommt, mit steigender Prüfgeschwindigkeit zu. Der erste deutliche Kraftabfall am Übergang von Bereich II zu III (Punkt 2 in Abbildung 5.12) fällt mit erhöhter Prüfgeschwindigkeit ebenfalls stärker aus und wird durch ein schlagartiges, großflächiges Versagen der Grenzfläche ausgelöst (vgl. Abbildung 5.13). Bei Hybridträgern, bei denen F_{max} mit dem Erstversagen der Klebung zusammen fällt, versagt die CFK/Stahl-Grenzfläche schlagartig bis über die Mitte des Hybridträgers hinaus. Dieses Verhalten ist in Abbildung 5.13 an einem mit einer Prüfgeschwindigkeit von 0,45 m/s belasteten differentiellen Hybridträger zu sehen. Alle geprüften Hybridträger weisen adhäsives Versagen an der CFK/Stahl-Grenzfläche auf (vgl. Abbildung 5.4).

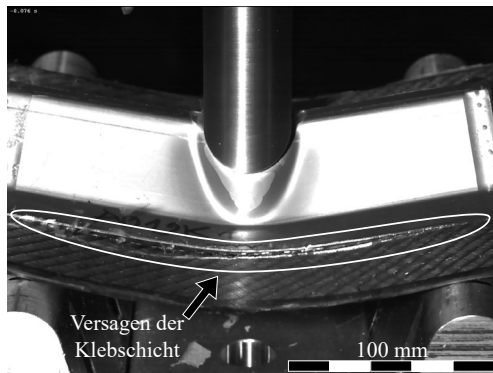


Abbildung 5.13: Repräsentatives Schadensbild eines mit 0,45 m/s geprüften differentiellen Hybridträgers am Übergang von Bereich II zu III und dem einhergehenden großflächigen Erstversagen der Klebung, nach [134][#]

In Tabelle 5.4 sind die maximal auftretenden Kräfte aller Versuche zu dem dynamischen Verhalten der differentiellen Hybridträger zu sehen. Zu beobachten ist der deutliche Anstieg von F_{max} in Verbindung mit einer ebenfalls deutlich zunehmenden Streuung.

Tabelle 5.4: Maximal auftretende Kräfte (F_{max}) der differentiellen Hybridträger in Abhängigkeit von der Prüfgeschwindigkeit

Hybridträger	F_{max} in kN für:		
	$v_{Prüf,QS}$	$v_{Prüf,Dyn1}$	$v_{Prüf,DynII}$
1	12,2	13,2	16,7
2	12,0	13,6	19,7
3	12,0	14,7	22,0
4	12,2	15,5	18,0
5	12,0	13,9	15,6
6	-	-	18,0
MW	12,1 ± 0,1	14,2 ± 0,9	18,3 ± 2,3

Integrale Hybridträger

In Abbildung 5.14 sind die repräsentativen Kraft-Weg-Kurven der integralen Hybridträger zu den drei Prüfgeschwindigkeiten gezeigt. Wie schon zuvor bei den differentiellen Hybridträgern weisen auch bei den integralen Hybridträgern die Kurven einen grundsätzlich ähnlichen Verlauf auf.

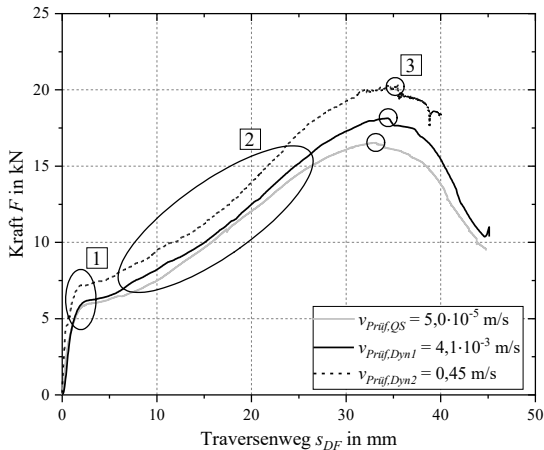
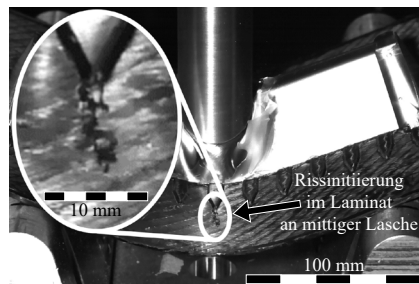
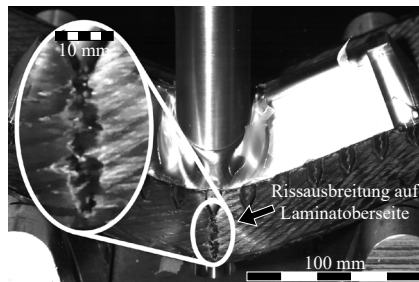


Abbildung 5.14: Repräsentative Kraft-Weg-Verläufe der integralen Hybridträger bei unterschiedlichen Prüfgeschwindigkeiten und relevante Schädigungspunkte (vgl. Abbildung 5.9), Daten aus [134][#]

Die Kraft-Weg-Kurven und die aufgenommenen Bilder lassen eine Zuordnung der in 5.1.1 beschriebenen Bereiche und der charakteristischen Schäden zu. Mit steigender Prüfgeschwindigkeit sind die aufgezeichneten Kurven über den gesamten Bereich zu höheren Kräften verschoben. Es erfolgt zunächst das Beulen der Hutprofilkanten (Punkt 1 der jeweiligen Kurve in Abbildung 5.14), gefolgt von der Initiierung eines Risses an der Spitze der mittleren Lasche an Punkt 2 innerhalb des markierten Bereichs der Kraft-Weg-Verläufe (vgl. Abbildung 5.15 a)), der mit zunehmender Risslänge (vgl. Abbildung 5.15 b)) zu einem Abflachen der Kurve bis zum Erreichen von F_{max} (Punkt 3 der jeweiligen Kurve in Abbildung 5.14) führt. Nach Beendigung des Versuchs bei einem Traversenweg von ca. 45 mm weisen alle integralen Hybridträger zwischen der Spitze der mittleren Lasche und dem Rand des Laminats auf der Ober- und Unterseite wie in quasistatischen Versuchen einen Riss auf (vgl. Abbildung 5.11). Ein Totalversagen der Hybridträger tritt nicht ein.



a) Rissinitiierung auf der Laminatoberseite bei $V_{Prüf,DynII}$



b) Rissausbreitung auf der Laminatoberseite bei $V_{Prüf,DynII}$

Abbildung 5.15: Repräsentative Bilder von Rissinitiierung und -ausbreitung eines bei $V_{Prüf,DynII}$ geprüften integralen Hybridträgers

In Tabelle 5.5 sind die F_{max} -Werte der einzelnen integralen Hybridträger der drei auswertbaren Prüfgeschwindigkeiten zusammengefasst. Wie schon zuvor bei den differentiellen Hybridträgern nimmt F_{max} mit zunehmender Prüfgeschwindigkeit zu. Ausgehend von den quasistatischen Versuchen ist bei $V_{Prüf,DynII}$ ein Anstieg der F_{max} um ca. 26% zu verzeichnen. Die Streuung der F_{max} -Werte ist bei allen Prüfgeschwindigkeiten annähernd gleich groß.

Tabelle 5.5: Maximal auftretende Kräfte (F_{max}) der integralen Hybridträger in Abhängigkeit von der Prüfgeschwindigkeit

Hybridträger	F_{max} in kN für:		
	$V_{Prüf,QS}$	$V_{Prüf,DynI}$	$V_{Prüf,DynII}$
1	15,8	18,0	20,2
2	16,6	17,5	21,1
3	16,4	18,1	20,7
4	16,5	18,4	21,1
5	16,9	18,1	20,3
MW	16,4±0,4	18,0±0,3	20,7±0,4

5.2 Zyklische mechanische Versuche

5.2.1 Laststeigerungsversuche

Die Charakterisierung der differentiellen und integralen Hybridträger und deren Schädigungsverhalten unter ansteigenden zyklischen Lasten findet in Laststeigerungsversuchen (LSV) statt. Das Abbruchkriterium der Versuche wurde auf Grund des maximal möglichen Maschinenweges auf einen Traversenweg von 33 mm gesetzt. Bei der Einstellung der Regelparameter wurde größeren Wert auf eine möglichst genaue Ansteuerung im Bereich bis ca. 8 kN gelegt. Bei größeren Lasten führen die im Vergleich zur aufgebracht Last sehr kleinen Wegamplituden (s_a) dazu, dass es nicht möglich war Regelparameter zu finden, die für alle Laststufen und Traversenwege gleichermaßen gut funktionierten.

nierten. Daher sind insbesondere bei den Laststufen über $F_{max}=8\text{ kN}$ Abweichung von den vorgegebenen F_{max} -Werten möglich, wie in Tabelle 5.6 und Tabelle 5.7 zu sehen ist.

Differentielle Hybridträger

Abbildung 5.16 zeigt einen repräsentativen Weg-Lastspielzahl-Verlauf eines differentiellen Hybridträgers im LSV. Aufgetragen ist sowohl der Traversenweg (s) am unteren Totpunkt der zyklischen Last (s_{max}), als auch der Traversenweg am oberen Totpunkt (s_{min}) gegen die Lastspielzahl (N). Die Verläufe lassen sich nach den jeweils dominierenden Schädigungsmechanismen in vier Bereiche (I-IV) einteilen. Die Zuordnung der wirkenden Mechanismen findet anhand der während den Versuchen aufgenommenen Bildern (Abbildung 5.17 a) bis d)) und anhand der passiven Thermografie (Abbildung 5.18 a) bis d)) statt.

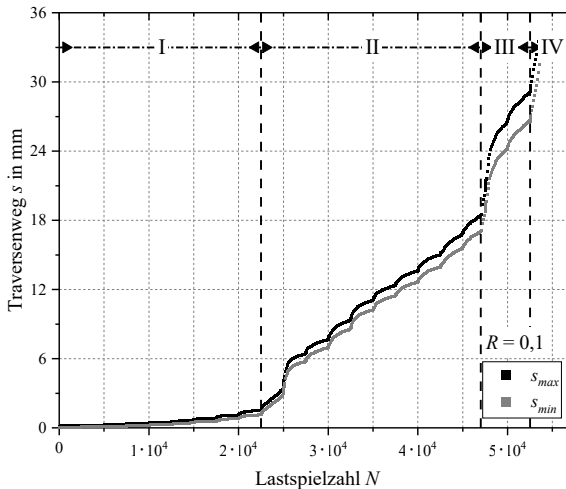
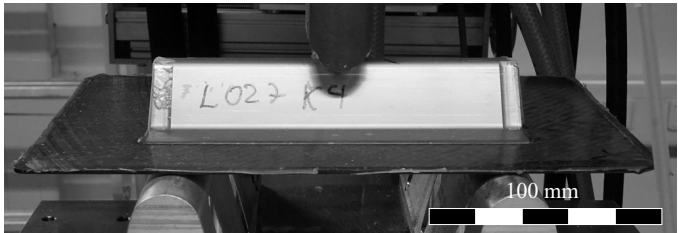


Abbildung 5.16: Repräsentatives Weg-Lastspielzahl-Diagramm eines differentiellen Hybridträgers im LSV mit charakteristischen Schädigungsbereichen (I-IV), nach [134][#]

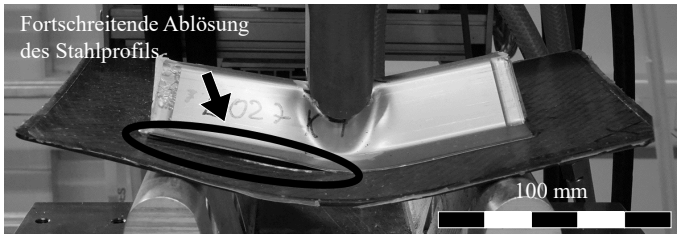
Bereich I ist wie bei den quasistatischen Versuchen (vgl. Abschnitt 5.1.1) dadurch gekennzeichnet, dass sich die Verformung auf den Bereich direkt am Kontaktpunkt der Druckfinne beschränkt und im restlichen Hybridträger nahezu keine Verformung stattfindet (vgl. Abbildung 5.17 a)).



a) Bereich I ($N \approx 7000$, $F_{max} = 3,0 \text{ kN}$)



b) Bereich II ($N \approx 47000$, $F_{max} = 11,0 \text{ kN}$)



c) Bereich III ($N \approx 49000$, $F_{max} = 11,5 \text{ kN}$)



d) Bereich IV ($N \approx 53000$, $F_{max} = 12,5 \text{ kN}$)

Abbildung 5.17: Exemplarische Bilder der einzelnen Schädigungsbereiche eines differentiellen Hybridträgers im LSV, nach [134][#]

Der Übergang zu Bereich II ist durch den Beginn des Beulens der Hutprofilkanten gekennzeichnet. Hierdurch kommt es zu einer deutlich stärkeren Zunahme von s_{min} und s_{max} . Im weiteren Verlauf von Bereich II beulen die Kanten des Hutprofils immer weiter aus und neben s_{min} und s_{max} nimmt auch s_a zu, was zu einer starken Erwärmung im Beulbereich aber auch im restlichen Hybridträger, besonders auf der Seite der Ablösung in der folgenden Laststufe, führt (vgl. Abbildung 5.18 a)).

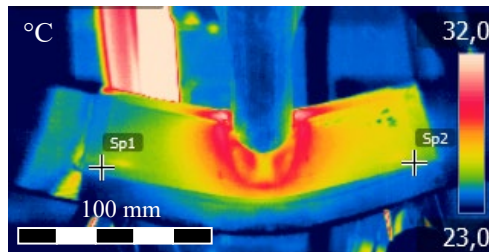
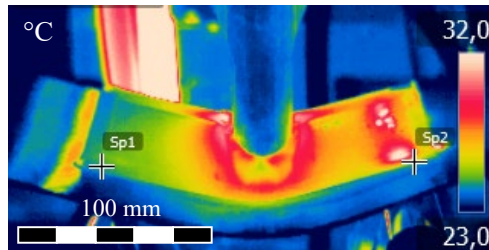
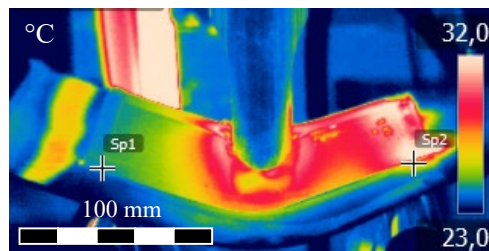
a) Bereich II ($N \approx 44000$, $F_{max} = 10,5 \text{ kN}$)b) Bereich III ($N \approx 48000$, $F_{max} = 11,5 \text{ kN}$)c) Bereich IV ($N \approx 54000$, $F_{max} = 12,5 \text{ kN}$)

Abbildung 5.18: Passive Thermographie-Aufnahmen eines exemplarischen differentiellen Hybridträgers im Verlauf eines LSV

Das in Abbildung 5.17 b) gezeigte Erstversagen der CFK/Stahl-Grenzfläche ist ebenfalls durch eine starke Erwärmung des Endes des Hutprofils (vgl. Abbildung 5.18 b)), an dem die Ablösung stattfindet, gekennzeichnet. Der Übergang von Bereich II zu Bereich III ist ebenfalls hierdurch gekennzeichnet. Mit fortschreitender Lastspielzahl und weiterer Erhöhung von F_{max} breitet sich die Ablösung der Grenzfläche weiter zur Hybridträgermitte hinaus (vgl. Abbildung 5.17 c)). Die Erwärmung der abgelösten Seite des Hutprofils nimmt ebenfalls deutlich zu (vgl. Abbildung 5.18 c)). Überschreitet die Ablösung die Hybridträgermitte (vgl. Abbildung 5.17 d)), kommt es zu einer rapiden Zunahme von s_{min} und s_{max} , welche den Übergang zu Bereich IV darstellt.

In Tabelle 5.6 sind die F_{max} -Werte bei Erreichen des Abbruchkriteriums von $s \geq 33$ mm der geprüften differentiellen Hybridträger zusammengefasst. Im Mittel tritt das Versagen auf der Laststufe mit $F_{max} = 13,5$ kN ein und liegt damit auf dem gleichen Niveau wie die quasistatischen Versuche.

Tabelle 5.6: F_{max} Werte der differentiellen Hybridträger im LSV bei Erreichen des maximalen Maschinenwegs

Hybridträger	F_{max} in kN
1	13,1
2	14,3
3	13,5
4	13,6
5	13,1
MW	13,5±0,5

Integrale Hybridträger

Abbildung 5.19 zeigt einen repräsentativen Verlauf von s_{min} und s_{max} aufgetragen gegen N eines integralen Hybridträgers. Anhand aufgenommener Bilder und durch passive Thermografie lassen sich auch diese Verläufe wieder in vier Bereiche mit unterschiedlichem mechanischem Verhalten einteilen.

In Bereiche I beschränkt sich die Verformung lokal auf den Kontaktpunkt der Druckfinne auf dem Stahlprofil ohne eine sichtliche Verformung des restlichen Hybridträgers. Ab dem Übergang von Bereich I zu Bereich II, bei einer F_{max}

von 6 kN, beulen die Kanten des Hutprofils aus (vgl. Abbildung 5.21 a) und Abbildung 5.21 b)) und es findet, wie in Abbildung 5.20 a) zu sehen ist, eine stärkere Erwärmung des Hutprofils im Bereich um die Druckfinne statt. Im weiteren Verlauf von Bereich II steigen s_{min} , s_{max} und auch s_a kontinuierlich an und auch die Erwärmung des Hutprofils nimmt, wie in Abbildung 5.20 b) zu sehen ist, zu. Der Übergang von Bereich II zu Bereich III ist durch ein Abflachen des Kurvenverlaufs in Abbildung 5.19 gekennzeichnet. Ebenso ist ein Abkühlen (vgl. Abbildung 5.20 c)) des Hutprofils und anhand der aufgenommenen Bilder nahezu keine weitere Verformung des Hutprofils in Bereich III zu erkennen (vgl. Abbildung 5.21 c)). Im Laminat konnten keine Temperaturveränderungen beobachtet werden.

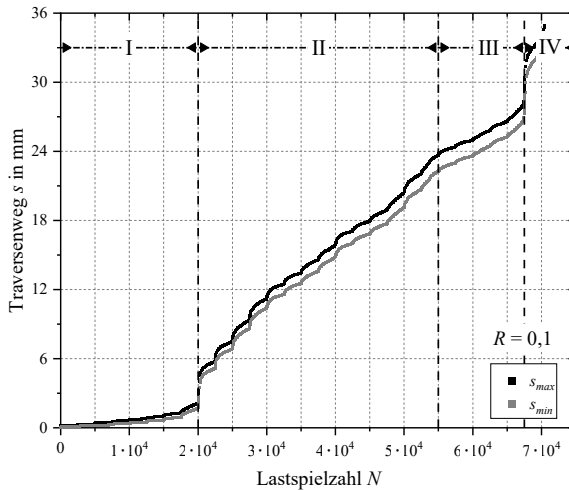


Abbildung 5.19: Repräsentatives Weg-Lastspielzahl-Diagramm eines integralen Hybridträgers im LSV mit charakteristischen Schädigungsbereichen (I-IV), nach [134][#]

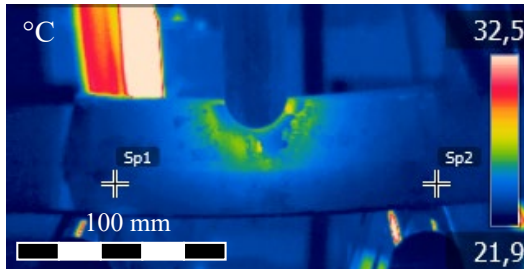
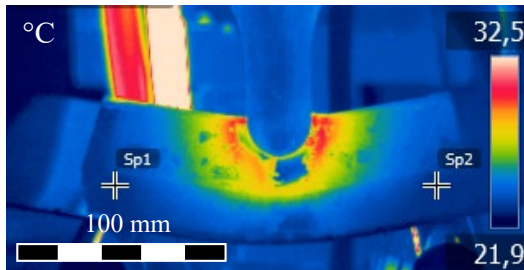
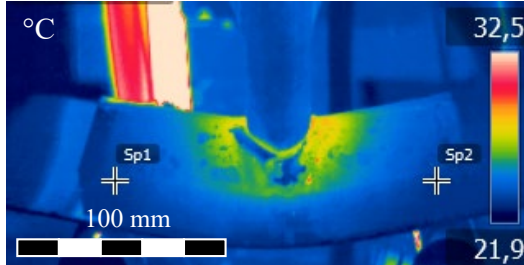
a) Übergang Bereich I/II ($N \approx 20000$, $F_{max} = 6$ kN)b) Bereich II ($N \approx 40000$, $F_{max} = 10$ kN)c) Bereich III ($N \approx 60000$, $F_{max} = 14$ kN)

Abbildung 5.20: Passive Thermographie-Aufnahmen eines exemplarischen integralen Hybridträgers im Verlauf eines LSV im Einflussbereich der Druckfinne, nach [134][#]

Der Übergang von Bereich III zu Bereich IV ist durch die Initiierung des bereits in quasistatischen Versuchen aufgetretenen Risses auf der Laminatoberseite, ausgehend von der Spitze der mittleren Lasche, gekennzeichnet. In Bereich IV kommt es nach einer weiteren Erhöhung von F_{max} zu einer starken Zunahme von s_{max} und s_{min} und der Riss auf der Laminatoberseite breitet sich bis an den Rand des Laminates aus (vgl. Abbildung 5.21d)).

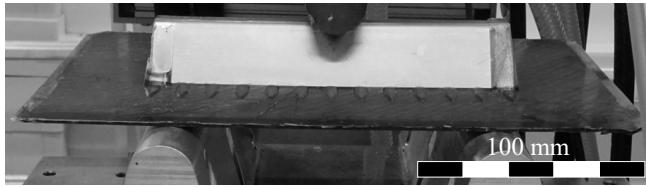
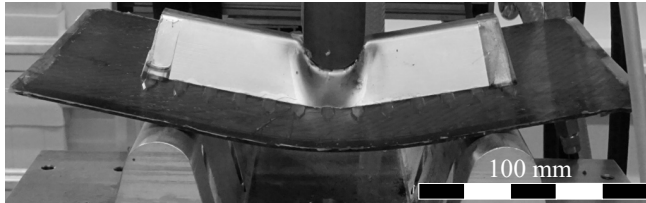
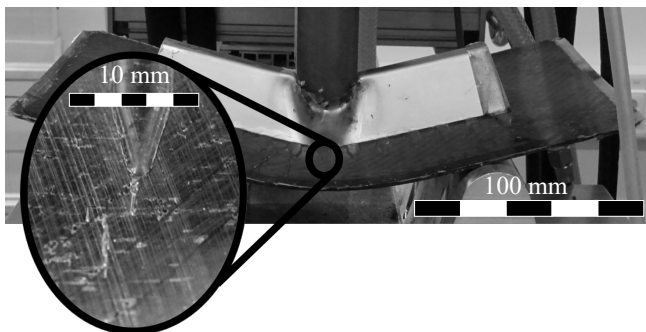
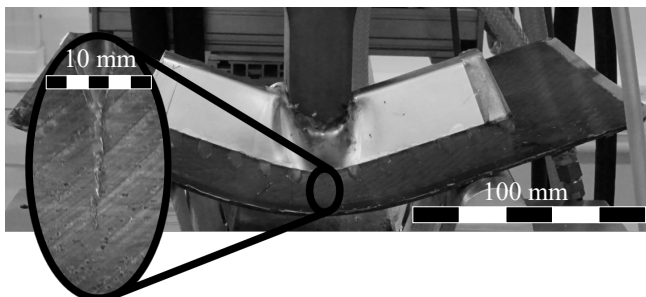
a) Ende von Bereich I ($N \approx 9000$, $F_{max} = 3,5$ kN)b) Ende von Bereich II ($N \approx 52000$, $F_{max} = 12,0$ kN)c) Rissinitiiierung am Beginn von Bereich IV ($N \approx 68000$, $F_{max} = 15,5$ kN)d) Rissausbreitung in Bereich IV ($N \approx 71000$, $F_{max} = 16,0$ kN)

Abbildung 5.21: Exemplarische Bilder der einzelnen Schädigungsbereiche eines integralen Hybridträgers im LSV

Nach Beendigung des Versuchs ist ein Knick im Laminat auf der Unterseite zu erkennen. Auf der Oberseite des Hybridträgers sind neben dem Riss im Laminat auf beiden Seiten des Hutprofils auch die in Abbildung 5.22 gekennzeichneten Risse entlang der gebeulten Profilkanten im Kontaktbereich der Druckfinne zu beobachten.

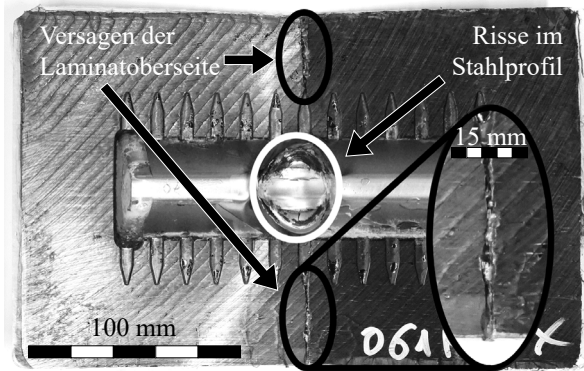


Abbildung 5.22: Schäden auf der Oberseite eines integralen Hybridträgers nach einem LSV, nach [134][#]

In Tabelle 5.7 sind die F_{max} -Werte der LSV bei Erreichen des maximalen Maschinenweges für die geprüften integralen Hybridträger gezeigt. Im Mittel wird die Laststufe mit einer vorgegebenen Kraft von $F_{max}=15,5$ kN erreicht und die F_{max} -Werte streuen um ca. ± 1 kN.

Tabelle 5.7: F_{max} Werte der integralen Hybridträger im LSV bei Erreichen des maximalen Maschinenweges

Hybridträger	F_{max} in kN
1	15,8
2	15,6
3	14,8
4	17,3
5	14,9
MW	15,7 \pm 1,0

5.2.2 Wöhlerversuche

Zur Ermittlung von Bauteil-Wöhlerdiagrammen werden, wie in Abschnitt 2.1.3 beschrieben, ESV mit einer über den gesamten Verlauf konstanten Lastamplitude durchgeführt. Als Grenzlastspielzahl (N_G), ab der ein Versuch als Durchläufer deklariert wird, werden $1 \cdot 10^6$ Lastspiele definiert. Ziel der ESV ist es das makroskopische Ermüdungsverhalten der Hybridträger als Ganzes, aber auch der einzelnen Komponenten, zu charakterisieren. Ein besonderes Augenmerk wird auf die einzelnen in den Komponenten auftretenden Schädigungsmechanismen und deren Einfluss auf das Bauteilverhalten gelegt. In Tabelle 5.8 sind F_{max} , F_m und F_a der durchzuführenden ESV zusammengefasst. Insbesondere der Bereich um $F_{max}=4\text{ kN}$ bis $F_{max}=8\text{ kN}$, der Übergang von Bereich I zu II aus 5.1.1, wird hier durch eine geringere Abstufung der Lasten genauer abgebildet.

Tabelle 5.8: Prüfvorschrift der LSV mit Maximalkraft (F_{max}), mittlerer Kraft (F_m), Kraftamplitude (F_a) und Lastspielzahl (N)

F_{max} in kN	F_m in kN	F_a in kN
4,0	2,20	1,80
5,0	2,75	2,25
6,0	3,30	2,70
7,0	3,85	3,15
8,0	4,40	3,60
10,0	5,50	4,50
12,0	6,60	5,40
14,0	7,70	6,30
16,0	8,80	7,20

Differentielle Hybridträger

Im Verlauf der Versuche treten, je nach Laststufe aus Tabelle 5.8 und Lastspielzahl, Schäden am Stahlprofil und an der Grenzfläche zwischen CFK-Laminat und Stahl auf. Abbildung 5.23 zeigt, dass sich aus den Beobachtungen

der ESV ergebende Bauteil-Wöhlerdiagramm. Aufgetragen sind die Maximalkräfte je Lastspiel (F_{max}) gegen die auf die Kraft bezogene Bruchlastspielzahl (N_F). Die auftretenden Schädigungsmechanismen sind durch die unterschiedlichen Symbole kenntlich gemacht und werden in den folgenden Absätzen näher beschrieben.

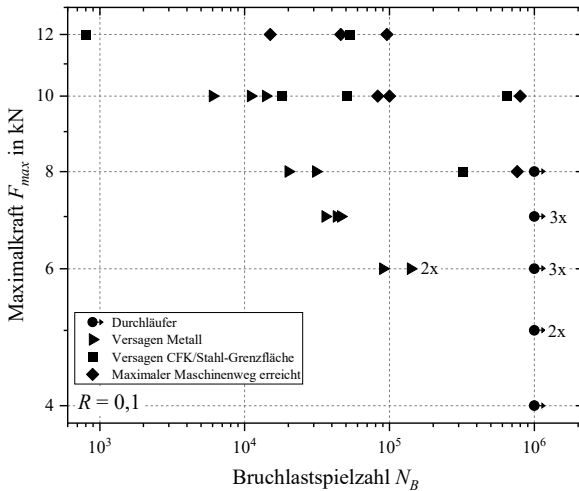
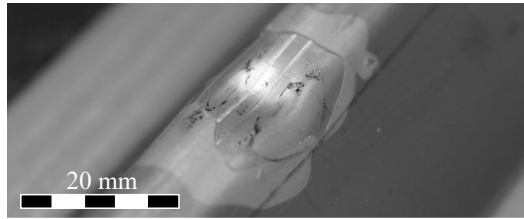
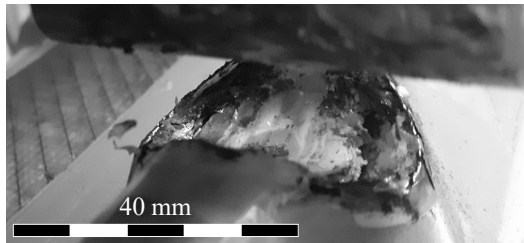


Abbildung 5.23: Bauteil-Wöhlerdiagramm der verschiedenen Schädigungsmechanismen der differentiellen Hybridträger, Daten teilweise aus [134][#]. Abbildung 5.24 b) zeigt das Versagen des Metalls und Abbildung 5.24 d) das Versagen der Grenzfläche.

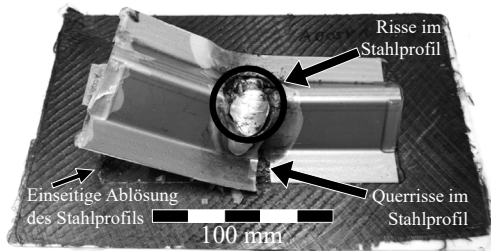
Bei Versuchen mit einer $F_{max} \leq 5$ kN tritt außer einer geringfügigen Deformation im Kontaktbereich der Druckfinne keine weitere Schädigung ein (vgl. Abbildung 5.24 a)). Die Schädigung des Hutprofils tritt zunächst durch die Entstehung von Rissen an den gebeulten Kanten im Kontaktbereich der Druckfinne ein. Abbildung 5.24 b) zeigt ein repräsentatives Schadensbild eines differentiellen Hybridträgers nach einem ESV mit $F_{max} = 7$ kN. Diese Risse im Stahlprofil stellen das in Abbildung 5.23 angegebene Versagen des Metalls dar. Da diese Risse im laufenden Versuch von der Druckfinne verdeckt werden, können deren Längen nicht direkt gemessen werden. Daher wird das Versagen des Hutprofils anhand der Weg-Lastspielzahldiagramme definiert.



- a) Geringfügige plastische Deformation des Hutprofils im Kontaktbereich der Druckfinne nach einem ESV mit $F_{max}=5\text{ kN}$



- b) Aufnahme eines Risses, der das Versagen des Metalls in Abbildung 5.23 zeigt, in einem unterbrochenen ESV mit $F_{max}=7\text{ kN}$, nach [134][#]



- c) Schadensbild eines differentiellen Hybridträgers, nach ESV mit $F_{max}=10\text{ kN}$, nach [134][#]



- d) Schadensbild eines differentiellen Hybridträgers nach ESV mit $F_{max}=12\text{ kN}$, [134][#]

Abbildung 5.24: Schadensbilder der differentiellen Hybridträger nach ESV

In Abbildung 5.25, die zwei repräsentative s_{max} -Verläufe in Abhängigkeit von der Lastspielzahl zeigt, ist jeweils eine starke Zunahme von s_{max} im Bereich $N > 10^4$ zu beobachten. Dieser Bereich konnte durch unterbrochene ESV, aus denen Abbildung 5.24b) stammt, der Rissausbreitung zugeordnet werden. Als Kriterium für das Versagen des Metalls wurde daher eine Zunahme von s_{max} um 2 mm innerhalb dieses Bereichs definiert. Anhand der unterbrochenen ESV lässt sich die s_{max} -Zunahme im Bereich $N \leq 10^4$ auf die plastische Deformation des Stahls und die Durchbiegung des CFK-Laminats zurückführen.

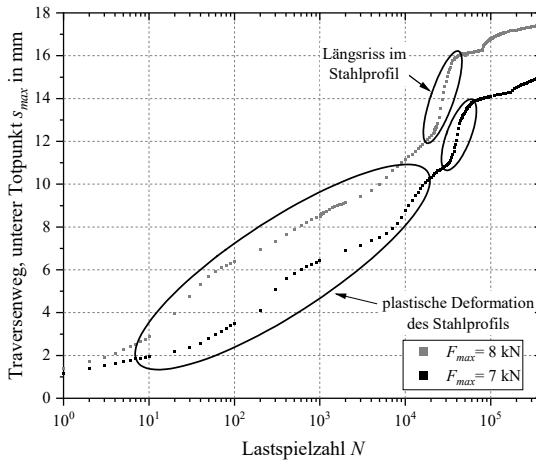


Abbildung 5.25: Repräsentative s_{max} -Verläufe der ESV der differentiellen Hybridträger mit $F_{max}=7 \text{ kN}$ und $F_{max}=8 \text{ kN}$, nach [134][#]

Der Lastspielzahlbereich, in dem das Erstversagen der CFK/Stahl-Grenzfläche eintritt, lässt sich anhand der aufgenommenen Bilder bestimmen. Innerhalb dieses Lastspielzahlbereichs wird das Erstversagen über den Beginn des Anstieges der s_{max} -Werte bestimmt. Hybridträger, bei denen kein Versagen der CFK/Stahl-Grenzfläche eintritt, erreichen N_G auch dann, wenn bereits Risse im Kontaktbereich der Druckfinne aufgetreten sind. Das Versagen der CFK/Stahl-Grenzfläche erfolgt, wie schon bei den zuvor beschriebenen quasistatischen und dynamischen Versuchen, ausgehend von einem Ende des Hutprofils und breitet sich bei weiterer Belastung kontinuierlich in Richtung der Hybridträgermitte und darüber hinaus aus. Tritt das Versagen der CFK/Stahl-Grenzflä-

che ein, erreichen die geprüften Hybridträger im Laufe des Versuchs den maximal möglichen Maschinenweg und der Versuch wird abgebrochen. Je nach Laststufe und Lastspielzahl führen diese Risse zu einem Querriss im Hutprofil und dessen Totalversagen (vgl. Abbildung 5.24 c)).

Bei den Lastniveaus mit $F_{max}=8\text{ kN}$ und $F_{max}=10\text{ kN}$ tritt das Versagen der Hybridträger durch einen Querriss im Hutprofil (vgl. Abbildung 5.24 c)) ein, infolge dessen der maximale Maschinenweg erreicht wird. Bei den Hybridträgern, die mit $F_{max}=12\text{ kN}$ belastet werden, tritt dieser Querriss nicht auf. Stattdessen versagt die CFK/Stahl-Grenzfläche über die Hybridträgermitte hinaus (vgl. Abbildung 5.24 d)) und der maximale Maschinenweg wird erreicht. Ein Versagen des CFK-Laminats konnte bei keinem der Versuche beobachtet werden.

Integrale Hybridträger

Bei den integralen Hybridträgern treten je nach Lastspielzahl und Laststufe neben Schäden am Hutprofil ebenfalls Schäden am Laminat auf. Abbildung 5.26 zeigt, das sich aus den Versuchsbeobachtungen, Bildern und der Auswertung der S_{max} -Verläufe ergebende Bauteil-Wöhlerdiagramm der integralen Hybridträger. Die Auftragung erfolgt analog zu den Versuchen der differentiellen Hybridträger.

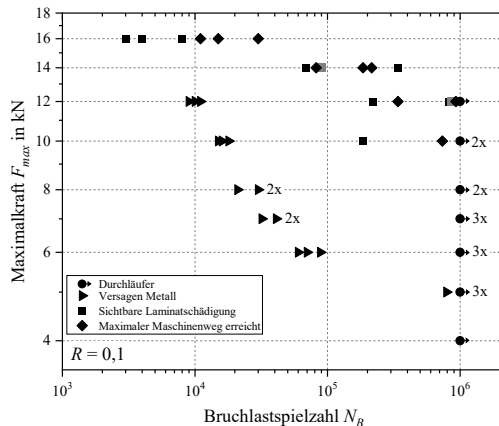
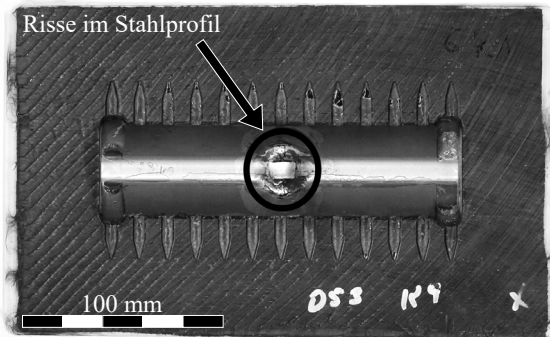
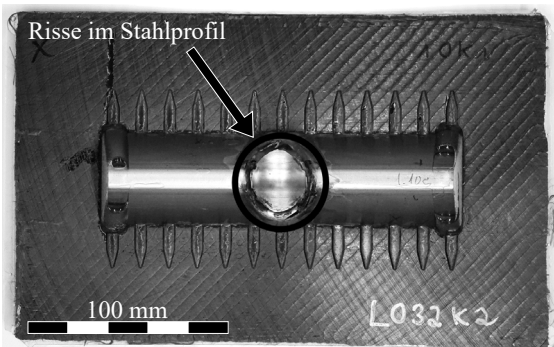


Abbildung 5.26: Bauteil-Wöhlerdiagramm der verschiedenen Schädigungsmechanismen der integralen Hybridträger, Daten zum Teil aus [134][#]

Die Schädigung des Hutprofils erfolgt durch die bereits zuvor beschriebenen Risse an den gebeulten Kanten, die in Kontakt mit der Druckfinne kommen (vgl. Abbildung 5.24b) und Abbildung 5.27). Die Punkte des Metallversagens im Bauteil-Wöhlerdiagramm werden analog zu dem zuvor beschriebenen Verfahren bei den differentiellen Hybridträgern bestimmt.



a) Beginn des Beulens und Rissbildung nach ESV mit $F_{max}=6\text{kN}$

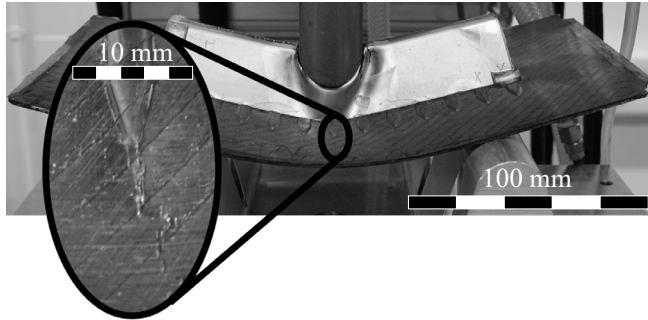


b) Starkes Beulen und Rissbildung nach ESV mit $F_{max}=10\text{kN}$

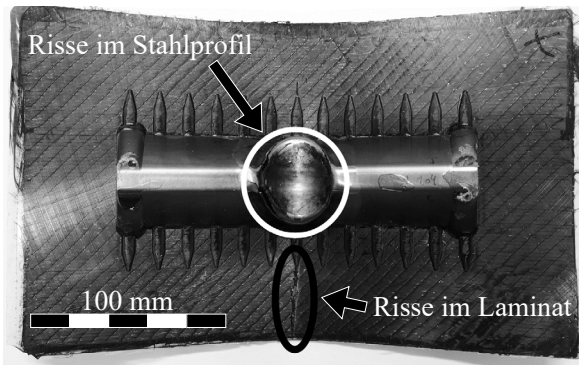
Abbildung 5.27: Repräsentative Schadensbilder der integralen Hybridträger nach ESV mit $F_{max}=8\text{kN}$ und $F_{max}=10\text{kN}$, nach [134]⁹

Der Bereich, in dem die Schädigung des Laminates eintritt, wird anhand der aufgenommenen Bilder eingegrenzt und der Beginn der Schädigung anhand einer verstärkten s_{max} -Zunahme im Versuchsverlauf genau zugeordnet. Die Initiierung des Risses im Laminat erfolgt bei allen integralen Hybridträgern an der Spitze der mittleren eingebetteten Lasche auf der Laminatoberseite und

breitet sich im weiteren Verlauf des Versuchs kontinuierlich bis zum Rand des Laminats aus (vgl. Abbildung 5.28).



a) Rissinitiierung im Laminat bei einem integralen Hybridträger während eines ESV mit $F_{max} = 14 \text{ kN}$



b) Laminatversagen nach ESV mit $F_{max} = 14 \text{ kN}$, nach [134][#]

Abbildung 5.28: Rissinitiierung und Erreichen des Laminatrandes in ESV der integralen Hybridträger

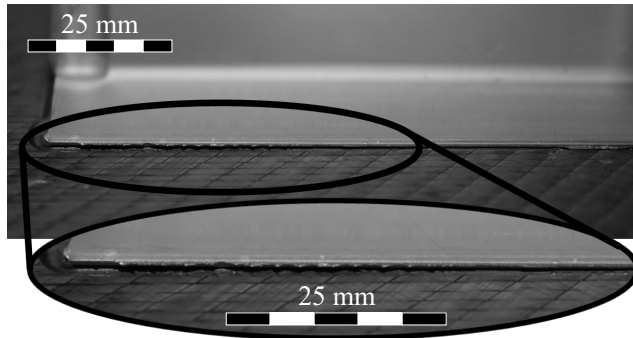
Die integralen Hybridträger, bei denen keine Schädigung des Laminats eintritt, erreichen alle N_G , auch, wenn schon Risse im Stahlprofil auftreten. Schädigungen im Laminat treten ab einem Lastniveau der ESV von $F_{max} = 10 \text{ kN}$ auf. Tritt dieses ein, wird ebenfalls N_G nicht erreicht, da vorher das Erreichen des maximalen Maschinenweges zum Abbruch des Versuchs führt. Schäden auf der Laminatunterseite sind nur vereinzelt zu beobachten und sind nicht durch einen veränderten Verlauf der s_{max} -Werte genauer zuzuordnen.

5.3 Bauteilnahe Beanspruchung und mechanische Restfestigkeit

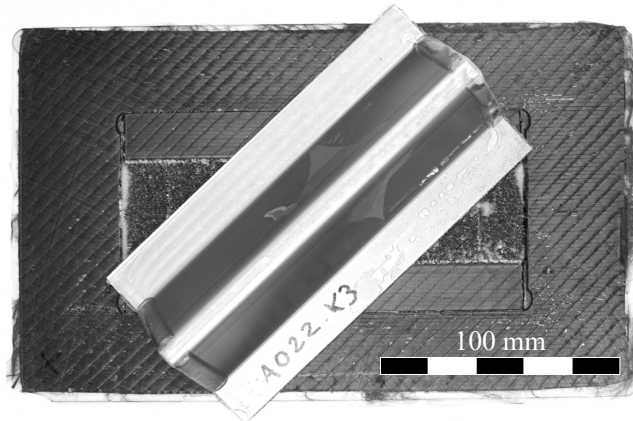
Neben dem Verhalten bei mechanischer Belastung unter quasistatischen, dynamischen und zyklischen Bedingungen werden im Rahmen dieser Arbeit auch die Einflüsse, die bei einer späteren Anwendung auftreten können, untersucht. Hierbei sind insbesondere Impactbelastungen (vgl. Abschnitt 4.2.1) und der Einfluss thermischer (vgl. Abschnitt 4.2.3) und korrosiver Beanspruchung (vgl. Abschnitt 4.2.2) von großer Bedeutung und können durch die Bestimmung der Restfestigkeiten abgeschätzt werden. Der Vergleich der quasistatischen Restfestigkeiten findet mit den Versuchen der jeweiligen Versuchsreihe nach zweimonatiger Lagerung aus Abschnitt 5.1.1 statt, da diese zeitgleich stattfanden.

5.3.1 Einfluss mechanischer Vorschädigung durch Impact

Bevor die mechanischen Eigenschaften ermittelt werden können, werden die differentiellen und integralen Hybridträger auf einem Fallturm mittels Impact vorgeschädigt (vgl. Abschnitt 4.2.1). Die differentiellen Hybridträger zeigen bereits ab einer Impactenergie von 16 J ($E_{Imp,I}$) teilweise ein Versagen der CFK/Stahl-Grenzfläche. Der Grad der Ablösung nimmt mit zunehmender Energie $E_{Imp}=25\text{ J}$ ($E_{Imp,II}$) (vgl. Abbildung 5.29 a)) und $E_{Imp}=40\text{ J}$ ($E_{Imp,III}$) zu. Bei $E_{Imp,III}$ wird bereits bei zwei der fünf geschädigten differentiellen Hybridträger das Hutprofil vom CFK-Laminat abgeschlagen, wie in Abbildung 5.29 b) zu sehen ist. Ein anderes Bild zeigt sich hingegen bei den integralen Hybridträgern. Nach einer Vorschädigung der Hybridträger mit $E_{Imp,I}$ und $E_{Imp,II}$ sind keine Schäden am CFK-Laminat, den Hutprofilflaschen oder an der CFK/Schaum-Grenzfläche zu beobachten.



a) Ablösung der CFK/Stahl-Grenzfläche eines differentiellen Hybridträgers nach einem Impact mit $E_{imp,II}$



b) Nach einem Impact mit $E_{imp,III}$ abgeschlagenes Hutprofil eines differentiellen Hybridträgers

Abbildung 5.29: Aufgetretene Schäden der differentiellen Hybridträger nach Impact

Erst ab $E_{imp,III}$ treten Risse im Schaumkern der integralen Hybridträger auf. Ein solcher Riss ist in Abbildung 5.30 an einer der Trennstellen zwischen den Schaumkernelementen zu sehen. Hier wird deutlich, dass der Riss nicht an der CFK/Schaum-Grenzfläche entsteht, sondern direkt im Schaum. Schäden am Laminat sind weder direkt an der Aufschlagstelle des Indenters, noch im Bereich der eingebetteten Laschen zu beobachten. Ein Versagen der CFK/Stahl-Grenzfläche konnte aufgrund der starken Strahlauhfärtung im Bereich der Grenzfläche in den gezeigten CT-Aufnahmen nicht untersucht werden.

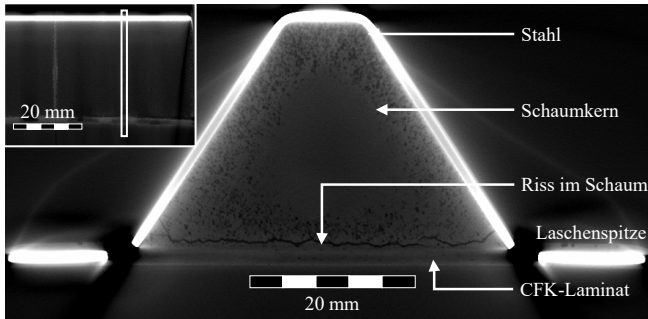


Abbildung 5.30: Riss im Schaum eines integralen Hybridträgers nach einem Impact mit $E_{imp,III}$, nach [145][#]

Zur Evaluierung der durch die integralen Hybridträger aufnehmbaren Impactenergien wurden einzelne Hybridträger mit deutlich höheren Impactenergien beansprucht. Abbildung 5.31 zeigt einen integralen Hybridträger nach einem Impact mit $E_{imp}=100\text{J}$.

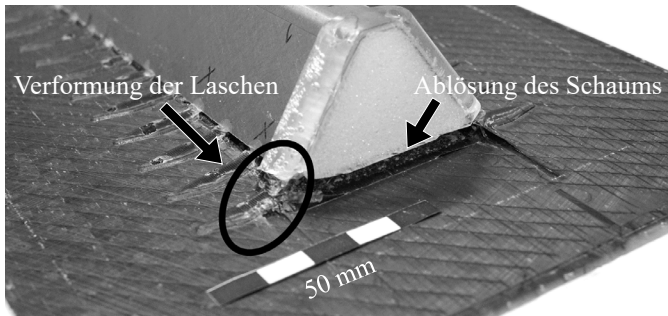


Abbildung 5.31: Deutliche Ablösung des Schaums und Deformation der in das Laminat integrierten Laschen nach einem Impact mit einer Energie von $E_{imp}=100\text{J}$

Die einseitige Ablösung des Schaumstoffs vom CFK-Laminat ist deutlich zu erkennen. Außerdem ist eine Delamination einzelner Faserstränge ausgehend von den eingebetteten Laschen des Hutprofils zu erkennen. Eine Deformation der eingebetteten Laschen ist insbesondere am Übergang zur über dem Laminat befindlichen Struktur des Hutprofils zu beobachten.

Abbildung 5.32 zeigt eine CT-Aufnahme desselben integralen Hybridträgers. Der Riss, wie bereits nach einer Vorschädigung mit $E_{imp,III}$ (vgl. Abbildung 5.31), entlang der Schaumstoff/CFK-Grenzfläche ist deutlich erkennbar.

Zudem ist eine bleibende Deformation des Laminates auf Grund der Verformung der eingebetteten Laschen zu erkennen.

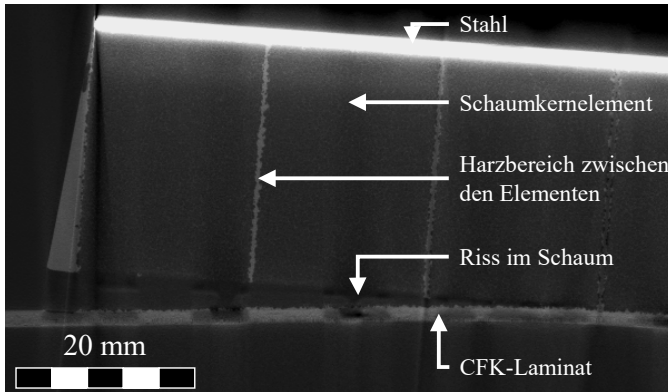


Abbildung 5.32: Deutliche Ablösung des Schaums nach einem Impact mit einer Energie von $E_{imp} = 100 \text{ J}$

Quasistatische Restfestigkeit der differentiellen Hybridträger nach mechanischer Vorschädigung durch Impact

In Abbildung 5.33 sind repräsentative Kraft-Weg-Kurven der quasistatischen Versuche an mechanisch vorgeschädigten differentiellen Hybridträgern und der in Abbildung 5.2 hervorgehobene Verlauf eines differentiellen Hybridträgers der Versuchsreihe nach zweimonatiger Lagerung gezeigt.

In Bereich I (bis Punkt 1) der Kraft-Weg-Kurven (vgl. Abschnitt 5.1.1) zeigt sich kein Einfluss der mechanischen Vorschädigung durch Impact. In Bereich II hingegen sind unabhängig von der Impactenergie, deutlich früher als bei den ungeschädigten differentiellen Hybridträgern erste kleine Kraftabfälle zu beobachten. Das Versagen der CFK/Stahl-Grenzfläche tritt (am jeweiligen Punkt 2 in Abbildung 5.33) nach einem Impact mit $E_{imp,I}$ bereits bei deutlich geringeren Kräften ein als bei ungeschädigten Hybridträgern.

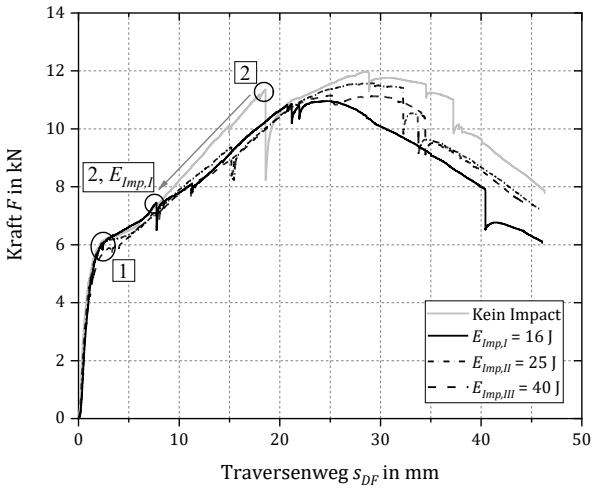


Abbildung 5.33: Repräsentative Kraft-Weg-Diagramme der differentiellen Hybridträger nach mechanischer Vorschädigung mit unterschiedlichen Energien (E_{imp}) im Vergleich zu einem nicht vorgeschädigten differentiellen Hybridträger, nach [145][#]

In Tabelle 5.9 sind die F_{max} -Werte der einzelnen Versuche gezeigt. Es ist eine Abnahme der mittleren quasistatischen Festigkeiten von ca. 20% im Vergleich zu ungeschädigten differentiellen Hybridträgern, unabhängig von der gewählten Impactenergie, zu beobachten.

Tabelle 5.9: Maximale Kräfte (F_{max}) im Drei-Punkt-Biege-Versuch der differentiellen Hybridträger nach mechanischer Vorschädigung

Hybridträger	F_{max} in kN für:			
	Kein Impact	$E_{imp,I}$	$E_{imp,II}$	$E_{imp,III}$
1	12,0	11,7	10,9	11,9
2	16,4	10,8	11,7	11,1
3	12,9	11,9	12,1	11,2
4	13,3	11,0	11,6	-
5	-	11,0	11,9	-
MW	13,7±1,9	11,3±0,5	11,6±0,5	11,4±0,4

Zyklische Restfestigkeit differentieller Hybridträger nach mechanischer Vorschädigung durch Impact

Um den Einfluss von im Vorfeld eingebrachten mechanischen Schäden auf das Verhalten der differentiellen Hybridträger zu untersuchen, wurde als Impactenergie $E_{Imp,II}$ gewählt, da hier in den zuvor vorgestellten Versuchen noch kein Totalversagen der Hybridträger zu sehen war, aber dennoch eine deutliche Schädigung an der CFK/Stahl-Grenzfläche vorhanden ist. Als Stichprobe dienen drei differentielle Hybridträger. In Abbildung 5.34 sind repräsentative Weg-Lastspielzahl-Verläufe eines vorgeschädigten differentiellen Hybridträgers und eines nicht vorgeschädigten differentiellen Hybridträgers gegenübergestellt.

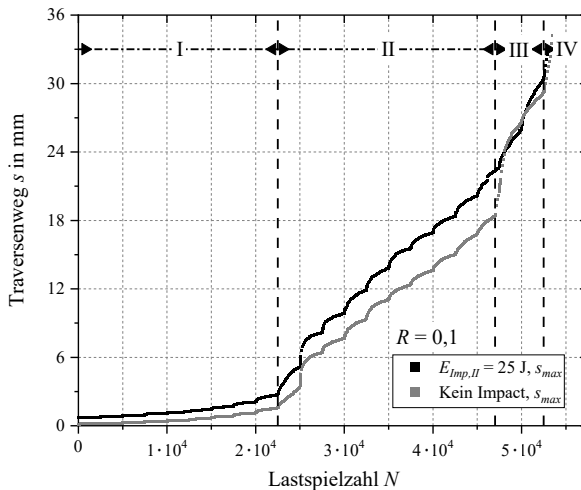


Abbildung 5.34: Repräsentatives Weg-Lastspielzahl-Diagramm eines differentiellen durch Impact mit $E_{Imp,II}$ vorgeschädigten Hybridträgers im LSV im Vergleich zu einem nicht vorgeschädigten differentiellen Hybridträger, Daten aus [134][#]

Die in Bereich I auftretenden Verformungen beschränken sich, wie es bereits für die ungeschädigten Hybridträger der Fall war, auf den direkten Kontaktbereich der Druckfinne mit dem Hutprofil (vgl. Abbildung 5.17 a)). Auch der Übergang zu Bereich II wird wie zuvor durch den Beginn des Beulens der Hutprofilkanten gekennzeichnet. Die Besonderheit der vorgeschädigten Hybridträger ist, dass der Schädigungsmechanismus, in Form des einseitigen Versagens der CFK/Stahl-Grenzfläche, der Bereich II von Bereich III abgrenzt,

bereits vor Beginn der Versuche vorhanden ist (vgl. Abbildung 5.35). Eine Abgrenzung dieser beiden Bereiche durch den resultierenden Anstieg von s_{max} ist für bereits vorgeschädigte Hybridträger daher nicht mehr möglich. In Bereich II und III sind damit sowohl das verstärkte Beulen der Hutprofilkanten als auch das Fortschreiten der Schädigung der CFK/Stahl-Grenzfläche für die Zunahme von s_{max} verantwortlich und nicht isoliert voneinander zu betrachten.

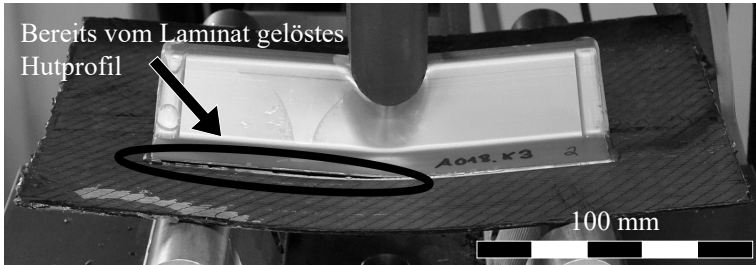


Abbildung 5.35: Mechanisch vorgeschädigter differentieller Hybridträger im LSV ($N \approx 35500$, $F_{max} = 8,5 \text{ kN}$), nach [134][#]

Das Ende des jeweiligen Versuchs tritt bei allen vorgeschädigten differentiellen Hybridträgern innerhalb der 22. Laststufe ein. Die beim Erreichen des maximalen Maschinenwegs wirkenden maximalen Kräfte der vorgeschädigten und nicht vorgeschädigten Hybridträger sind in Tabelle 5.10 dargestellt. Der maximale Maschinenweg wird im Mittel zwei Laststufen früher erreicht, als dies bei den nicht vorgeschädigten differentiellen Hybridträgern der Fall ist.

Tabelle 5.10: Maximal auftretende Kräfte (F_{max}) im Drei-Punkt-Biege-Versuch der differentiellen Hybridträger im LSV bei Erreichen des maximalen Maschinenwegs

Hybridträger	F_{max} in kN für:	
	Kein Impact	$E_{imp,II}$
1	13,1	12,5
2	14,3	12,4
3	13,5	12,5
4	13,6	-
5	13,1	-
MW	$13,5 \pm 0,5$	$12,4 \pm 0,1$

Quasistatische Restfestigkeit der integralen Hybridträger nach mechanischer Vorschädigung durch Impact

In Abbildung 5.36 sind repräsentative Kraft-Weg-Kurven der durch Impact mit verschiedenen Energien vorgeschädigten integralen Hybridträger zusammen mit der in Abbildung 5.8 gezeigten Kurve eines integralen Hybridträgers der Versuchsreihe nach zweimonatiger Lagerung dargestellt. Die Kraft-Weg-Kurven der integralen Hybridträger weisen unabhängig von der aufgebrachtten Impactenergie keine Abweichungen im Vergleich zu einem ungeschädigten integralen Hybridträger in Bezug auf den Verlauf auf.

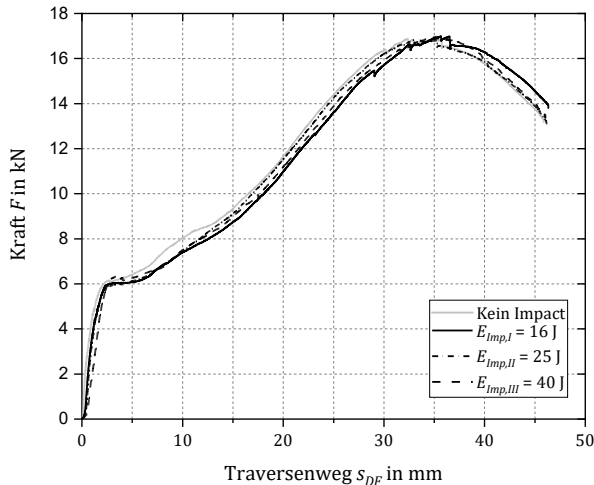


Abbildung 5.36: Repräsentative Kraft-Weg-Diagramme des integralen Hybridträgers nach mechanischer Vorschädigung mit unterschiedlichen Energien (E_{imp}) im Vergleich zu einem nicht vorgeschädigten Hybridträger (Kein Impact), nach [145]^H

Die maximalen Kräfte der integralen Hybridträger nach mechanischer Vorschädigung sind in Tabelle 5.11 zusammengefasst. Die maximal auftretenden Kräfte werden nicht reduziert, obwohl bereits bei einzelnen Hybridträgern das Versagen der CFK/Schaumstoff-Grenzfläche durch einen Impact mit $E_{imp,III}$ eingetreten ist (vgl. Abbildung 5.31).

Tabelle 5.11: Maximal auftretende Kräfte (F_{max}) im Drei-Punkt-Biege-Versuch der integralen Hybridträger nach mechanischer Vorschädigung

Hybridträger	F_{max} in kN für:			
	Kein Impact	$E_{imp,I}$	$E_{imp,II}$	$E_{imp,III}$
1	16,9	17,3	16,8	16,4
2	16,7	17,3	17,3	17,0
3	17,2	17,0	17,1	16,6
4	-	16,2	16,8	16,0
5	-	16,9	-	17,1
MW	16,9±0,2	17,0±0,4	17,0±0,2	16,6±0,5

Zyklische Restfestigkeit integraler Hybridträger nach mechanischer Vorschädigung durch Impact

Um den Einfluss mechanischer Vorschädigung auf die zyklischen Eigenschaften zu untersuchen, wurde als Impactenergie bei den integralen Hybridträgern $E_{imp,III}$ gewählt. Diese ergibt sich aus der in Abschnitt 5.3.1 beschriebenen Impactenergie, bei der die ersten zu beobachtenden Schäden an den integralen Hybridträgern auftreten. Die Stichprobengröße der vorgeschädigten integralen Hybridträger beträgt drei Hybridträger.

In Abbildung 5.37 sind repräsentative Weg-Lastspielzahl-Verläufe eines vorgeschädigten integralen Hybridträgers und eines nicht vorgeschädigten integralen Hybridträgers gegenübergestellt. Die einzelnen auftretenden Schädigungsmechanismen in und an den Übergängen der Bereiche entsprechen denen eines nicht vorgeschädigten integralen Hybridträgers. In Bereich I ist die Verformung auf einen Bereich um den Kontaktpunkt der Druckfinne begrenzt (vgl. Abbildung 5.21 a)). In Bereich II beginnt das Beulen der Hutprofilkanten und nimmt im Versuchsverlauf weiter zu (vgl. Abbildung 5.21 b)). Am Übergang zu Bereich III kommt es zu einem Abflachen der Kurve bis in Bereich IV der maximale Maschinenweg erreicht wird (vgl. Abbildung 5.21 c) und d)).

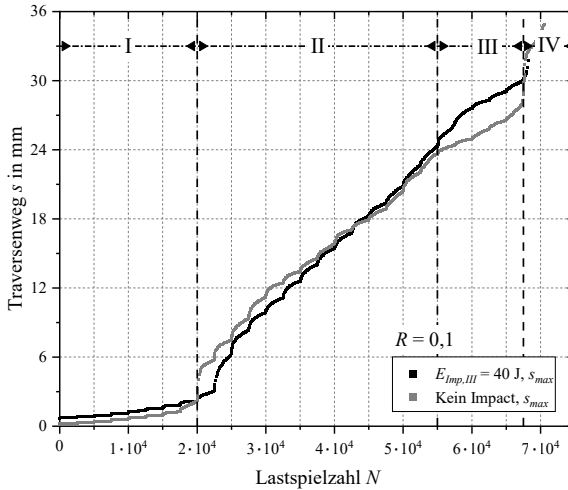


Abbildung 5.37: Repräsentatives Weg-Lastspielzahl-Diagramm eines integralen mit $E_{Imp,III}=40\text{ J}$ mechanisch vorgeschädigten Hybridträgers im LSV im Vergleich zu einem nicht vorgeschädigten integralen Hybridträger, Daten aus [134][#]

In Tabelle 5.12 sind die Ergebnisse der einzelnen LSV zusammengefasst. Im Mittel wird der maximale Maschinenweg bei einer Maximalkraft von 15,77 kN erreicht. Die maximalen Kräfte in LSV sind bei den integralen Hybridträgern vergleichbar mit denen der nicht vorgeschädigten Hybridträger.

Tabelle 5.12: Maximal auftretende Kräfte (F_{max}) im Drei-Punkt-Biege-Versuch der integralen Hybridträger im LSV bei Erreichen des maximalen Maschinenwegs

Hybridträger	F_{max} in kN für:	
	Kein Impact	$E_{imp,III}$
1	15,8	15,8
2	15,6	14,9
3	14,8	16,6
4	17,3	-
5	14,9	-
MW	15,7±1,0	15,8±0,8

5.3.2 Einfluss thermischer Beanspruchung

Abbildung 5.38 zeigt repräsentative Kraft-Weg-Kurven differentieller und integraler Hybridträger, nachdem diese 100 Temperaturzyklen (Anzahl Temperaturzyklen: N_T -Zyklen) ausgesetzt waren. Sowohl für die differentiellen, als auch die integralen Hybridträger ist eine Zuordnung der in 5.1.1 beschriebenen Bereiche ebenfalls möglich.

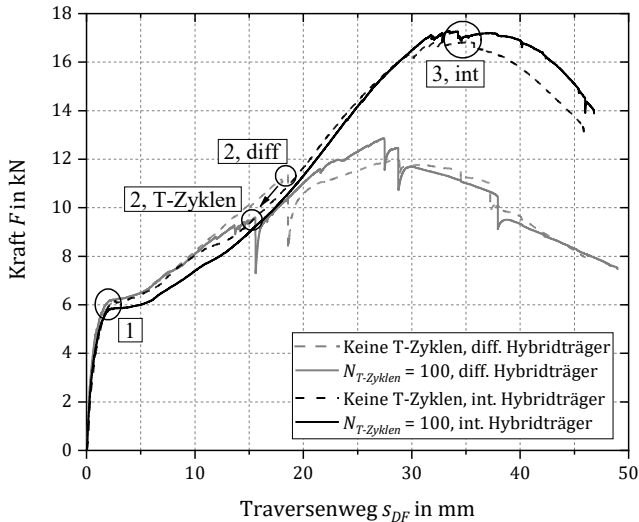


Abbildung 5.38: Repräsentative Kraft-Weg-Kurven der differentiellen (diff.) und integralen (int.) Hybridträger nach 100 Zyklen (N_T -Zyklen) thermischer Beanspruchung im Vergleich zu je einem nicht beanspruchten Hybridträger, nach [145][#]

Im Fall der differentiellen Hybridträger zeigt sich, dass die zur Auslösung der charakteristischen Schädigungsmechanismen erforderlichen Kräfte geringfügig unterhalb derer der differentiellen Hybridträger der Versuchsreihe nach zweimonatiger Lagerung aus Abschnitt 5.1.1 liegen. Dies wird beispielsweise an den zu niedrigeren Kräften verschobenen Punkt 2 (vgl. Abbildung 5.3) eines repräsentativen differentiellen Hybridträgers in Abbildung 5.38 verdeutlicht. Die maximalen Kräfte sinken bei den differentiellen Hybridträgern nach 100 Temperaturzyklen um ca. 10% (vgl. Tabelle 5.13).

Tabelle 5.13: Maximal auftretende Kräfte (F_{max}) im Drei-Punkt-Biege-Versuch der differentiellen (diff.) und integralen (int.) Hybridträger nach thermischer Degradation

Hybridträger	F_{max} in kN diff. Hybridträger		F_{max} in kN int. Hybridträger	
	Keine T-Zyklen	N_T -Zyklen=100	Keine T-Zyklen	N_T -Zyklen=100
1	12,0	12,9	16,9	17,3
2	16,4	12,4	16,7	17,3
3	12,9	12,2	17,2	17,6
4	13,3	12,1	-	16,7
5	-	12,9	-	17,8
MW	13,7±1,9	12,5±0,4	16,9±0,2	17,4±0,4

Bei den integralen Hybridträgern zeigt sich zunächst das gleiche Bild. Die 100 Temperaturzyklen haben keinen Einfluss auf den prinzipiellen Verlauf der Kraft-Weg-Kurven. Dennoch ist ein Anstieg der maximal auftretenden Kräfte an Punkt 3 aus Abbildung 5.9, in Abbildung 5.38, im Vergleich zur Versuchsreihe nach zweimonatiger Lagerung zu beobachten (vgl. Tabelle 5.13). Dieser hängt direkt mit der langsameren Ausbreitung des an der Spitze der mittleren integrierten Lasche initiierten Risses (vgl. Abbildung 5.10b)) zusammen.

5.3.3 Einfluss korrosiver Beanspruchung

Vor der Ermittlung der mechanischen Eigenschaften im quasistatischen Drei-Punkt-Biege-Versuch wurden je fünf der differentiellen und integralen Hybridträger zur korrosiven Degradation für unterschiedliche Zeiten einer Salzsprühnebelumgebung ausgesetzt. In Tabelle 5.14 ist die Massenzunahme nach $t_{Korr,I}=48$ h und $t_{Korr,II}=168$ h für beide Hybridträgervarianten zusammengefasst. Nach $t_{Korr,I}$ in der korrosiven Umgebung nehmen beide Hybridträgervarianten im gleichen Maße an Masse zu. Nach $t_{Korr,II}$ hingegen ist bei den integralen Hybridträgern die Massenzunahme doppelt so hoch wie bei den differentiellen Hybridträgern. Nach der Entnahme aus der Korrosionskammer konnten keine Korrosionsprodukte aus elektrochemischer Korrosion (vgl. Abschnitt 2.3.6) an den offen liegenden Oberflächen beobachtet werden. Ebenso

konnten nach dem Versagen der CFK/Stahl-Grenzfläche im Fall der differentiellen Hybridträger auch an dieser keine Korrosionsprodukte oder salzige Ablagerungen festgestellt werden.

Tabelle 5.14: Feuchtigkeitsaufnahme der Hybridträger nach korrosiver Degradation in einer Salzsprühnebelkammer, nach [145][#]

Korrosionsdauer	Hybridträgervariante	Mittlere Feuchtigkeitsaufnahme in g
$t_{Korr,I} = 48$ h	Differentiell	$0,3 \pm 0,3$
	Integral	$0,3 \pm 0,3$
$t_{Korr,II} = 168$ h	Differentiell	$0,7 \pm 0,4$
	Integral	$1,4 \pm 0,4$

In Abbildung 5.39 sind repräsentative Kraft-Weg-Kurven beider Hybridträgervarianten nach unterschiedlichen Zeiten in korrosiver Umgebung vergleichend mit dem Verlauf je eines nicht degradierten Hybridträgers dargestellt. Für beide Hybridträgervarianten sind die in 5.1.1 beschriebenen charakteristischen Schädigungsmechanismen und Bereiche der Kraft-Weg-Kurven zu erkennen. Ebenfalls sind die Verläufe der Kraft-Weg-Kurven mit den Verläufen der nicht degradierten Hybridträgervarianten vergleichbar.

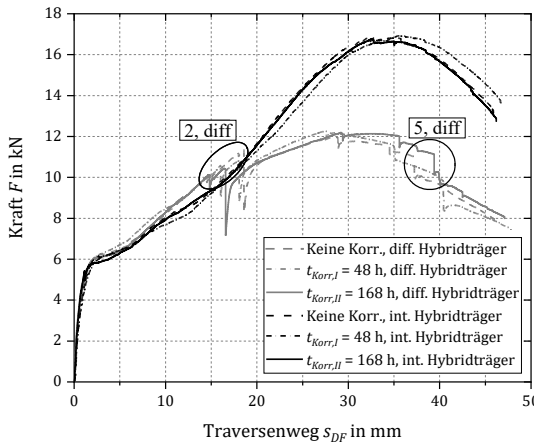


Abbildung 5.39: Repräsentative Kraft-Weg-Diagramme beider Hybridträgervarianten nach korrosiver Degradation für unterschiedliche Zeiten (t_{Korr}) in einer Salzsprühnebelkammer im Vergleich zu je einem nicht degradierten Hybridträger, nach [145][#]

Anhand der Versuchsbeobachtungen und der gemachten Bilder tritt bei den differentiellen Hybridträgern, unabhängig von der Dauer der Degradation, der Beginn des Grenzflächenversagens (vgl. Abbildung 5.5 c)) an der CFK/Stahl-Grenzfläche an Punkt 2 der jeweiligen Versuche (vgl. Abbildung 5.34) bei geringeren Kräften auf. Ebenso ist im Mittel über alle Versuche die Entstehung des Risses (vgl. Abbildung 5.5 d)) auf der Laminatoberseite zu geringeren Kräften hin verschoben (Punkt 5 der jeweiligen Versuche in Abbildung 5.39). In Tabelle 5.15 sind die F_{max} -Werte der degradierten differentiellen Hybridträger zusammen mit denen der differentiellen Hybridträger der Versuchsreihe nach zweimonatiger Lagerung aus 5.1.1 zu sehen. Die maximalen Kräfte sinken unabhängig von der Korrosionsdauer um ca. 13 %.

Tabelle 5.15: Maximale Kräfte (F_{max}) im Drei-Punkt-Biege-Versuch der differentiellen Hybridträger nach korrosiver Degradation in einer Salzsprühnebelkammer

Hybridträger	F_{max} in kN für:		
	Keine Korrosion	$t_{Korr,I}$	$t_{Korr,II}$
1	12,0	12,1	11,4
2	16,4	12,8	12,5
3	12,9	12,1	12,3
4	13,3	12,3	12,2
5	-	11,5	11,7
MW	13,7±1,9	12,1±0,5	12,0±0,5

Für die integralen Hybridträger ist zu beobachten, dass die Rissinitiation an der Spitze der mittleren eingebetteten Lasche (vgl. Abbildung 5.10b)) erst bei einer Korrosionsdauer von 168 h zu geringeren Kräften hin verschoben ist. Nach 48 h ist kein Einfluss auf das Schädigungsverhalten zu beobachten. Tabelle 5.16 wiederum zeigt die Ergebnisse der einzelnen integralen Hybridträger nach unterschiedlichen Zeiten korrosiver Degradation im Vergleich zu den nicht degradierten integralen Hybridträgern der Versuchsreihe nach zweimonatiger Lagerung aus 5.1.1. Anhand der gezeigten Ergebnisse ist kein Einfluss der korrosiven Degradation auf die Hybridträgerfestigkeiten festzustellen.

Tabelle 5.16: Maximale Kräfte (F_{max}) im Drei-Punkt-Biege-Versuch der integralen Hybridträger nach korrosiver Degradation in einer Salzsprühnebelkammer

Hybridträger	F_{max} in kN für:		
	Keine Korrosion	$t_{Korr,I}$	$t_{Korr,II}$
1	16,9	16,9	16,8
2	16,7	16,8	16,8
3	17,2	17,3	17,0
4	-	17,4	16,6
5	-	17,5	16,6
MW	16,9±0,2	17,2±0,3	16,7±0,2

6 Diskussion

Die Diskussion der in Kapitel 5 vorgestellten Ergebnisse erfolgt zunächst separat für die jeweilige Hybridträgervariante und die gewählten Belastungen. In Abschnitt 6.1 werden die Ergebnisse der differentiellen Hybridträger bei quasistatischer, dynamischer und zyklischer Last diskutiert, eine Lebensdauerprognose erarbeitet und letztendlich der Einfluss bauteilnaher Beanspruchungen erläutert. In Abschnitt 6.2 erfolgt die Diskussion analog für die integralen Hybridträger. In Abschnitt 6.3 werden die beiden Hybridträgervarianten hinsichtlich ihrer absoluten mechanischen Eigenschaften, auftretenden Schädigungen und dem Einfluss bauteilnaher Beanspruchungen verglichen. Der besonders bei Leichtbaustrukturen relevante Einfluss der Masse der Hybridträgervarianten wird abschließend in Abschnitt 6.4 erörtert.

6.1 Differentielle Hybridträger

6.1.1 Quasistatische Beanspruchung

In Abschnitt 4.1 wird beschrieben, dass während der Drei-Punkt-Biege-Versuche ein inhomogener Spannungszustand in den Hybridträgern vorliegt. Hierdurch kommt es an den Kanten des Hutprofils mit steigenden Lasten zur Überschreitung der Fließgrenze des Stahls. Die plastische Deformation aufgrund der Druckspannungen im Kontaktbereich mit der Druckfinne nimmt mit steigender Last über den Querschnitt des Stahlprofils zu. Dieses Verhalten ist in Bereich I in Abbildung 5.3 durch ein Abflachen der Kraft-Weg-Kurve zu erkennen. Das Kollabieren des integrierten Schaumkerns und damit des sandwichartigen Verbundes ist der Auslöser für den Übergang zu Bereich II an Punkt 1 (vgl. Abbildung 6.1, Schema 1). Das Einbeulen der Deckschicht wird als einer der möglichen Schadensmodi für sandwichartige Strukturen beschrieben [146, 147]. Daraus resultiert ein geringerer Widerstand gegen die von der Druckfinne aufgebraachte Kraft und die Kanten des Hutprofils beginnen zu beulen. Diese Beobachtungen werden ebenfalls durch Mildner [38] beschrieben

und als charakteristisches Schadensmuster solcher Strukturen bezeichnet. Der Einfluss eines Schaumkerns zeigte sich ebenfalls in den von Phan [114] und Friedrich [115] durchgeführten Vorversuchen. Durch die Integration des Schaumkerns konnte der Übergang von Bereich I zu Bereich II zu höheren Kraftwerten verschoben werden [114, 115].

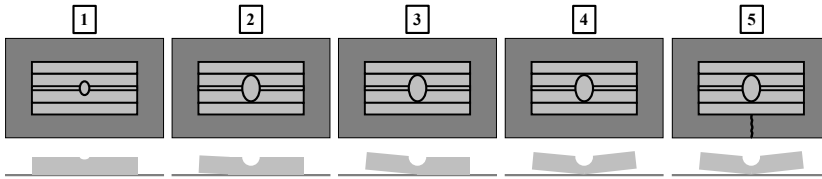


Abbildung 6.1: Schematische Darstellung der Schädigungsmechanismen der differentiellen Hybridträger bei quasistatischer und dynamischer Belastung. 1) Beginn des Beulens der Profilkanten, 2) Einseitiges Versagen/Ablösung der CFK/Stahl-Grenzfläche, 3) Ablösung erreicht Hybridträgermitte und Erreichen von F_{max} , 4) Vollständige Ablösung der CFK/Stahl-Grenzfläche, 5) Riss auf der Laminaoberseite

In Bereich II der Kraft-Weg-Kurven der differentiellen Hybridträger kommt es zu einer Erhöhung der in der Klebschicht wirkenden Spannungen, welche an den Enden des aufgeklebten Hutprofils maximal werden [58, 117]. Das unterschiedliche Verformungsverhalten unter mechanischer Last des CFKs und des Stahls führt zu einem inhomogenen Spannungszustand in der CFK/Stahl-Grenzfläche [58]. Die Folge sind, ergänzend zu den wirkenden Schälspannungen, auftretende mechanisch induzierte Schubspannungen. Aufgrund der Fertigung der Hybridträger bei Temperaturen von 80 °C und einer Prüfung bei Raumtemperatur (23 °C) spielen zudem thermisch induzierte Eigenspannungen, insbesondere in der CFK/Stahl-Grenzfläche, eine zusätzliche Rolle [58]. Stahl weist im relevanten Temperaturbereich zwischen 20 °C und 100 °C einen thermischen Ausdehnungskoeffizienten von $\alpha_{Stahl} = 16 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ auf [82], wohingegen CFK-Kreuzlaminate in faserparalleler Richtung einen thermischen Ausdehnungskoeffizienten von $\alpha_{CFK} = 2,4 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ bis $\alpha_{CFK} = 2,8 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ aufweisen [148]. Unter der Annahme, dass in der Mitte der Überlappung von CFK und Stahl nach dem Abkühlen keine thermisch induzierten Eigenspannungen vorliegen, werden diese an den Enden der Überlappung maximal [58]. Daher wird für eine Abschätzung der thermisch induzierten Eigenspannungen nur die Hälfte der Länge des Hutprofils betrachtet. Zudem wird angenommen, dass an

der CFK/Stahl-Grenzfläche zwar ein komplexer Spannungszustand vorliegt, allerdings nur die thermisch induzierten Schubspannungen von Interesse sind und daher die folgende vereinfachte Abschätzung getroffen werden kann. Abbildung 6.2 zeigt hierzu eine schematische Skizze der Längen von CFK und Stahl vor der Abkühlung, bei einer Werkzeugtemperatur von $T_1 = 80^\circ\text{C}$ und nach der Abkühlung auf Raumtemperatur $T_2 = 23^\circ\text{C}$, wenn diese sich frei verformen können. Die Gesamtlänge des Hutprofils bei T_1 berechnet sich aus der Ausgangslänge des Hutprofils bei Raumtemperatur (T_2) von 179 mm (vgl. Abbildung 3.1), dem thermischen Ausdehnungskoeffizienten von Stahl (α_{Stahl}) und der beim Erwärmen/Abkühlen auftretenden Temperaturdifferenz $\Delta T = 57^\circ\text{C}$. Für den thermischen Ausdehnungskoeffizienten des Laminats wird ein Mittelwert aus den zuvor genannten Werten mit $\alpha_{\text{CFK}} = 2,6 \cdot 10^{-6} \text{K}^{-1}$ angenommen. Die resultierende thermische Scherdehnung (γ_{th}) lässt sich aus der Differenz der freien Verformungen (Δl) bestimmen (vgl. Gleichung (6.1) bis (6.4)).

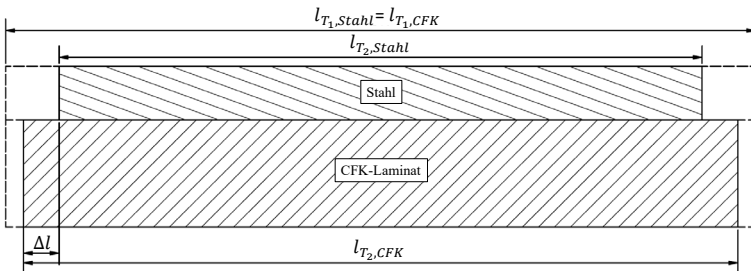


Abbildung 6.2: Schematische Skizze zur Abschätzung der therm. induzierten Eigenspannungen

$$l_{T_1, \text{Stahl}} = l_{T_1, \text{CFK}} = l_{T_2, \text{Stahl}} \cdot (1 + \alpha_{\text{Stahl}} \cdot \Delta T) = 179,16 \text{ mm} \quad (6.1)$$

$$l_{T_2, \text{CFK}} = l_{T_1, \text{Stahl}} \cdot (1 + (\alpha_{\text{CFK}} \cdot -\Delta T)) = 179,14 \text{ mm} \quad (6.2)$$

$$\Delta l = \frac{l_{T_2, \text{Stahl}} - l_{T_2, \text{CFK}}}{2} = -0,07 \text{ mm} \quad (6.3)$$

$$\gamma_{th} = \frac{2 \cdot \Delta l}{l_{T_2, \text{Stahl}}} = -7,6 \cdot 10^{-4} \quad (6.4)$$

Der Schubmodul des Laminates ($G_{CFK}^{\perp\perp}$) lässt sich aus dem von Alt [145][#] für das Laminat experimentell ermittelten Wert des E-Moduls ($E_{CFK} = 54,4 \text{ GPa}$) und der Querkontraktionszahl ($\nu_{CFK}^{\perp\perp} = 0,37$, [4]) bestimmen:

$$G_{CFK}^{\perp\perp} = \frac{E_{CFK}^{\perp\perp}}{2 \cdot (1 + \nu_{CFK}^{\perp\perp})} = 19,85 \text{ GPa.} \quad (6.5)$$

Der Betrag der thermisch induzierten Spannungen an der Grenzfläche (τ_{th}) lässt sich wiederum aus der thermischen Scherdehnung γ_{th} und dem errechneten Schubmodul $G_{CFK}^{\perp\perp}$ bestimmen:

$$\tau_{th} = |\gamma_{th} \cdot G_{CFK}^{\perp\perp}| = 15,15 \text{ MPa.} \quad (6.6)$$

Epoxid-Systeme weisen typischerweise eine Scherfestigkeit im Bereich von 15 MPa bis 35 MPa [149, 150] auf. Somit sind die thermisch induzierten Eigenspannungen an den Enden des Hutprofils als kritisch für das Schädigungsverhalten der differentiellen Hybridträger anzusehen. Findet zudem eine Überlagerung mit durch die Belastung auftretenden Spannungen statt, wie es vermutlich bei den durchgeführten Versuchen der Fall ist, ist davon auszugehen, dass diese für die Initiierung des Versagens der Klebschicht im Laufe der Versuche verantwortlich sind. Abbildung 6.3 zeigt die aufgrund der beschriebenen Spannungskonzentration an einem Ende des Hutprofils kurz vor der Initiierung des Klebschichtversagens auftretenden Dehnungen.

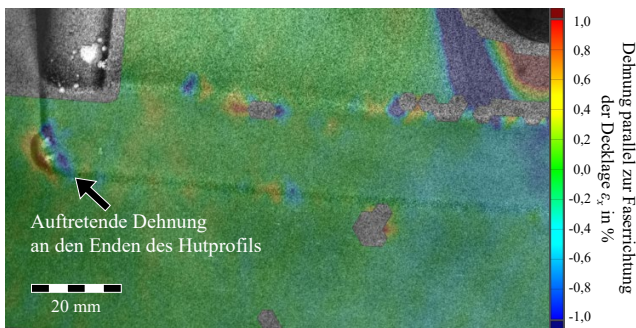


Abbildung 6.3: DIC-Aufnahme eines differentiellen Hybridträgers vor dem Versagen der Klebung an Punkt 2 aus Abbildung 5.3, nach [134][#]

Zu erkennen sind die auftretenden Dehnungen auf der Laminatoberseite und im Hutprofil, die von der Klebschicht aufgenommen werden müssen und an den Ecken maximal sind. Der Beginn des Versagens der Klebschicht (vgl. Abbildung 6.1, Schema 2) führt zu abrupten Kraftabfällen in Folge der reduzierten Krafteinleitungsfläche. Schälspannungen am Schädigungsansatz führen in Bereich III zu fortschreitendem Versagen der CFK/Stahl-Grenzfläche. In der Folge kommt es zur weiteren Reduzierung der Hybridträgersteifigkeit und einem Abflachen der Kurven bis zum Erreichen von F_{max} , wenn die Schädigung die Hybridträgermitte erreicht (vgl. in Abbildung 6.1, Schema 3). Der Grund hierfür ist, dass direkt unter der Druckfinne eine direkte Krafteinleitung in das Laminat stattfindet und ein Versagen dieses Bereichs die größten Folgen für den Hybridträger nach sich zieht. Im Vergleich zur Steigung vor Erreichen von F_{max} weisen die Kraft-Weg-Kurven nach Erreichen von F_{max} eine vom Betrag deutlich geringere negative Steigung auf. Dieses Verhalten lässt den Schluss zu, dass sich die Krafteinleitungsverhältnisse nur noch geringfügig ändern, bis die vollständige Ablösung der CFK/Stahl-Grenzfläche (vgl. Abbildung 6.1, Schema 4) eintritt. Deng und Lee [117, 151] beobachteten in Biegeversuchen an Stahlträgern, die an der Unterseite durch CFK verstärkt wurden, ein ähnliches Verhalten. Die Initiierung der Schädigung erfolgte ebenfalls an einem Ende der Verstärkung und das Versagen über die Bauteilmitte hinweg hatte, wie in den Versuchen dieser Arbeit, einen deutlichen Steifigkeitsverlust zur Folge. Das Versagen der CFK/Stahl-Grenzfläche erfolgt bei den differentiellen Hybridträgern durch adhäsives Versagen an der Stahloberfläche (vgl. Abbildung 5.4). Kohäsives Versagen konnte nicht beobachtet werden (vgl. Abschnitt 2.3.2). Eine aufwändigere Vorbereitung der Metalloberfläche könnte hier jedoch zu anderen Ergebnissen führen. In der vorliegenden Arbeit erfolgte die Grenzschichtbehandlung lediglich durch ein mechanisches Anrauen und anschließende Reinigung mit *Aceton*.

Das Laminatversagen im Bereich der maximalen Durchbiegung (vgl. Abbildung 6.1, Schema 5) wird in allen Versuchen auf der Laminatoberseite initiiert (vgl. Abbildung 5.5 d)). Das Versagen erfolgt, aufgrund der Druckbeanspruchung parallel zu den Fasern der Decklage, quer zur Biegelinie. Dieses Verhalten ist auf die geringere Druckfestigkeit von CFK im Vergleich zur Zugfestigkeit zurückzuführen [4]. Das für ein solches Versagen charakteristische

Knicken der Fasern [33] ist in den Schadensbildern zu erkennen (vgl. Abbildung 5.5d)). Die schlagartige Ausbreitung der Schädigung bis zum Rand des Laminats lässt auf eine homogene Spannungsverteilung in der versagenden Laminatschicht schließen. Das Versagen der Laminatunterseite durch Faserbrüche ist auf die wirkenden Zugspannungen parallel zur Faserrichtung der Decklagen zurückzuführen. In Abbildung 6.4 sind die in Abschnitt 5.1.1 beschriebenen und zuvor diskutierten charakteristischen Schädigungsmechanismen der beiden Versuchsreihen der differentiellen Hybridträger einander gegenübergestellt.

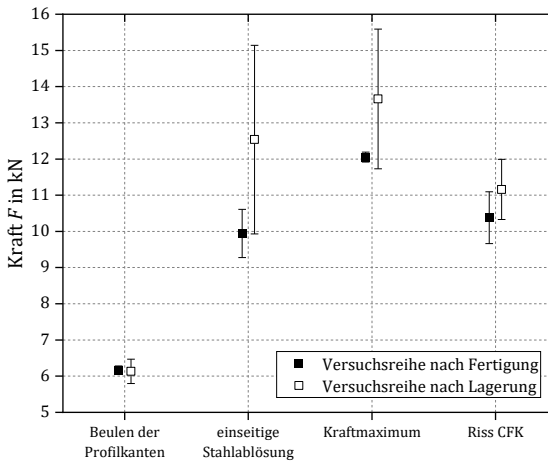


Abbildung 6.4: Vergleich der charakteristischen Schädigungspunkte der beiden Versuchsreihen der differentiellen Hybridträger, Daten aus [134, 145][#]

Im Vergleich zur Versuchsreihe direkt nach der Fertigung wurden die Hybridträger der zweiten Versuchsreihe nicht direkt nach der Fertigung, sondern nach zweimonatiger Lagerung geprüft. Alle charakteristischen Schädigungspunkte, die im Zusammenhang mit der Festigkeit der CFK/Stahl-Grenzfläche stehen, treten bei der Versuchsreihe nach zweimonatiger Lagerung erst bei höheren Kräften, verbunden mit einer höheren Streuung, auf. Die höhere Streuung ist darauf zurückzuführen, dass insbesondere eine der in Abbildung 5.2 gezeigten Kraft-Weg-Kurven einen deutlich anderen Verlauf hat. Bei diesem Hybridträger versagt die CFK/Stahl-Grenzfläche erst deutlich später als bei allen anderen Hybridträgern. Das Versagen tritt bei diesem Hybridträger schlagartig bis

über die Hybridträgermitte hinweg ein. Damit bildet das einseitige Versagen der CFK/Stahl-Grenzfläche auch das absolute Kraftmaximum in der Kraft-Weg-Kurve.

Eine Ursache für die erhöhten Kraftwerte könnte der in Abschnitt 2.1.4 beschriebene Abbau der Eigenspannungen innerhalb der Klebschicht und des Laminats sein. Dieser Abbau der thermisch induzierten Eigenspannungen findet durch Relaxationsprozesse innerhalb der Epoxidharzmatrix statt, wodurch Spannungsspitzen abgebaut und die Verbindungsfestigkeit erhöht wird [58]. Eine weitere Begründung für die höheren Verbindungsfestigkeiten könnte eine mit der Zeit eintretende Erhöhung des Vernetzungsgrades innerhalb der Matrix sein. Um den Vernetzungsgrad der beiden Versuchsreihen relativ zueinander vergleichen zu können wurden direkt im Anschluss an die mechanische Prüfung DSC-Messungen mittels *DSC 1* der Fa. *Mettler Toledo* am Fraunhofer ICT durchgeführt. Die DSC-Messungen liefen wie folgt ab: Nach einer ersten Aufheizphase von 25 °C auf 220 °C mit 10K/min, sowie einer Haltezeit von 5 Minuten bei 220 °C, folgt eine Abkühlphase von 220 °C auf 25 °C mit 10K/min. Einer erneuten Haltezeit von 5 Minuten bei 25 °C folgt wiederum eine abschließende zweite Aufheizphase. Die Ergebnisse der ersten Aufheizphase der DSC-Messungen sind in Abbildung 6.5 dargestellt.

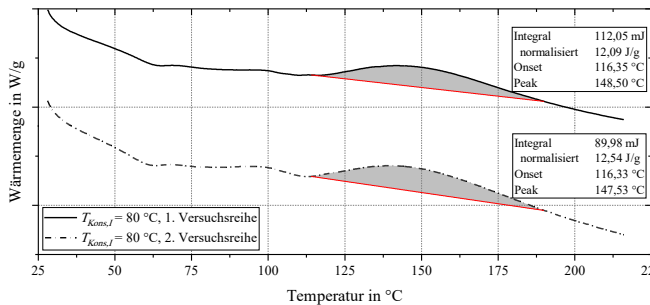


Abbildung 6.5: DSC-Messungen zum Einfluss des Zeitpunktes der Prüfung

In beiden Fällen findet in der ersten Aufheizphase eine Nachvernetzung statt. Die normalisierten freiwerdenden Energien sind bei beiden Versuchsreihen nahezu identisch. Hieraus kann geschlossen werden, dass eine Nachvernetzung nicht der Grund für die erhöhten Verbindungsfestigkeiten der differentiellen Hybridträger der Versuchsreihe nach zweimonatiger Lagerung ist.

Die aus den DSC Messungen gewonnenen Erkenntnisse und die in Abschnitt 2.1.4 beschriebenen Vorgänge innerhalb der Epoxidharzmatrix lassen den Schluss zu, dass der Abbau der thermisch induzierten Eigenspannungen durch die viskoelastischen Eigenschaften der Matrix [4] der Grund für die höheren Kräfte der Versuchsreihe nach zweimonatiger Lagerung ist. Weiterhin zeigt der Ausreißer in Abbildung 5.2, welches Potential auch eine Klebeverbindung grundsätzlich aufweist. Findet eine aufwändigere Vorbehandlung der Metalloberfläche der differentiellen Hybridträger statt, wären auch höhere Kräfte für alle mit der Grenzfläche in Verbindung stehenden Schädigungsmechanismen denkbar, wie bereits durch Versuche an Inserts mit optimierten Oberflächen gezeigt werden konnte [18]. Mögliche Methoden zur Verbesserung der Anhaftung werden in [152]* beschrieben und können beispielsweise eine Laserstrukturierung [153–155], die chemische Aktivierung der Metalloberfläche durch Sol-Gel-Verfahren [156–158] oder eine „sandblast coating“-Behandlung sein [159].

6.1.2 Dynamische Beanspruchung

Die anhand der Kraft-Weg-Kurven ermittelten charakteristischen Schädigungsmechanismen und die zugehörigen Kräfte sind für die untersuchten Prüfgeschwindigkeiten in Abbildung 6.6 dargestellt. Als Vergleich dienen die Ergebnisse der Versuchsreihe, die direkt nach der Fertigung geprüft wurde.

Mit zunehmender Prüfgeschwindigkeit treten alle in Abschnitt 5.1.1 beschriebenen charakteristischen Schädigungsmechanismen erst bei höheren Kräften ein. Das zu höheren Kräften verschobene Beulen der Profilkanten und damit eine verzögerte plastische Verformung des Stahls der Druckfinne ist durch die mit zunehmender Verformungsgeschwindigkeit steigende Fließgrenze des eingesetzten Stahls [83, 87] zu erklären. Neben dem Beulen der Hutprofilkanten tritt bei höheren Prüfgeschwindigkeiten auch das Versagen der CFK/Stahl-Grenzfläche bei höheren Kräften ein. Dieses Verhalten ist vermutlich auf das zeitabhängige Relaxationsverhalten der Epoxidharzmatrix zurückzuführen. In Epoxidharzen können die für eine Verformung notwendigen Prozesse bei erhöhten Verformungsgeschwindigkeiten nicht schnell genug ablaufen, was zu einem Anstieg der Festigkeit führt [32, 58, 121].

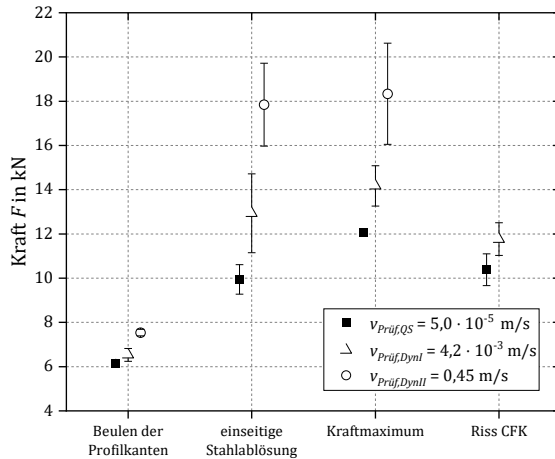


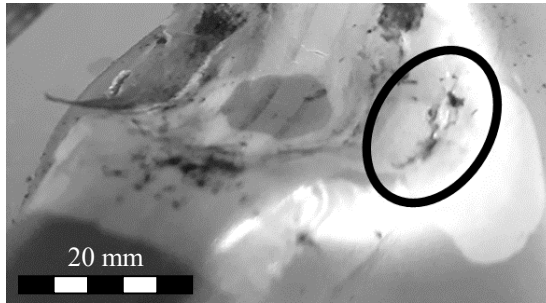
Abbildung 6.6: Vergleich der charakteristischen Schädigungspunkte bei unterschiedlichen Prüfgeschwindigkeiten (v_{Pruf}) der differentiellen Hybridträger, Daten aus [134][#]

Der Anstieg der Festigkeit der Epoxidharzmatrix, die zugleich auch die Grenzflächenfestigkeit zwischen CFK und Stahl darstellt, führt wiederum dazu, dass höhere Kräfte notwendig sind, um ein Versagen der Grenzfläche herbeizuführen. Das Versagen der Grenzfläche tritt mit zunehmender Prüfgeschwindigkeit über eine größere Fläche ein, was wiederum ausgeprägtere Kraftabfälle in den Kraft-Weg-Kurven zur Folge hat. Durch das großflächigere Versagen der Grenzfläche fällt die Kraftdifferenz zwischen der Initiierung des Grenzflächenversagens und dem Erreichen von F_{max} mit erhöhten Prüfgeschwindigkeiten immer geringer aus (vgl. Abbildung 6.6). Das Versagen des Laminats bei höheren Kräften ist wie auch das Versagen der CFK/Stahl-Grenzfläche auf die erhöhte Steifigkeit der Matrix bei erhöhten Prüfgeschwindigkeiten zurückzuführen [32, 121], da dies eine Erhöhung der faserparallelen Druckfestigkeit zur Folge hat [4]. Dieses Verhalten zeigte sich bereits in Untersuchungen von Schmack et al. [48, 50] und Wiegand [49], bei denen ebenfalls ein Anstieg der faserparallelen Druckfestigkeiten durch eine Erhöhung der Prüfgeschwindigkeit beobachtet werden konnte.

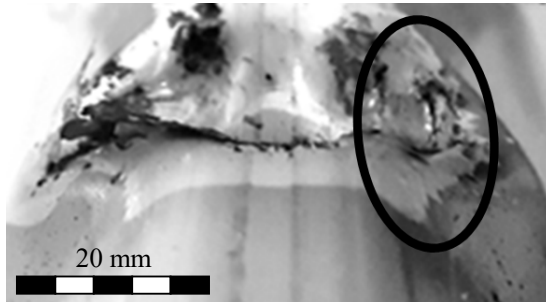
6.1.3 Zyklische Beanspruchung

Das Schädigungsverhalten der adhäsiven Verbindung an der CFK/Stahl-Grenzfläche unterscheidet sich im zyklischen Lastfall nicht vom Verhalten bei quasistatischer oder dynamischer Belastung. Jedoch wird das Versagen der CFK/Stahl-Grenzfläche durch das im bereits geschädigten Bereich freischwingende Hutprofil zusätzlich begünstigt. Im Fall der LSV tritt bei keinem der durchgeführten Versuche an den differentiellen Hybridträgern eine Schädigung des Laminats ein. Zur Initiierung von Laminatschäden sind entweder der mögliche Maschinenweg oder die Anzahl der Lastzyklen nicht ausreichend. In quasistatischen Versuchen tritt erst ab einem größeren Traversenweg, als dies bei den zyklischen Versuchen möglich ist, das abrupte Versagen des Laminats ein. Die LSV der differentiellen Hybridträger lassen sich in Bezug auf das Schädigungsverhalten in die in Abbildung 5.16 gezeigten Bereiche einteilen. Die charakteristischen Schädigungen treten im Vergleich zu quasistatischen Belastungen in den LSV bei erhöhten Kräften auf. Ab Bereich II bis zum Versuchsende treten Prüfgeschwindigkeiten auf, die zwischen $v_{Prüf,DynI}=4,2 \cdot 10^{-3} \text{ m/s}$ und $v_{Prüf,DynII}=0,45 \text{ m/s}$ liegen (vgl. Abschnitt 6.1.2). Hierin ist auch der Grund für die ca. 13 % höheren F_{max} -Werte im Vergleich zu den quasistatischen Versuchen zu finden. Die Durchführung der LSV erfolgte in einem Zeitraum zwischen den beiden in Abschnitt 6.1.1 beschriebenen quasistatischen Versuchsreihen. Daher kann auch davon ausgegangen werden, dass durch Relaxationsprozesse abgebaute Eigenspannungen ebenfalls einen Einfluss auf die F_{max} -Werte haben.

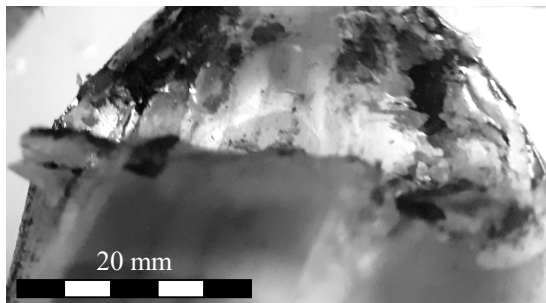
Neben den bei quasistatischen und dynamischen Versuchen auftretenden Schädigungsmechanismen kommt bei zyklischer Last die Schädigung des Hutprofils durch Risse an den Kanten des Profils hinzu. Die Rissbildung setzt ab einem Lastniveau von $F_{max}=6 \text{ kN}$ ein und erfolgt zunächst entlang der mit der Druckfinne in kontaktstehenden Profilkanten (vgl. Abbildung 6.8 a)). Aus einem kontinuierlichen Anstieg der s_{max} -Werte (vgl. Abbildung 5.25) und durch zur Aufnahme von Bildern unterbrochene Versuche kann von einer kontinuierlichen Rissausbreitung ausgegangen werden. Die Risse beschränken sich zunächst räumlich auf den direkten Kontaktbereich der Kanten mit der Druckfinne und damit auf den Bereich der größtmöglichen Verformung (vgl. Abbildung 6.7 a) bis c)).



a) Erster sichtbarer Riss an der verformten Profilkante eines differentiellen Hybridträgers in einem ESV ($N \approx 10000$, $F_{max} = 7$ kN)



b) Risswachstum entlang der verformten Profilkante eines differentiellen Hybridträgers in einem ESV ($N \approx 27000$, $F_{max} = 7$ kN)



c) Versagen der Profilkante eines differentiellen Hybridträgers in einem ESV ($N \approx 60000$, $F_{max} = 7$ kN)

Abbildung 6.7: Rissausbreitung entlang der verformten Profilkanten eines differentiellen Hybridträgers im Verlauf eines ESV mit $F_{max} = 7$ kN

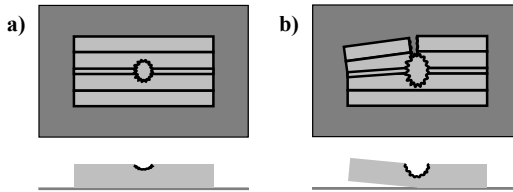


Abbildung 6.8: Schematische Darstellung der bei zyklischer Belastung auftretenden Schädigungen der differentiellen Hybridträger. a) Rissbildung entlang der Profilkanten im Kontaktbereich der Druckfinne, b) Einseitige Ablösung des Hutprofils, Risse entlang der Profilkanten und Querriss durch das Hutprofil

Die ESV an differentiellen Hybridträgern können anhand der auftretenden Schädigungsmechanismen und den zugehörigen maximalen Kräften in vier Gruppen eingeteilt werden. In Tabelle 6.1 sind die Eingruppierung, die zugehörigen Schadensbilder und die wirkenden maximalen Kräfte zusammengefasst.

Tabelle 6.1: Gruppierung der charakteristischen Schadensbilder (vgl. Abbildung 5.24) der differentiellen Hybridträger in den ESV in Abhängigkeit der aufgebrachtten $F_{max}[134]^{\#}$

Gruppierung	Schadensbild	F_{max} in kN
I. Durchläufer ohne Schäden	Geringfügige lokale plastische Deformation auf der Stahloberfläche.	4 – 6
II. Durchläufer mit Rissen im Stahlprofil	Ausgeprägte Risse auf dem Stahlprofil im Kontaktbereich der Druckfinne.	6 – 8
III. Steifigkeitsabfall nach durchgehendem Querriss im Stahlprofil	Ausgeprägte Risse auf dem Stahlprofil, Schädigungsinitiierung in der Klebschicht ausgehend von einem Überlappungsende und Schadensausbreitung zur Hybridträgermitte. Auftreten eines durchgehenden Querrisses im Stahlprofil.	8 – 10
IV. Erreichen des maximalen Maschinenweges nach großflächigem Versagen der Klebschicht	Ausgeprägte Risse auf dem Stahlprofil, Klebschichtschädigung, ausgehend von einem Überlappungsende und Ausbreitung über die Hybridträgermitte hinaus. Meist vollständige Ablösung des Stahlprofils.	>10

Treten die charakteristischen Schäden in LSV noch bei ähnlichen Kräften auf, ist dies bei den ESV nicht der Fall. Die CFK/Stahl-Grenzfläche versagt im Mittel bei ca. 34% geringeren Kräften als dies bei quasistatischen Lasten der

Fall war. Der Grund hierfür ist, dass die durch die zyklische Belastung auftretenden Verformungen der Fügepartner und auftretende Spannungen durch die Epoxidmatrix nur in begrenztem Umfang abgebaut werden können [58]. Dies wirkt sich wiederum negativ auf die mechanischen Eigenschaften der Verbindung unter zyklischer Last aus.

Eine Ablösung des Hutprofils über die Hybridträgermitte hinweg und ein vollständiges Versagen der CFK/Stahl-Grenzfläche finden bei Versuchen mit $F_{max}=8\text{ kN}$ und $F_{max}=10\text{ kN}$ statt. In der Folge kommt es dennoch nicht zum Erreichen des maximalen Maschinenweges. Stattdessen bildet sich bei zyklischer Belastung des nahezu freiverformbaren Hutprofils ein Riss quer zur Biegelinie (vgl. Abbildung 6.8, Schema b)). Der Riss entsteht aufgrund der Biegeschwingung des freien Endes des Hutprofils und damit einhergehender starker plastischer Deformation direkt in der Hybridträgermitte. Erst im Anschluss an die Entstehung des Querrisses erfolgt das Erreichen des Abbruchkriteriums des maximalen Maschinenweges innerhalb weniger Lastspiele. Für Versuche mit $F_{max}=12\text{ kN}$ wird hingegen der maximale Maschinenweg innerhalb weniger Lastspiele erreicht, nachdem die Ablösung der CFK/Stahl-Grenzfläche über die Bauteilmitte hinweg eintritt.

6.1.4 Lebensdauerprognose

Für die differentiellen Hybridträger findet eine Betrachtung möglicher Lebensdauerprognosen auf Basis von Ansätzen für metallische Werkstoffe, wie in Abschnitt 2.2.3 beschrieben, statt, da das eingesetzte metallische Hutprofil begrenzend für die Anwendung unter zyklischer mechanischer Last ist.

Nach Morrow [90] kann auf Basis von LSV eine zyklische Spannungs-Dehnungskurve ermittelt werden. Eine Beurteilung des zyklischen Verhaltens von Strukturen und Bauteilen, bei denen weder Spannungen noch Dehnungen direkt ermittelt werden können, ist, wie bereits von Schütt [160], und Piluso und Rizzano [161] durchgeführt, anhand von zyklischen Kraft-Verschiebungskurven möglich. Da in der vorliegenden Arbeit nur Kraft-Weg basierte Daten vorliegen, wird aus den in Abschnitt 6.1.3 vorgestellten LSV und den so aufgenommenen Kraft-Verschiebungskurven die zyklische Kraft-Wegkurve (ZKW) aus den maximalen Verformungen ermittelt.

Anhand derer kann wiederum unter Einbezug der Annahmen von Basquin [91] und Morrow [90] eine Lebensdauerprognose abgeleitet werden. Für die metallische Komponente, das Hutprofil, ist eine separat vom restlichen Hybridträger ermittelte quasistatische Bruchspannung anhand der durchgeführten Versuche nicht bestimmbar. Daher erfolgt eine Annäherung von σ_b nach der *Phybal* Methode [95, 97] angepasst an das gewählte Versagenskriterium der Rissbildung durch zwei ESV bei $F_{max}=7\text{ kN}$ (vgl. Gleichung (2.4)). Nach [59] wirken sich die im Kontaktbereich mit der Druckfinne vorliegenden Druckspannungen und Druckmittelspannungen positiv auf die Lebensdauer aus, daher findet eine Modifizierung der Basquin-Gleichung durch den Mittelspannungsparameter nach Landgraf [94] statt. Nach der *Phybal*-Methode kann zusätzlich die Dauerfestigkeit über die Temperaturentwicklung während der durchgeführten LSV abgeschätzt werden. Da für die in der vorliegenden Arbeit untersuchten Strukturen keine Spannungen oder Dehnungen bestimmt werden können, erfolgt die Betrachtung in Abhängigkeit von den aufgezeichneten Kräften und des Traversenweges (S_{DF}). Dieser Umstand wird durch den zusätzlichen Index F an den zu bestimmenden Parametern kenntlich gemacht. Die Übertragung des beschriebenen Vorgehens von spannungsbasierten Betrachtungen auf kraftbasierte Betrachtungen wurde beispielweise von Pottmeyer [21] ebenfalls durchgeführt. In diesem Zusammenhang ist es dennoch unerlässlich, dass die Schädigungsmechanismen, auf deren Basis die Vorhersagen aus LSV getroffen werden, auch im ESV zum Versagen führen. Ebenso sind die getroffenen Annahmen nur im Zeitfestigkeitsbereich (vgl. Abbildung 2.8) und für moderate plastische Deformationen gültig [90].

Abbildung 6.9 zeigt Aufnahmen der passiven Thermographie eines differentiellen Hybridträgers im LSV bei den Laststufen mit $F_{max}=5\text{ kN}$ und $F_{max}=5,5\text{ kN}$. Zwischen den gezeigten Laststufen ist erstmals eine Erwärmung des Hutprofils um ca. $0,5^\circ\text{C}$ im Kontaktbereich mit der Druckfinne zu beobachten. Nach der *Phybal*-Methode kann eine untere Grenze (*Phybal* Abschätzung_{UG}) für die Dauerfestigkeit von 5 kN und eine obere Grenze (*Phybal* Abschätzung_{OG}) bei $5,5\text{ kN}$ für die Lebensdauerprognose angenommen werden.

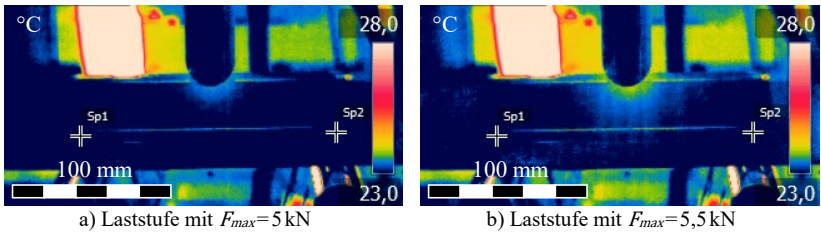


Abbildung 6.9: Abschätzung der Dauerfestigkeit nach der *Phyal*-Methode der differentiellen Hybridträger während einem LSV durch passive Thermographie, nach [134][#]

Die sich aus den LSV ergebende ZKW der differentiellen Hybridträger ist in Abbildung 6.10 gezeigt. Die ZKW ist in zwei Bereiche unterteilt. Bis zu einer Wegamplitude von ca. 0,25 mm dominiert in der Gesamtstruktur die elastische Deformation, während sich die plastische Deformation auf den direkten Kontaktpunkt der Druckfinne mit dem Hutprofil beschränkt.

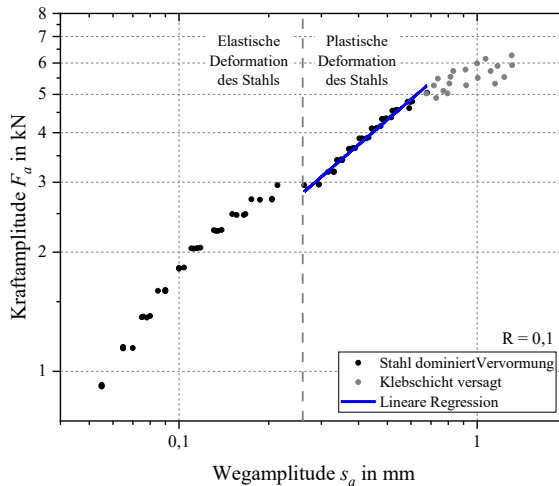


Abbildung 6.10: Zyklische Kraft-Weg-Kurve der differentiellen Hybridträger, nach [134][#]

Ab einer Wegamplitude von ca. 0,25 mm dringt die Druckfinne deutlich in das Hutprofil ein, was zu deutlich höheren Wegamplituden und zur plastischen Deformation größerer Bereiche führt. Demnach wird dieser Bereich zur Berechnung der Steigung (n'_F) herangezogen. Dieser Bereich entspricht Bereich

II der in Abbildung 5.16 gezeigten Kraft-Weg-Kurve. Tritt jedoch das Versagen der CFK/Stahl-Grenzfläche ein, werden diese Datenpunkte der ZKW nicht mehr zur Berechnung von n'_F herangezogen und sind Bereich III und Bereich IV in Abbildung 5.16 zuzuordnen.

Aus der Steigung der linearen Regression in Abbildung 6.10 ergibt sich $n'_F=0,650$ und somit nach Gleichung (2.6) $b_F=-0,153$. Anhand der durchgeführten ESV folgt weiterhin $\sigma_{b,F}=12,34\text{ kN}$. Für die Prognose der differentiellen Hybridträger ergibt sich daher Gleichung (6.7).

$$F_a = (12,34 \text{ kN} - F_m) \cdot (N_B)^{-0,153} \quad (6.7)$$

Abbildung 6.11 zeigt die sich aus der *Phybal*-Methode und der empirischen Abschätzung nach Basquin und Morrow abgeleitete Prognose für das Versagen der metallischen Komponente der differentiellen Hybridträger.

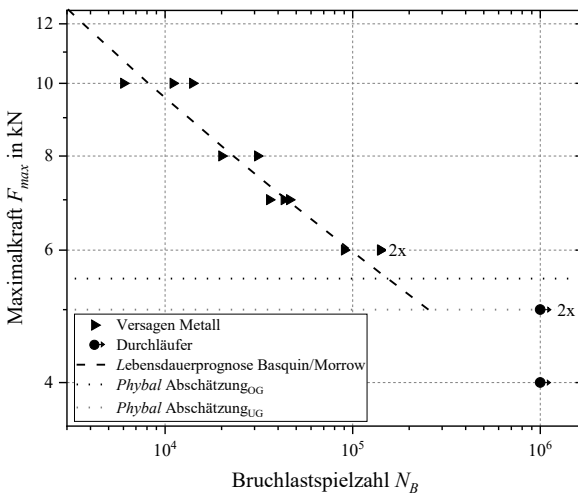


Abbildung 6.11: Vergleich der Lebensdauerprognose nach Basquin und Morrow, nach Gleichung (6.7), und der Abschätzung der Dauerfestigkeit nach der *Phybal*-Methode mit den Versagenspunkten des Metalls der diff. Hybridträger, Daten teilweise aus [134]#

Es ist zu erkennen, dass die empirische Methode in guter Näherung, die in den ESV ermittelten Versagenspunkte des Metalls beschreibt. Die zusätzliche nach

der *Phybal*-Methode ermittelte Stützstelle bei $F_{max}=7\text{ kN}$ und $N_B=44500$, erlaubt eine genauere Anpassung von $\sigma_{b,F}$ an das gewählte Versagenskriterium. Die Abschätzung der Dauerfestigkeit über passive Thermografie nach der *Phybal*-Methode liefert ebenfalls eine gute Näherung.

6.1.5 Bauteilnahe Beanspruchung

Einfluss mechanischer Vorschädigung

In Abbildung 6.12 ist das Auftreten der charakteristischen Schädigungsmechanismen der mit verschiedenen Impactenergien vorgeschädigten differentiellen Hybridträger dem der zweiten quasistatischen Versuchsreihe, nach zweimonatiger Lagerung (vgl. Abschnitt 6.1.1), gegenüber gestellt. Ein Einfluss des Impacts auf das Beulen der Profilkanten ist hinsichtlich der Kräfte und deren Streuung nicht zu erkennen. Der Einfluss des Impacts beschränkt sich bei den differentiellen Hybridträgern auf die mit dem Versagen der CFK/Stahl-Grenzfläche zusammenhängenden Schäden. Wie in Abschnitt 5.3.1 beschrieben, tritt ab $E_{Imp,II}=25\text{ J}$ eine optisch sichtbare Schädigung dieser Grenzfläche ein (vgl. Abbildung 5.29 a)). Daher ist für $E_{Imp} \geq E_{Imp,II}$ die einseitige Stahlablösung nicht mehr in Abbildung 6.12 aufgeführt. Dennoch ist auch bei einer Impactenergie von $E_{Imp,I}=16\text{ J}$ ein deutlicher Einfluss des Impacts auszumachen. Hieraus kann geschlossen werden, dass, trotz der optisch äußerlich noch nicht geschädigten Grenzfläche, diese dennoch Schaden genommen hat. In CT-Aufnahmen konnte eine Schädigung der CFK/Stahl-Grenzfläche aufgrund der auftretenden Strahlauvhärtung nicht ausreichend genau aufgelöst werden, um bereits vorhandene Schäden nachzuweisen. Die Schädigung der CFK/Stahl-Grenzfläche durch Impact ist auf die begrenzten Verformungseigenschaften der eingesetzten Epoxidharzmatrix und damit einem spröden Versagen zurückzuführen [58]. Ein ähnliches Verhalten wurde bereits durch Muth et al. [112]* an geometrisch vergleichbaren Hybridstrukturen nachgewiesen. Ein Versagen der CFK/Stahl-Grenzfläche durch Impactbelastungen wird ebenfalls durch den auftretenden Steifigkeitssprung an der Grenzfläche begünstigt [4].

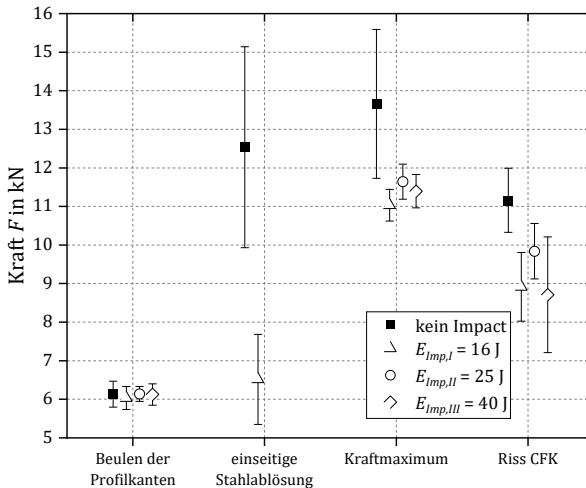


Abbildung 6.12: Vergleich der charakteristischen Schädigungspunkte der differentiellen Hybridträger nach einem Impact mit unterschiedlichen Energien (E_{imp}), nach [145][#]

Die geringere F_{max} im Vergleich zu nicht vorgeschädigten Hybridträgern und die zu geringeren Kräften verschobene Rissinitiiierung sind auf die veränderte Krafteinleitung und die geringere Gesamttragfähigkeit, aufgrund des früheren Versagens der CFK/Stahl-Grenzfläche, zurückzuführen. Dies kann auch daraus geschlossen werden, dass die Rissinitiiierung bei der gleichen Durchbiegung (S_{db}) wie bei den nicht vorgeschädigten Hybridträgern stattfindet.

Der Einfluss einer mechanischen Vorschädigung auf die zyklischen mechanischen Eigenschaften wurde anhand von LSV nach einem Impact mit Energie $E_{imp,II}$ untersucht. In Abbildung 5.34 sind repräsentative Weg-Lastspielzahl-Verläufe eines vorgeschädigten differentiellen Hybridträgers und eines nicht vorgeschädigten differentiellen Hybridträgers gegenübergestellt. Wie zuvor beschrieben, ist bereits durch den Impact eine Schädigung der CFK/Stahl-Grenzfläche hervorgerufen worden (vgl. Abbildung 5.29). Diese Schädigung hat eine Reduzierung der Krafteinleitungsfläche und gleichzeitig eine Verringerung der Steifigkeit des Hybridträgers zur Folge. Dieser Einfluss ist direkt zu Beginn des Versuchs durch die höheren Verformungen in Bereich I (vgl. Abschnitt 5.1.1) zu erkennen. Bereich II der Verläufe wird durch das Beulen der Profilkanten dominiert. Hier sind größere Verformungen des vorgeschädigten differentiellen Hybridträgers bei gleicher Belastung zu beobachten, was

wiederum auf die geringere Steifigkeit der gesamten Struktur zurückzuführen ist. Am Übergang von Bereich II zu Bereich III findet bei den nicht vorgeschädigten differentiellen Hybridträgern die Initiierung des Versagens der CFK/Stahl-Grenzfläche statt und breitet sich innerhalb weniger Lastzyklen großflächig aus. Dies führt dazu, dass zwischen den Verläufen der vorgeschädigten und nicht vorgeschädigten Hybridträger ab diesem Zeitpunkt des Versuchs kein Unterschied mehr zu beobachten ist.

In Tabelle 6.2 sind die Kräfte beim Eintreten des Beulens und die in den LSV erreichten maximalen Kräfte der differentiellen Hybridträger zusammengefasst. Bezogen auf die aufgebrauchten Kräfte ist für das Beulen der Profilkanten kein Einfluss des Impacts zu beobachten. Jedoch sind bis zu diesem Zeitpunkt höhere Traversenwege nach einem Impact, wie sie in Abbildung 5.34 zu sehen sind, festzustellen. Die gemittelten maximalen Kräfte sind nach einem Impact mit $E_{Imp,II}$ ca. 9% geringer als ohne Impact. Dies ist wie bei den quasistatischen Versuchen auf die von Beginn des Versuches an geringere Tragfähigkeit der vorgeschädigten Hybridträger zurückzuführen.

Tabelle 6.2: Vergleich der charakteristischen Schadenspunkte der differentiellen Hybridträger ohne und mit Vorschädigung durch Impact in LSV

Charakteristischer Schadenspunkt	Kein Impact	$E_{Imp,II}$
„Beulen der Profilkanten“ in kN	6,6±0,3	6,5±0,0
F_{max} in kN	13,6±0,5	12,4±0,1

Zusammenfassend beschränkt sich der Einfluss mechanischer Vorschädigung durch Impact auf den Eintritt der in Abschnitt 6.1.1 und 6.1.3 beschriebenen charakteristischen Schädigungen. Eine grundsätzliche Veränderung des Schädigungsverhaltens der differentiellen Hybridträger tritt hingegen nicht ein. In Bezug auf eine Anwendung ist dennoch ein Impact als kritisch anzusehen, da bereits das Einbringen einer nicht optisch erkennbaren Schädigung der Grenzfläche eine Verringerung der mechanischen Eigenschaften nach sich zieht (vgl. Abbildung 6.12 und Tabelle 6.2).

Einfluss thermischer Beanspruchung

Der Einfluss einer thermischen Belastung durch 100 Temperaturzyklen (vgl. Abschnitt 4.2.3) auf das Auftreten der charakteristischen Schädigungen und auf F_{max} der differentiellen Hybridträger ist in Abbildung 6.13 zusammengefasst.

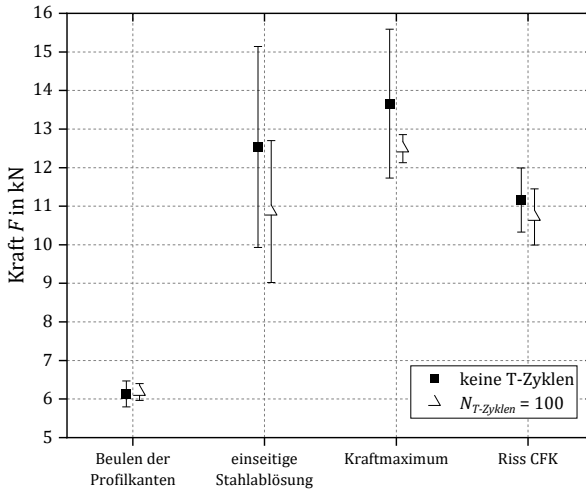


Abbildung 6.13: Vergleich der charakteristischen Schädigungspunkte, nach 100 Zyklen ($N_{T-Zyklen}$) thermischer Degradation der differentiellen Hybridträger, Daten aus [145]#

Bei einer thermischen Belastung von maximal 80°C ist nicht von einer Veränderung der mechanischen Eigenschaften des Hutprofils auszugehen. Daher hat die thermische Zyklisierung, wie in Abbildung 6.13 deutlich wird, keinen Einfluss auf die Kräfte, die zum Beulen der Profilkanten aufgebracht werden müssen. Die thermische Degradation ist hingegen deutlich an der Schädigung der CFK/Stahl-Grenzfläche und an den maximalen Kräften im Verlauf der Versuche zu erkennen. Dieses Verhalten ist auf verschiedene Einflussfaktoren zurückzuführen. Einer dieser Faktoren ist die Nachvernetzung des Harzsystems im Verlauf der thermischen Zyklisierung. Anhand der DSC-Messungen aus Abbildung 6.14 ist zu erkennen, dass vor der thermischen Belastung in der ersten Aufheizphase der DSC-Messung eine exotherme Reaktion stattfindet, die einer Nachvernetzung der Matrix zuzuordnen ist. Nach der thermischen Zyklisierung hingegen ist keine freiwerdende Energie zu beobachten.

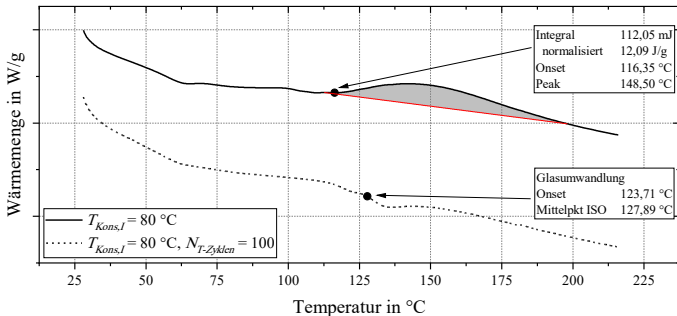


Abbildung 6.14: DSC-Messungen nach thermischer Zyklierung

Diese Nachvernetzung bei Temperaturen im Bereich von $T_{Kons,I}=80\text{ °C}$ führt zu einem Anstieg der Harzfestigkeit. Zudem führt die Differenz der thermischen Ausdehnungskoeffizienten (vgl. Abschnitt 6.1.1) und die wiederkehrende Belastung durch die thermische Zyklierung an den Enden der aufgesetzten Hutprofile zu Mikrorissen in der Grenzfläche. Der Einfluss von Mikrorissen wurde bereits von Mahdavi et al. [77] und Ghasemi und Moradi [78] beschrieben und überwiegt den Festigkeitsgewinn durch die Nachvernetzung der Matrix.

Das frühere Versagen der CFK/Stahl-Grenzfläche führt, wie auch nach einer mechanischen Vorschädigung durch Impact, zu geringeren maximalen Kräften. Auf die Initiierung des Risses im Laminat in der Mitte der Hybridträger (vgl. Abbildung 6.1, Schema 5) hat die thermische Belastung hingegen keinen Einfluss. Woraus sich folgern lässt, dass die Nachvernetzung vermutlich keinen oder einen deutlich geringeren Einfluss auf das Verhalten der differentiellen Hybridträger hat als die auftretenden Mikrorisse und thermisch induzierte Eigenspannungen.

Einfluss korrosiver Beanspruchung

Nach Habenicht [58] stellt die Diffusion von Feuchtigkeit in die Fugestellen und damit in die CFK/Stahl-Grenzfläche den kritischsten Schädigungsmechanismus bauteilnaher Beanspruchung dar. Die eindiffundierte Feuchtigkeit kondensiert in Fehlstellen wie Mikroporen (vgl. Abbildung 5.4 a)) an der Grenzfläche aus und führt auch bei Epoxidsystemen zu einer Quellung der Matrix, welche zu einem vorzeitigen Versagen der CFK/Stahl-Grenzfläche führt

[4, 79, 80]. Zudem kann es durch Kontaktkorrosion zwischen CFK und Stahl (vgl. Abschnitt 2.3.6) zu einer weiteren Schädigung der CFK/Stahl-Grenzfläche kommen. Da weder nach der Entnahme aus der Korrosionskammer oberflächlich, noch nach der mechanischen Prüfung direkt an der Grenzfläche, möglicherweise entstandene Korrosionsprodukte zu beobachten sind, ist die Massenzunahme der Hybridträger vermutlich nur auf die Aufnahme von Feuchtigkeit zurückzuführen. Die Dauer, für die die Hybridträger der korrosiven Atmosphäre ausgesetzt sind, spielt, wie anhand der Feuchtigkeitsaufnahme (vgl. Tabelle 5.14) zu erkennen ist, eine entscheidende Rolle. Zwischen $t_{Korr,I}=48\text{ h}$ und $t_{Korr,II}=168\text{ h}$ nimmt die Feuchtigkeitseinlagerung um 58 % zu. In Abbildung 6.15 sind die Kräfte beim Auftreten der charakteristischen Schädigungspunkte und die maximal auftretenden Kräfte differentieller Hybridträger nach $t_{Korr,I}$ und $t_{Korr,II}$ denen der quasistatischen Versuchsreihe, nach zwei-monatiger Lagerung, gegenübergestellt. Ein Einfluss auf das Eintreten des Beulens der Hutprofilkanten ist nicht zu beobachten. Dies ist darauf zurückzuführen, dass ein rostfreier Stahl eingesetzt wurde [82]. Die Diffusion von Feuchtigkeit, insbesondere in die CFK/Stahl-Grenzfläche, zeigt einen deutlichen Effekt auf die Grenzflächenfestigkeit, da ca. 18 % geringeren Kräfte zum Erstversagen der CFK/Stahl-Grenzfläche aufgebracht werden müssen. Die Dauer der korrosiven Degradation im betrachteten Zeitraum scheint jedoch bei den untersuchten Zeiten keinen Einfluss zu haben. Dies lässt den Schluss zu, dass bereits nach $t_{Korr,I}$ die CFK/Stahl-Grenzfläche durch in Poren (vgl. Abbildung 5.4a)) kondensierte Feuchtigkeit [79] im gleichen Maße geschädigt wurde wie nach $t_{Korr,II}$. Die geringeren maximalen Kräfte sind ebenfalls auf eine frühzeitige und schnellere Ausbreitung des Versagens der CFK/Stahl-Grenzfläche bis zur Bauteilmitte zurückzuführen. Die Rissinitiierung auf der Oberseite des Laminates hingegen findet, unabhängig von der Degradation, bei vergleichbaren Traversenwegen und damit Durchbiegungen statt. Dies lässt darauf schließen, dass eine Verringerung der Matrixfestigkeit durch ein mögliches Quellen der Matrix nicht stattfindet. Die geringeren Kräfte sind wiederum auf das frühzeitige Versagen der CFK/Stahl-Grenzfläche und die damit veränderte Lasteinleitung zurückzuführen.

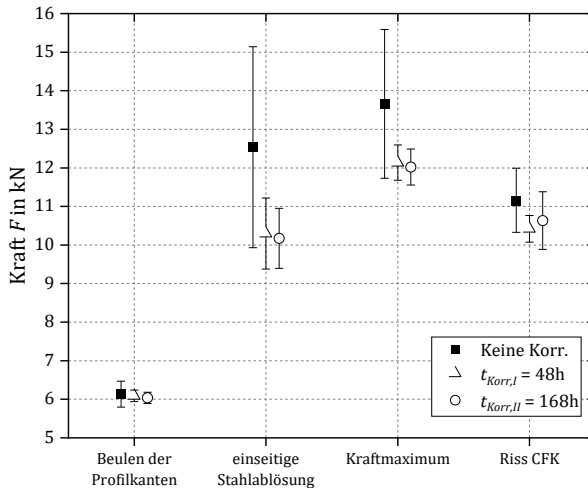


Abbildung 6.15: Vergleich der charakteristischen Schädigungspunkte der differentiellen Hybridträger nach korrosiver Degradation, Daten aus [145][#]

6.2 Integrale Hybridträger

6.2.1 Quasistatische Beanspruchung

Die Diskussion des Verhaltens der integralen Hybridträger findet anhand der in Abschnitt 5.1.1 beschriebenen charakteristischen Schädigungsmechanismen sowie anhand der daraus resultierenden Bereiche der Kraft-Weg-Kurven statt. Bereich I kennzeichnet die elastische und plastische Verformung des Hutprofils. Die abnehmende Steifigkeit lässt sich durch die einsetzende Plastifizierung erklären. Bereich II ist durch das Beulen des Hutprofils (vgl. Abbildung 6.16, Schema 1) und das Kollabieren des Schaumkerns gekennzeichnet. Ab einer Durchbiegung von ca. 18 mm hat sich lokal ein nahezu rechteckiger Querschnitt im Stahlprofil aufgrund der plastischen Deformation der Kanten eingestellt. Das Beulen des Hutprofils wird von Mildner [38] als charakteristisch für eine solche Profilgeometrie beschrieben.

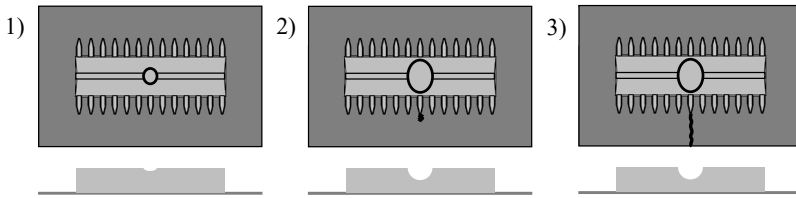


Abbildung 6.16: Schematische Darstellung der Schädigungsmechanismen (vgl. Abbildung 5.10) bei quasistatischer und dynamischer Belastung. 1) Beginn des Beulens der Profilanten, 2) Rissinitiierung an der Spitze der mittleren eingebetteten Lasche, 3) Riss erreicht den Laminatrand, Erreichen von F_{max}

Der Übergang von Bereich II zu Bereich III ist durch die Initiierung der Schäden an der Oberseite des Laminats gekennzeichnet, ausgehend von der Spitze der mittleren eingebetteten Lasche (vgl. Abbildung 6.16, Schema 2). Die Schädigung tritt durch Knicken der obersten Faserlage aufgrund einer faserparallelen Stauchung (vgl. Abbildung 6.17) ein. Rund um die integrierten Laschen bildet sich aufgrund der zusätzlichen Stahl-Lage im Laminat eine in Abschnitt 2.1.1 beschriebene Stufe (vgl. Abbildung 3.12) im Laminat. Im Übergangsbereich bilden sich durch diese Stufe Spannungskonzentrationen [13, 37, 120], die in Abbildung 6.17 rund um die mittleren eingebetteten Laschen auf der Laminatoberseite anhand der gezeigten Dehnungen deutlich zu erkennen sind.

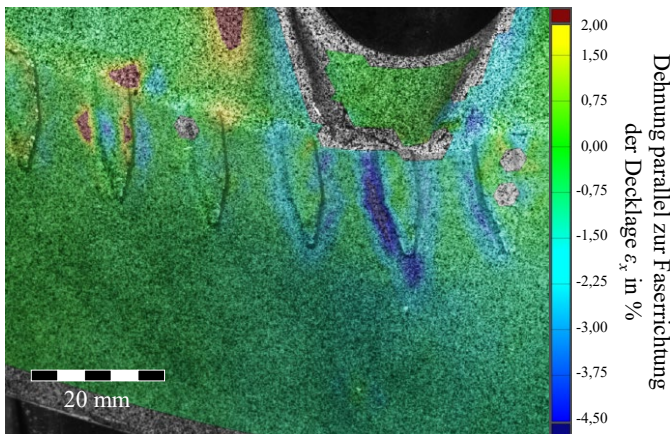


Abbildung 6.17: DIC-Aufnahme eines integralen Hybridträgers vor Beginn des Risses an der mittleren Lasche, nach [134]#

Die in Abbildung 6.17 gezeigte DIC-Aufnahme erfolgte kurz vor Erreichen des charakteristischen Schädigungspunktes 2 in Abbildung 5.9 (vgl. Abbildung 6.16, Schema 2). Die Ausprägung der Spannungskonzentration um die Laschen ist von mehreren, sich überlagernden Faktoren abhängig. Es kommt direkt an der Stufe zu einem Steifigkeitssprung aufgrund der integrierten Laschen. Wenn zudem thermisch induzierte Eigenspannungen aufgrund der unterschiedlichen thermischen Ausdehnungskoeffizienten von Stahl [82] und CFK in faserparalleler Richtung [148] direkt an der Stufe auftreten, dann erfährt das Laminat in faserparalleler Richtung eine Vorbelastung durch Druckspannungen und das Hutprofil und die integrierten Laschen durch Zugspannungen [13, 75]. Ein weiterer Faktor ist die Störung der Faserarchitektur der UD-Lagen im Bereich der Laminatstufe aufgrund der out-of-plane Ondulation der Fasern. Dies führt bei kleinen Stufenhöhen dazu, dass die Druckfestigkeit lokal gemindert wird [4]. All diese Faktoren werden zusätzlich von der aufgrund der Biegung entstehenden Druckspannung und der resultierenden Stauchung überlagert.

Der Riss auf der Laminatoberseite breitet sich im weiteren Verlauf von Bereich III bis an den Rand des Laminats aus (vgl. Abbildung 6.16, Schema 3). Die Rissausbreitung führt zu einer allmählichen Reduktion der Gesamtsteifigkeit der integralen Hybridträger. In Abbildung 5.10 b) ist deutlich das von Puck [33] beschriebene, für faserparalleles Druckversagen charakteristische, Schadensbild geknickter Fasern zu erkennen und wurde bereits durch Schmack et al. [48] und Wiegand [49] beschrieben. Das Kraftmaximum wird bei allen quasistatischen Versuchen der integralen Hybridträger erreicht, wenn der Riss auf der Laminatoberseite den Rand des Laminates erreicht (vgl. Abbildung 6.16, Schema 3). In Bereich IV, direkt nach Erreichen von F_{max} , breitet sich der Riss ausgehend vom Rand auf der Unterseite des Laminates aus. Der Rissfortschritt stoppt wiederum an dem Punkt im Laminat, an dem die Spitze der Lasche beginnt und die Rissinitiierung auf der Oberseite stattgefunden hat. Der Grund für das Stoppen des Risses ist die durch die zusätzlich eingebrachte Stahl-schicht ab diesem Punkt größere Steifigkeit des Laminates.

Neben dem Einfluss des zeitlichen Abstandes zwischen Fertigung und Prüfung wurde für die integralen Hybridträger auch der Einfluss erhöhter Fertigungstemperaturen bei gleichbleibender Konsolidierungsdauer untersucht. Durch die erhöhten Fertigungstemperaturen ist davon auszugehen, dass ein höherer

Vernetzungsgrad innerhalb der CFK-Matrix vorliegt. Diese Annahme kann durch die in Abbildung 6.18 gezeigten DSC-Messungen bestätigt werden.

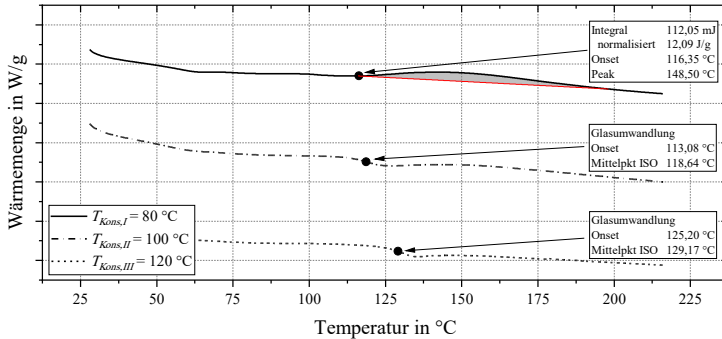


Abbildung 6.18: DSC-Messungen der Versuchsreihen zum Einfluss der Konsolidierungstemperatur (T_{Kons})

Findet bei der DSC-Messung zu $T_{Kons,I}$ bei beiden Versuchsreihen noch eine ausgeprägte Nachvernetzung statt (vgl. Abbildung 6.5), ist dies bei $T_{Kons,II} = 100^{\circ}C$ und $T_{Kons,III} = 120^{\circ}C$ nicht der Fall. Innerhalb der ersten Aufheizphase der DSC-Messungen ist zu erkennen, dass die Hybridträger mit einer höheren Fertigungstemperatur eine höhere T_g aufweisen, was wiederum auf einen höheren Vernetzungsgrad schließen lässt. Dies hat eine erhöhte Matrixsteifigkeit und Festigkeit zur Folge.

In Abbildung 6.19 sind die charakteristischen Schädigungspunkte der vier quasistatischen Versuchsreihen gezeigt. Volle Symbole bedeuten eine Prüfung direkt nach der Fertigung, nicht gefüllte Symbole eine Prüfung nach ca. zweimonatiger Lagerung. Die Versuche zum Einfluss der Fertigungstemperatur fanden zeitgleich zu den Versuchen der ersten Versuchsreihe, direkt nach der Fertigung statt. Der Einfluss der Fertigungstemperatur und der dadurch erhöhte Vernetzungsgrad wirken sich nicht auf die auftretenden Kräfte an den charakteristischen Schädigungspunkten aus. Es kann daher davon ausgegangen werden, dass die Schadenspunkte vor allem metalldominiert sind.

Eine Erhöhung der Konsolidierungstemperatur hat neben der Erhöhung des Vernetzungsgrades auch einen Einfluss auf die Höhe der sich ausbildenden thermisch induzierten Eigenspannungen [13, 75]. Da bei einer deutlichen Er-

höhung der Konsolidierungstemperatur keine Festigkeitssteigerung zu beobachten ist, kann davon ausgegangen werden, dass sich diese konkurrierenden Effekte direkt im Anschluss an die Fertigung aufheben. Der Einfluss der Lagerung für zwei Monate nach der Fertigung ist hingegen zu erkennen, wenn die auftretenden Kräfte der ersten und zweiten Versuchsreihe miteinander verglichen werden. Wenn zudem Relaxationsprozesse innerhalb der Epoxidharzmatrix auftreten, dann führen diese zu einem Abbau der thermisch induzierten Eigenspannungen [4, 58]. Ein Anstieg der auftretenden Kräfte der Hybridträger mit höheren Konsolidierungstemperaturen zu einem späteren Zeitpunkt ist daher ebenfalls zu erwarten.

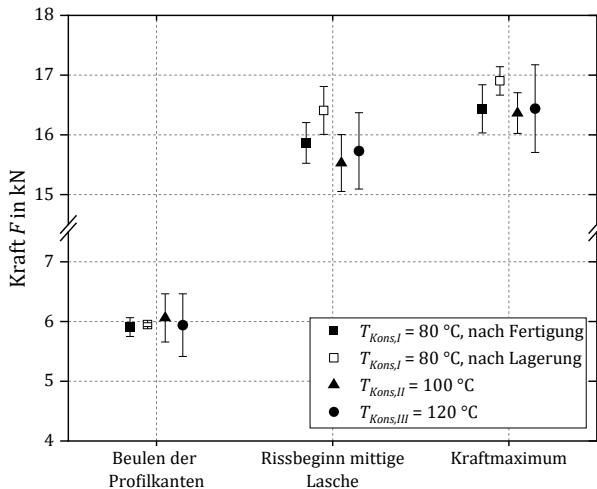


Abbildung 6.19: Vergleich der charakteristischen Schädigungspunkte der integralen Hybridträger zu den Versuchsreihen aus Abschnitt 5.1.1 (Quasistatische Beanspruchung), Daten aus [134, 145][#].

Die Versuchsreihen mit gefüllten Symbolen fanden gleichzeitig statt.

6.2.2 Dynamische Beanspruchung

Die Kräfte beim Auftreten der in Abschnitt 5.1.1 beschriebenen charakteristischen Schädigungspunkte der integralen Hybridträger bei Versuchen mit erhöhten Prüfgeschwindigkeiten sind in Abbildung 6.20 zusammenfassend dargestellt. Es ist anzunehmen, dass der Anstieg der Kräfte mit zunehmender

Prüfgeschwindigkeit am ersten charakteristischen Schädigungspunkt, dem Beulen der Profilkanten, durch den Anstieg der Fließgrenze mit steigender Verformungsgeschwindigkeit [83, 87, 89] zu erklären ist. Je stärker diese ausfällt, desto höher müssen die Kräfte sein, die zu einer plastischen Verformung im Metall und in der Folge zu einer späteren plastischen Verformung der Profilkanten führen.

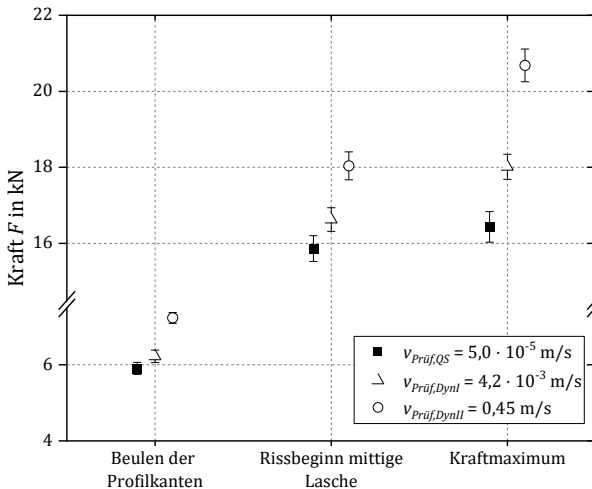


Abbildung 6.20: Vergleich der charakteristischen Schädigungspunkte bei unterschiedlichen Prüfgeschwindigkeiten ($v_{Prüf}$) der integralen Hybridträger, Daten aus [134][#]

Je höher die Verformungsgeschwindigkeit, desto höher ist auch die Festigkeit der Matrix [4, 32, 121]. Die in der Folge höhere faserparallele Druckfestigkeit des CFK [48–50] führt zu einem zu höheren Kräften verschobenen Rissbeginn an der Spitze der mittleren eingebetteten Lasche. Je größer die Steigerung der Festigkeit des Stahls und der Matrix, desto höher sind auch die zu beobachtenden Maximalkräfte. Das Laminat setzt aufgrund der höheren faserparallelen Druckfestigkeit bei höheren Verformungsgeschwindigkeiten dem Rissfortschritt einen erhöhten Widerstand entgegen und die erforderlichen Kräfte steigen.

6.2.3 Zyklische Beanspruchung

Die beobachtete Rissbildung auf der Oberseite des Hutprofils im Kontaktbereich mit der Druckfinne tritt bei den integralen Hybridträgern bei zyklischen Versuchen ab $F_{max}=5$ kN auf. Die maximalen Lastspielzahlen in ESV und die maximalen Kräfte in LSV werden jedoch vom Laminatversagen bestimmt. Die in LSV auftretenden Schadensbilder sind mit den in quasistatischen (vgl. Abbildung 5.10) und dynamischen (vgl. Abschnitt 5.1.2) Versuchen vergleichbar. Zunächst kommt es zur Initiierung eines Risses an der Spitze der mittleren eingebetteten Lasche, der sich mit fortwährender Belastung bis an den Rand des Laminates ausbreitet. In Folge des Erreichens des Laminatrandes kommt es sowohl in LSV als auch ESV zu einem Steifigkeitsverlust des gesamten Hybridträgers. Ein Versagen der Laminatunterseite wurde im Verlauf der zyklischen Versuche nur vereinzelt im direkten Randbereich des Laminates beobachtet. Der Grund ist vermutlich der im Vergleich zu den quasistatischen und dynamischen Versuchen begrenzte Maschinenweg, der keine ausreichend großen Durchbiegungen zulässt. Wenn daher größere maximale Verfahrswege möglich wären, dann würde es zu dem in quasistatischen und dynamischen Versuchen beobachteten Laminatversagen auf der Unterseite kommen. In Tabelle 6.3 sind die in ESV auftretenden Schadensbilder den jeweiligen Laststufen zugeordnet und eingruppiert.

Tabelle 6.3: Gruppierung der charakteristischen Schadensbilder der integralen Hybridträger in den ESV in Abhängigkeit der aufgebrachten F_{max} [134][#], vgl. Abbildung 5.27 und Abbildung 5.28

Gruppierung	Schadensbild	F_{max} in kN
I. Durchläufer ohne Schäden	Geringfügige lokale plastische Deformation auf der Stahloberfläche.	4 – 5
II. Durchläufer mit Rissen im Stahlprofil	Ausgeprägte Risse auf dem Stahlprofil im Kontaktbereich der Druckfinne.	5 – 10
III. Erreichen des maximalen Maschinenweges	Ausgeprägte Risse auf dem Stahlprofil. Rissausbreitung auf der Laminatoberseite, ausgehend von der Spitze der mittleren Lasche.	≥ 10

In den ESV kommt es ab $F_{max}=10\text{kN}$ zu einer Initiierung der Schädigung im Laminat und in der Folge auch zu einem frühzeitigen Erreichen des maximalen Maschinenweges. Verglichen mit den quasistatischen Versuchen (vgl. Abbildung 6.19) sind ca. 40% geringere Kräfte zur Initiierung der Laminatschädigung nötig. Bei zyklischer Belastung weisen CFK-Laminat eine höhere Empfindlichkeit gegenüber Druckmittelspannungen auf, als dies für Zugmittelspannungen der Fall ist [37]. Die Schädigung von FVK geht bei zyklischer Belastung insbesondere von inneren Defekten aus [37, 71]. Diese Defekte werden im Fall der integrierten Laschen durch die bei der Integration entstehenden Harztaschen eingebracht.

Das für FVK unter zyklischer Belastung typische Wachstum und die Entstehung von Delamination durch Matrixrisse [57] tritt jedoch nicht auf. Delamination wurde in [69] bei zyklischer Belastung durch die höheren wirkenden Schubspannungen bei einem Auflagerabstand/Laminatdickenverhältnis von 20/3 beobachtet [41]. Der Grund für die in den Versuchen der vorliegenden Arbeit nicht auftretende Delamination sind die gewählten Abmessungen des Versuchsaufbaus. Aus diesen ergibt sich ein Auflagerabstand/Laminatdickenverhältnis von 146/2, wodurch in [41] deutlich geringere Schubspannungen im Laminat auftreten als in [69].

In LSV erfolgt die Rissinitiierung im Vergleich zur quasistatischen Versuchsreihe direkt nach der Fertigung, in Abschnitt 6.2.1, bei ca. 5% geringeren Kräften (vgl. Abbildung 5.19, Bereich III). Das lässt auf eine höhere Empfindlichkeit dieses Bereichs um die Laschen bezüglich zyklischer Belastungen schließen. Die durch die Harztaschen [36] zusätzlich eingebrachten Kerben im am stärksten belasteten Bereich um die mittlere Lasche stützen diese Annahme. In ESV tritt die Rissinitiierung bei deutlich geringeren Lasten, aber deutlich höheren Lastspielzahlen als in den LSV auf. Die Ausbreitung erfolgt bei einer konstanten F_{max} und Lastamplitude ebenfalls kontinuierlicher und langsamer als in LSV. Die frühzeitige Rissinitiierung ist auf die hohen Spannungskonzentrationen an der Spitze der Laschen zurückzuführen, welche unter konstanter langanhaltender Last einen größeren Einfluss haben als unter quasistatischer oder steigender zyklischer Last [37, 71]. Die langsamere Ausbreitung des Risses ist hingegen auf die geringeren wirkenden Kräfte und damit die geringeren Spannungen zurückzuführen.

Ein weiterer Faktor bei der Betrachtung der auftretenden Laminatschäden ist der Zustand des Hutprofils. Bilden sich aufgrund der zyklischen Belastung Risse im Hutprofil, wird die Tragfähigkeit des Profils verringert, da der tragende Querschnitt reduziert wird. Ebenso zieht dies eine Veränderung der in das Laminat eingeleiteten Lasten nach sich. Anhand der starken Zunahme der Traversenwege im Verlauf der Bildung von Rissen entlang der stark verformten Profilkanten (vgl. Abbildung 6.22) und Querrissen (vgl. Abbildung 6.21) ist davon auszugehen, dass diese einen besonders großen Einfluss auf die Tragfähigkeit des Hutprofils haben.

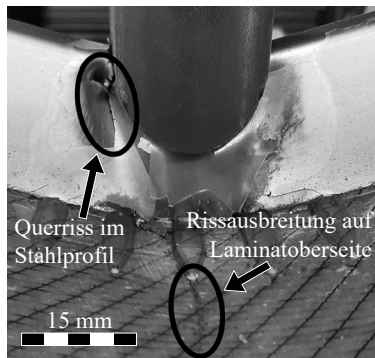
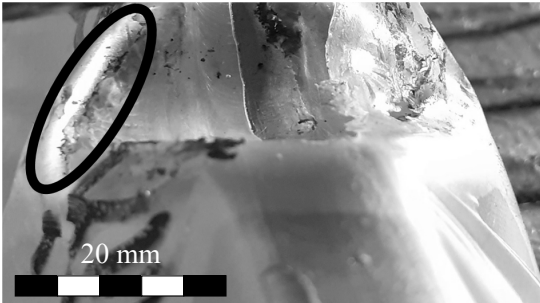
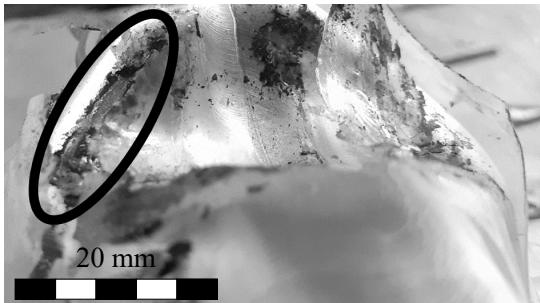


Abbildung 6.21: Querriss im Stahlprofil und Rissausbreitung auf der Laminatoberseite eines im ESV mit $F_{max}=10\text{ kN}$ belasteten integralen Hybridträgers, nach [134][#]

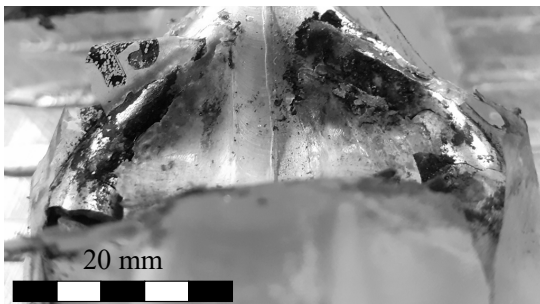
Abbildung 6.23 zeigt die aufgezeichneten s_{max} und s_{min} -Werte eines ESV eines integralen Hybridträgers bei $F_{max}=10\text{ kN}$. Anhand von unterbrochenen Dauerschwingversuchen und zu diesen Zeitpunkten aufgenommenen Bildern lässt sich der Anstieg des Traversenweges ab ca. $N=10^4$ Lastzyklen der Bildung und dem Wachstum der Längsrisse entlang der Profilkanten zuordnen (vgl. Abbildung 6.22). Die Initiierung und das Wachstum des in Abbildung 6.21 gezeigten Querrisses führt zu einem rapiden Anstieg des Traversenweges im in Abbildung 6.23 markierten Bereich. Dieser Querriss führt zu einer punktuelleren und asymmetrischeren Krafteinleitung vom Hutprofil in das Laminat. Die veränderte Krafteinleitung hat eine Erhöhung der Durchbiegung und auch der im Laminat wirkenden Spannungen zur Folge. Die erhöhten Druckspannungen wiederum führen zur Initiierung des in Abbildung 6.21 gezeigten Risses im Laminat.



a) Erster sichtbarer Riss an der verformten Profilkante eines integralen Hybridträgers in einem ESV ($N \approx 10000$, $F_{max} = 8$ kN)



b) Risswachstum entlang der verformten Profilkante eines integralen Hybridträgers in einem ESV ($N \approx 25000$, $F_{max} = 8$ kN)



c) Versagen der Profilkante eines integralen Hybridträgers in einem ESV ($N \approx 50000$, $F_{max} = 8$ kN)

Abbildung 6.22: Rissausbreitung entlang der verformten Profilkanten eines integralen Hybridträgers im Verlauf eines ESV mit $F_{max} = 8$ kN

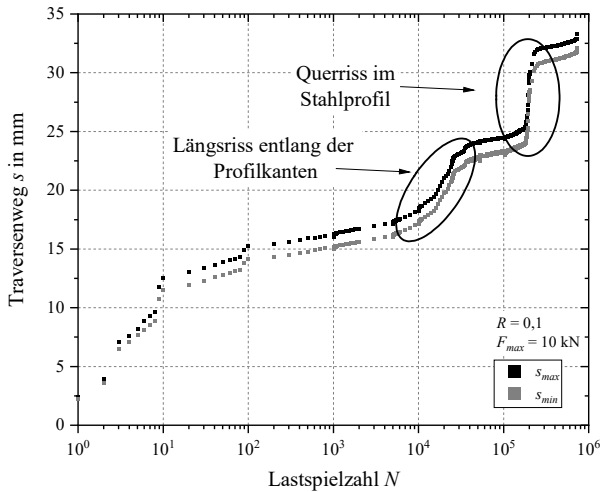


Abbildung 6.23: Weg-Lastspielzahl-Diagramm eines mit $F_{max}=10\text{ kN}$ belasteten integralen Hybridträgers, nach [134][#]

Die nahezu konstanten Wegamplituden ab ca. 10 Lastzyklen sind auf die eingeschränkte Rückverformbarkeit des bereits plastisch verformten Hutprofils zurückzuführen. Auch nach Beendigung des Versuchs weisen die integralen Hybridträger eine bleibende Durchbiegung auf (vgl. Abbildung 6.24), da keine Trennung von Laminat und Hutprofil aufgrund der integrierten Laschen erfolgte.

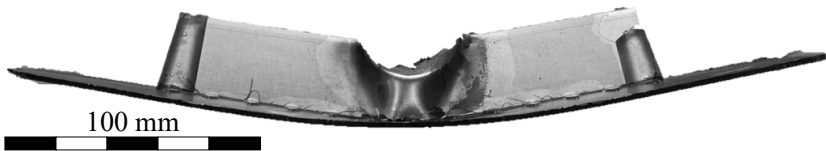


Abbildung 6.24: Integraler Hybridträger nach einem ESV mit $F_{max}=10\text{ kN}$, [134][#]

Nach [7] stellt bei der Anwendung von Hybriden aus FVK und Metall die plastische Deformation des metallischen Teils der Struktur die Grenze für eine mögliche Anwendung dar. Diese Annahme kann anhand des zuvor beschriebenen Verhaltens der integralen Hybridträger auch auf diese übertragen werden.

6.2.4 Lebensdauerprognose

Die Auswertung der passiven Thermografie und auch der ZKW erfolgt für die integralen Hybridträger analog zum in Abschnitt 6.1.4 beschriebenen Vorgehen im Fall der differentiellen Hybridträger. Auch wird ebenfalls auf eine Abschätzung auf Basis des CFK-Verhaltens verzichtet, da auch für die integralen Hybridträger das Verhalten des Hutprofils als kritisch für den späteren Einsatz anzusehen ist.

Abbildung 6.25 zeigt die Aufnahmen passiver Thermografie aus einem LSV der integralen Hybridträger bei $F_{max}=4,5\text{ kN}$ und $F_{max}=5\text{ kN}$. Zwischen diesen beiden Laststufen findet eine Erwärmung des Kontaktbereiches der Druckfinne um ca. $0,5\text{ °C}$ statt. Durch diese beiden Laststufen werden nach der *Phybal*-Methode die obere Grenze ($F_{max}=5\text{ kN}$) und die untere Grenze ($F_{max}=4,5\text{ kN}$) der Dauerfestigkeit abgeschätzt.

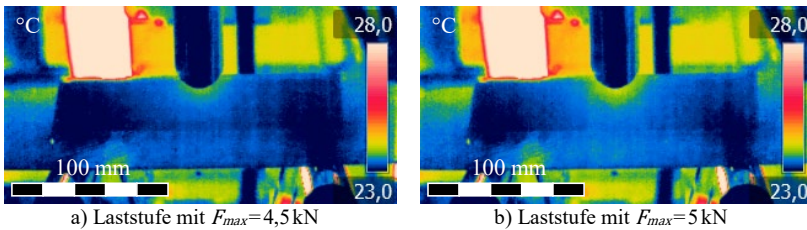


Abbildung 6.25: Abschätzung der Dauerfestigkeit nach der *Phybal*-Methode der integralen Hybridträger während einem LSV, nach [134][#]

Die aus den LSV ermittelte ZKW der integralen Hybridträger ist in Abbildung 6.26 gezeigt. Die ZKW wird in einen von der elastischen Deformation des Hutprofils dominierten Bereich und einen Bereich mit ausgeprägter plastischer Deformation eingeteilt. Die Einteilung erfolgte anhand der auftretenden Wegamplituden, die bei allen Versuchen ab einer Kraftamplitude von $2,5\text{ kN}$ deutlich zunimmt. Zur Ermittlung des kraftbezogenen Ermüdungsverfestigungsexponenten (n'_F) werden entsprechend nur Datenpunkte herangezogen, die im Bereich der plastischen Deformation des Hutprofils liegen und nicht vom Laminat dominiert werden.

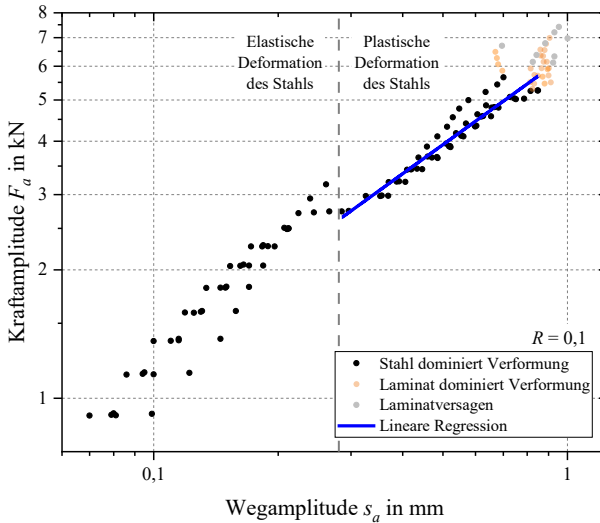


Abbildung 6.26: Zyklische Kraft-Weg-Kurve der integralen Hybridträger, nach [134][#]

Aus der Steigung der linearen Regression bei doppelt logarithmischer Auftragung in Abbildung 6.26 ergibt sich $n'_F = 0,698$, wonach aus Gleichung (2.6) $b_F = -0,155$ folgt. Aus den durchgeführten ESV ergibt sich $\sigma_{b,F} = 12,54 \text{ kN}$. Die so ermittelte Prognose für die integralen Hybridträger ist in Gleichung (6.8) zusammengefasst.

$$F_a = (12,54 \text{ kN} - F_m) \cdot (N_B)^{-0,155} \quad (6.8)$$

In Abbildung 6.27 sind neben den Versagenspunkten des Stahls auch die untere und obere Grenze der Dauerfestigkeit nach der *Phybal*-Methode und die Prognose (Gleichung (6.8)) dargestellt. Die gezeigte Prognose weicht besonders im Bereich hoher Lasten deutlich von den aufgenommenen Datenpunkten ab. Vermutlich ist dies darauf zurückzuführen, dass sich das Hutprofil bei hohen Lasten und den damit verbundenen Verformungen geometrisch versteift und somit die tatsächliche plastische Verformung im Material geringer ist als durch die ZKW erwartet. Folglich ergibt sich bei hohen Lasten im Versuch eine höhere Lebensdauer als aus dem Verlauf der ZKW und der daraus abgeleiteten Prognose nach Basquin [91] und Morrow [90] zu erwarten wäre. Diese Tendenz ist für die differentiellen Hybridträger bei den ESV mit $F_{max} = 10 \text{ kN}$

ebenfalls, wenn auch weniger ausgeprägt, zu sehen (vgl. Abbildung 6.11). Vergleicht man entsprechend nur die Datenpunkte zwischen 6 kN und 8 kN mit der Prognose, zeigt sich eine gute Übereinstimmung. Die Abschätzung der Dauerfestigkeit durch passive Thermografie nach der *Phybal*-Methode [95, 97] liefert, wie schon zuvor für die differentiellen Hybridträger, eine gute Näherung der Dauerfestigkeit. Dies wird für die obere Grenze der *Phybal*-Abschätzung deutlich, da hier ein Versagen der metallischen Komponente bei einem der integralen Hybridträger kurz vor Erreichen der Dauerfestigkeit bei 10^6 Lastzyklen eintritt.

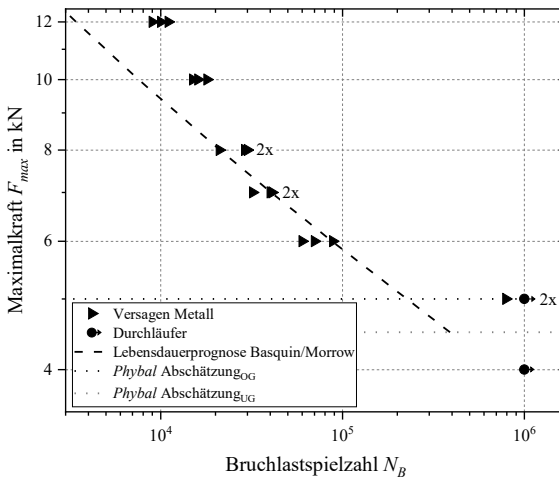


Abbildung 6.27: Vergleich der Lebensdauerprognose der integralen Hybridträger nach Basquin und Morrow, nach Gleichung (6.8), und der Abschätzung der Dauerfestigkeit nach der *Phybal*-Methode mit den Versagenspunkten des Metalls, Daten teilweise aus [134]#

6.2.5 Bauteilnahe Beanspruchung

Einfluss mechanischer Vorschädigung

Wie bereits in Abschnitt 5.3.1 beschrieben, ist bis $E_{imp,II}$ keine optisch erkennbare Schädigung der integralen Hybridträger zu beobachten. Eine Schädigung der CFK/Stahl-Grenzfläche direkt an den eingebetteten Laschen oder entstandene Mikrorisse an der Laschenspitze konnten durch CT-Aufnahmen aufgrund

der Strahlauhärtung durch die metallische Komponente nicht untersucht werden. Erste Schäden in Form eines Risses im Schaumstoffkern (vgl. Abbildung 5.30) treten bei den integralen Hybridträgern bei $E_{Imp,III}=40\text{ J}$ auf. Da es sich bei dem verwendeten Kernmaterial um einen geschlossenzelligen Schaumstoff handelt, füllen sich nur die durch die mechanische Bearbeitung geöffneten Poren an der Oberfläche des Schaumstoffs im RTM-Prozess mit der Epoxidharzmatrix. Durch die Infiltration der geöffneten Poren entsteht eine gute Anbindung des Schaumstoffs an die CFK-Grundplatte und zwischen den Schaumkernelementen. Jedoch kommt es hierdurch auch zu einem deutlichen Steifigkeitssprung am Übergang der gefüllten zu den nicht gefüllten Bereichen des Schaumstoffs, der zum Versagen des Schaumstoffs durch den Impact führt, wie in Abbildung 6.28 zu sehen ist.

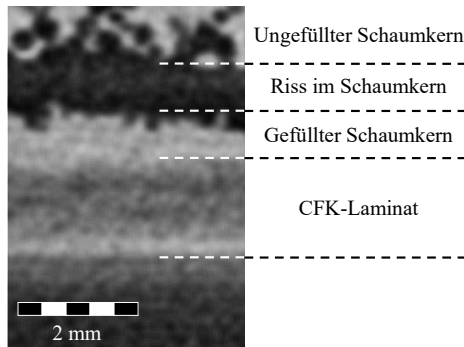


Abbildung 6.28: Versagen eines Schaumstoffkerns entlang der Grenze zwischen gefüllten und ungefüllten Poren

Der Verlauf der quasistatischen Kraft-Weg-Kurven nach mechanischer Vorschädigung unterscheidet sich nicht von dem nicht vorgeschädigter integraler Hybridträger. In Abbildung 6.29 sind die Kräfte beim Auftreten der charakteristischen Schäden denen der Versuchsreihe nach zweimonatiger Lagerung gegenübergestellt. Es ist zu sehen, dass ein Impact mit bis zu 40 J keinen Einfluss auf das vom mechanischen Verhalten des Hutprofils abhängige Beulen der Profilkanten und F_{max} hat. Ein Impact mit $E_{Imp,I}$ bis $E_{Imp,III}$ führt zu einer Reduzierung der Kräfte um ca. 4,5 %, die aufgebracht werden müssen, um die Initiierung eines Risses an der Spitze der mittleren eingebetteten Lasche auszulösen. Es ist davon auszugehen, dass der Impact Schäden an der Grenzfläche

zwischen den eingebetteten Laschen und dem Laminat zur Folge hat. Der durch die zusätzliche Schicht auftretende Steifigkeitssprung und die für Laminatstufen typischen Spannungsspitzen [4] lassen ebenfalls den Schluss zu, dass bereits optisch nicht sichtbare Schäden durch den Impact hervorgerufen wurden.

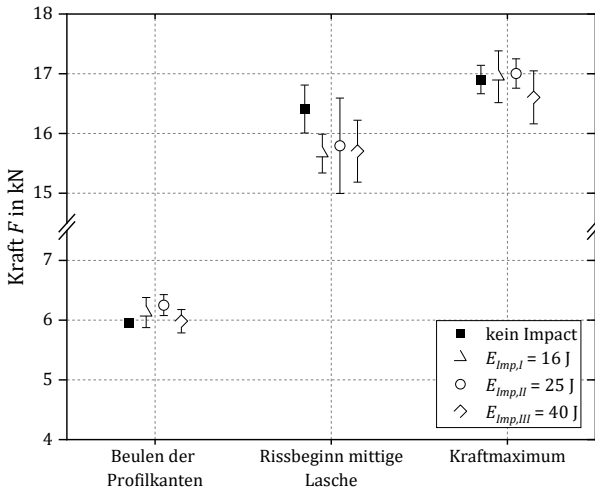


Abbildung 6.29: Vergleich der charakteristischen Schädigungspunkte, nach einem Impact mit unterschiedlichen Energien (E_{imp}), der integralen Hybridträger, nach [145][#]

Diese Annahmen werden durch Untersuchungen von Liu [162] an Laminaten ähnlicher Dicke gestützt, nach denen ein Impact mit Energien von 40 J Delamination im Laminat zur Folge hat. Je mehr Spannungsspitzen durch die Rissinitiierung an der Spitze der mittleren eingebetteten Lasche bereits abgebaut wurden, desto geringer ist deren Einfluss auf den Rissfortschritt. Dies erklärt den nicht zu beobachtenden Einfluss eines Impacts mit $E_{imp} \leq E_{imp,III}$ auf die Maximalkräfte. Dieses Verhalten ist darin begründet, dass Spannungsspitzen an der Spitze der mittleren eingebetteten Lasche durch die Rissinitiierung bereits abgebaut wurden. Im weiteren Verlauf des Versuchs breitet sich der Riss weiter mit einer konstanten Geschwindigkeit aus. Der Riss erreicht erst bei der gleichen Durchbiegung wie im Fall der nicht vorgeschädigten integralen Hybridträger den Rand des Laminates, was wiederum das Erreichen von F_{max} bedeutet.

Der Einfluss mechanischer Vorschädigung auf die zyklischen Eigenschaften wurde anhand mit $E_{Imp,III}$ vorgeschädigter integraler Hybridträger in LSV untersucht. Abbildung 5.37 zeigt repräsentative Weg-Lastspielzahl-Verläufe eines vorgeschädigten und eines nicht vorgeschädigten integralen Hybridträgers im LSV. Hinsichtlich der in Abschnitt 5.2.1 definierten Bereiche ist kein qualitativer Unterschied zwischen den gezeigten Verläufen zu erkennen. Dies ist, wie auch schon beim Einfluss auf die quasistatischen Eigenschaften, mit der durch den Impact nicht veränderten Lasteinleitung vom Hutprofil in das Laminat und die im Vergleich zu ESV deutlich kleineren Lastspielzahlen zu erklären.

In Tabelle 6.4 sind die in den LSV ermittelten Kräfte der charakteristischen Schäden und die maximalen Kräfte an vorgeschädigten und nicht vorgeschädigten integralen Hybridträgern gegenübergestellt. Es lässt sich anhand der dargestellten Werte kein signifikanter Einfluss des Impacts auf das Auftreten der Schädigung oder die ermittelten maximalen Kräfte erkennen. In LSV hat daher eine mechanische Vorschädigung keinen Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften.

Tabelle 6.4: Vergleich der charakteristischen Schadenspunkte der integralen Hybridträger ohne und mit Vorschädigung durch Impact in LSV

Charakteristischer Schadenspunkt	Kein Impact	$E_{Imp,III}$
„Beulen der Profilkanten“ in kN	6,4±0,3	6,5±0,0
„Rissbeginn im Laminat“ in kN	15,0±0,8	15,0±0,9
F_{max} in kN	15,7±1,0	15,8±0,8

Einfluss thermischer Beanspruchung

Die thermische Belastung der integralen Hybridträger führt zu einer Nachvernetzung der Epoxidharzmatrix (vgl. Abbildung 6.14) und damit einer Festigkeitssteigerung der Matrix. Ebenso ist auch von einem Anstieg thermisch induzierter Eigenspannungen und der Entstehung von Mikrorissen auszugehen [77, 78]. In Abbildung 6.30 sind die charakteristischen Schädigungsmechanismen und F_{max} für thermisch belastete integrale Hybridträger mit denen der quasistatischen Versuchsreihe nach zweimonatiger Lagerung aus Abschnitt 6.2.1 abgebildet. Wie auch schon im Fall der mechanischen Vorschädigung ist kein

Einfluss auf den Punkt des Beulens des Hutprofils zu beobachten. Der Grund hierfür ist, dass dieser maßgeblich von den mechanischen Eigenschaften des Hutprofils beeinflusst wird und bei einer maximalen Temperatur von 80 °C nicht von einer Veränderung der mechanischen Eigenschaften des Stahls auszugehen ist [82]. Die Initiierung eines Risses an der mittigen eingebetteten Lasche hingegen findet nach der thermischen Belastung im Mittel bei ca. 5% höheren Kräften und bei ca. 8% höheren Traversenwegen statt.

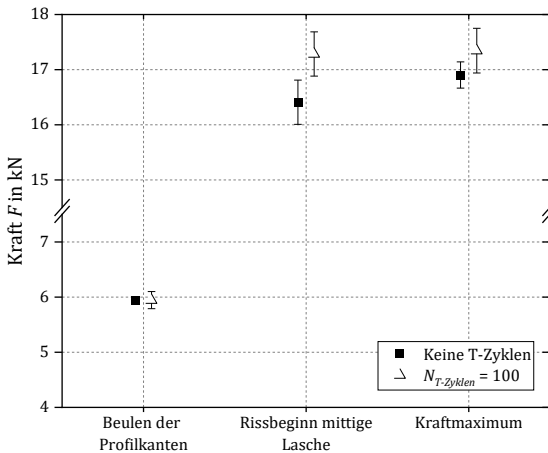


Abbildung 6.30: Vergleich der charakteristischen Schädigungspunkte, nach 100 Zyklen ($N_{T-Zyklen}$) thermischer Degradation, der integralen Hybridträger, nach [145][#]

Je höher die Matrixfestigkeit aufgrund der Nachvernetzung, desto später findet ein Ausknicken der auf Druck belasteten Fasern auf der Laminatoberseite statt. Wenn, wie zu beobachten, keine Degradation durch die thermische Zyklierung stattfindet, dann ist davon auszugehen, dass die positiven Effekte der Nachvernetzung etwaige entstandene Schäden durch Mikrorisse überkompensieren.

Einfluss korrosiver Beanspruchung

Der Einfluss der korrosiven Atmosphäre für unterschiedliche Zeiten auf das mechanische Verhalten der integralen Hybridträger wird in Abbildung 6.31 den integralen Hybridträgern der quasistatischen Versuchsreihe nach zweimonatiger Lagerung gegenübergestellt. Ein Einfluss auf das Beulen der Profilkanten selbst ist aufgrund des verwendeten Stahls nicht zu erwarten [82]. Dies

kann durch die nicht veränderten aufzubringenden Kräfte bestätigt werden. Nach $t_{Korr,I}$ ist kein Einfluss auf das Schädigungsverhalten zu beobachten.

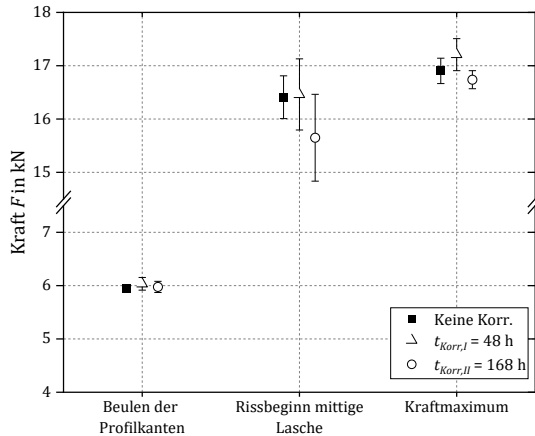


Abbildung 6.31: Vergleich der charakteristischen Schädigungspunkte, nach unterschiedlich langen Zeiten korrosiver Degradation (t_{Korr}), der integralen Hybridträger, nach [145][#]

Durch Kontaktkorrosion (vgl. Abschnitt 2.3.6) entstandene Korrosionsprodukte an der Oberfläche der integralen Hybridträger konnten nicht beobachtet werden. Daher ist die Massenzunahme vermutlich nur auf die Aufnahme von Feuchtigkeit durch das Laminat und auf in Poren auskondensierte Feuchtigkeit zurückzuführen. Der nach $t_{Korr,I}$ nicht zu beobachtende Einfluss dieser Feuchtigkeit könnte auf die nur geringe aufgenommene Menge an Feuchtigkeit von 0,3 g zurückgeführt werden, die wiederum nur zu einer geringen Schädigung der CFK/Stahl-Grenzfläche führt. Ebenso könnte auch die mechanische Verklammerung von Laminat und Laschen der Grund dafür sein, dass eine Schädigung der Grenzfläche nach $t_{Korr,I}$ zunächst keinen Einfluss auf das Verhalten der integralen Hybridträger hat. Nach $t_{Korr,II}$ in der korrosiven Atmosphäre werden jedoch um ca. 4,5 % geringere Kräfte beobachtet, die zu einer Rissinitiation an der Spitze der mittleren eingebetteten Lasche führen. Je mehr Störstellen durch die Integration der vielen einzelnen Laschen in das Laminat eingebracht werden, desto größer ist die Wahrscheinlichkeit von Fehlstellen an der CFK/Stahl-Grenzfläche. Wenn die Anzahl der Fehlstellen erhöht wird, dann kann Feuchtigkeit insbesondere in Mikroporen auskondensieren und die

CFK/Stahl-Grenzfläche schädigen. Wenn diese Schädigung zunimmt, dann gewinnt der Steifigkeitssprung an der eingebetteten Lasche einen größeren Einfluss und je größer dieser ist, desto früher kommt es zur Rissinitiation an der Spitze der eingebetteten Lasche. Wenn jedoch, wie beobachtet, der initiierte Riss bei vergleichbaren Durchbiegungen den Rand des Laminates erreicht, was durch das Erreichen von F_{max} gekennzeichnet ist, dann kann angenommen werden, dass die Feuchtigkeit keinen Einfluss auf die Festigkeit der Matrix hat.

6.3 Vergleich der Hybridträgervarianten

6.3.1 Quasistatische Beanspruchung

Um die Eigenschaften und das Verhalten der Hybridträgervarianten bei quasistatischen Belastungen vergleichen zu können, sind in Abbildung 6.32 repräsentative Kraft-Weg-Kurven der differentiellen und integralen Hybridträger gezeigt.

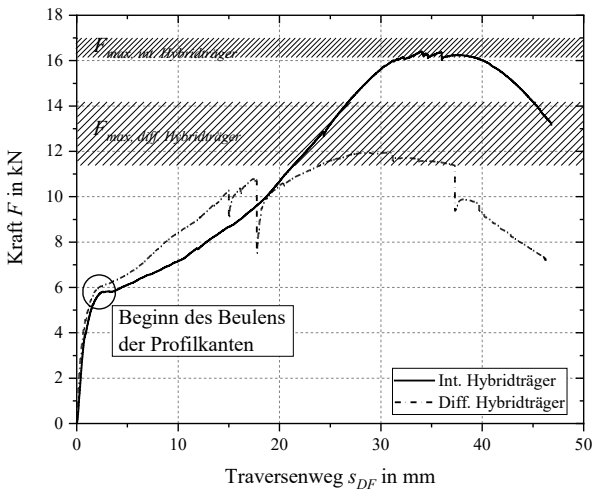


Abbildung 6.32: Repräsentative Kraft-Weg-Diagramme der Hybridträgervarianten und Bereiche der maximal auftretenden Kräfte, Daten aus [134, 145][#]

Ergänzend ist die Streuung der F_{max} -Werte aller durchgeführten Versuche der jeweiligen Versuchsreihen, direkt nach der Fertigung und nach der Lagerung, dargestellt.

Es ist zu erkennen, dass bei den differentiellen Hybridträgern das Beulen der Profilkanten im Mittel bei um ca. 0,2 kN höheren Kräften einsetzt (6,15 kN \pm 0,15 kN (diff.) vs. 5,95 kN \pm 0,1 kN (int.)). Dies ist auf die höhere Bauteilsteifigkeit der differentiellen Hybridträger zu Beginn des Versuchs (vgl. Abbildung 6.33) zurückzuführen, die sich vermutlich aus der größeren Krafteinleitungsfläche an der CFK/Stahl-Grenzfläche ergibt.

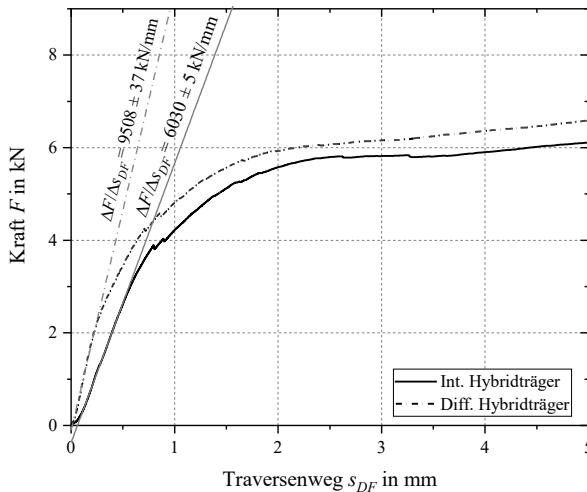


Abbildung 6.33: Ausschnitt aus Abbildung 6.32, repräsentativer Kraft-Weg-Diagramme der Hybridträgervarianten und Anfangssteifigkeiten

Daraus kann geschlussfolgert werden, dass das Verhalten beider Hybridträgervarianten bis zum Einsetzen des Beulens von den Eigenschaften der eingesetzten Hutprofile und des Schaumkerns dominiert wird (vgl. [114, 115]). Ab dem Beginn des Beulens unterscheidet sich das Verhalten der beiden Hybridträgervarianten. Der weitere Verlauf der Kraft-Weg-Kurven bis zum Erreichen von F_{max} ist im Fall der differentiellen Hybridträger von Kraftabfällen und dem Versagen der CFK/Stahl-Grenzfläche geprägt. Die Initiierung des Risses auf der Laminatoberseite tritt erst nach dem vollständigen Versagen der CFK/Stahl-Grenzfläche und nach Erreichen von F_{max} ein, wie in Abbildung 5.5

in Abschnitt 5.1.1 gezeigt wird. Im Fall der integralen Hybridträger zeigt der Verlauf der Kraft-Weg-Kurven hingegen keine Kraftabfälle in derselben Größenordnung, wie es bei den differentiellen Hybridträgern zu beobachten ist (vgl. Abbildung 6.32). Die Ausbreitung des Risses auf der Laminatoberseite bis an den Rand des Laminates erfolgt bei den integralen Hybridträgern gleichmäßig bis zum Erreichen von F_{max} , wie in Abbildung 5.10 in Abschnitt 5.1.1 zu sehen ist. Bei den differentiellen Hybridträgern hingegen erfolgt der Riss schlagartig bis an den Rand des Laminates. Wenn, wie im Fall der integralen Hybridträger, eine zusätzliche Stufe in das Laminat eingebracht wird, was bei den differentiellen Hybridträger nicht der Fall ist, dann ist hier der Grund für das unterschiedliche Verhalten der beiden Varianten, bezogen auf die Entstehung des Risses im Laminat, zu suchen. Je unterschiedlicher zudem die CFK/Stahl-Grenzfläche gestaltet ist, desto größer sind auch die Unterschiede in den thermisch induzierten Eigenspannungen (vgl. Abschnitt 2.3.5). Bei den integralen Hybridträgern ist anzunehmen, dass im Bereich der Laschen mit einer Konzentration der thermisch induzierten Eigenspannungen zu rechnen ist, die bei den differentiellen Hybridträgern im Bereich der genannten CFK/Stahl-Grenzfläche auftreten.

6.3.2 Dynamische Beanspruchung

In Abbildung 6.34 sind die maximal auftretenden Kräfte und die Kräfte bei Beginn des Beulens in Abhängigkeit von der Prüfgeschwindigkeit für beide Hybridträgervarianten gegenübergestellt. Ein Vergleich der anderen, in Abschnitt 5.1.1 beschriebenen Schädigungsmechanismen findet nicht statt, da sich diese zu sehr voneinander unterscheiden.

Beide untersuchten Hybridträgervarianten weisen bei höheren Verformungsgeschwindigkeiten größere Kräfte am Beginn des Beulens sowie größere Maximalkräfte auf. Es ist anzunehmen, dass die größeren Kräfte am Beginn des Beulens auf die erhöhte Fließgrenze des Stahls bei dynamischer Belastung zurückzuführen sind. Ebenfalls liegt die Vermutung nahe, dass auch die größeren Maximalkräfte zum einen durch die erhöhte Fließgrenze des Stahls bei dynamischer Belastung und zum anderen auch über die viskoelastischen Eigen-

schaften der Epoxidharzmatrix zu erklären sind. Wenn, wie bei den differentiellen Hybridträgern, die CFK/Stahl-Grenzfläche mit zunehmender Verformungsgeschwindigkeit schlagartiger und großflächiger versagt, dann ist das auf das sprödere Verhalten bei erhöhten Verformungsgeschwindigkeiten und den Steifigkeitssprung in der Grenzfläche zurückzuführen [32, 58, 121]. Je höher die Verformungsgeschwindigkeit, desto höher ist die Festigkeit der Matrix. Dies führt dazu, dass das Knicken der Kohlenstofffasern unter faserparalleler Druckbeanspruchung, wie im Fall der integralen Hybridträger, erst bei höheren Kräften einsetzt [4, 32, 121]. Ebenfalls hat eine höhere Matrixfestigkeit und -sprödigkeit zur Folge, dass ein erhöhter Widerstand gegen Rissfortschritt vorliegt.

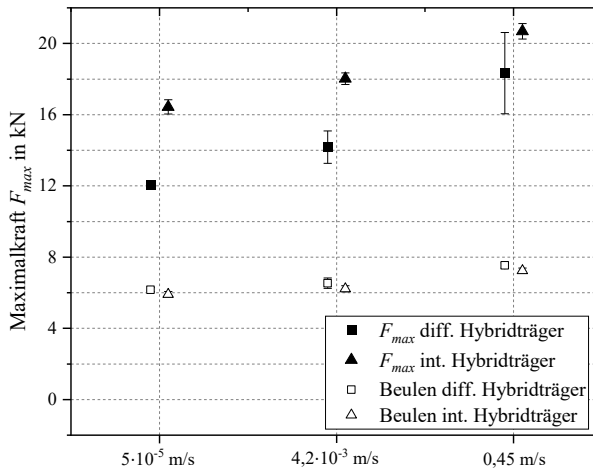


Abbildung 6.34: Vergleich des Einflusses der Prüfgeschwindigkeit auf die mechanischen Eigenschaften beider Hybridträgervarianten, Daten aus [134][#]

Das Versagen der differentiellen Hybridträger tritt durch ein Versagen der CFK/Stahl-Grenzfläche bis hin zur vollständigen Ablösung ein, was ein Totalversagen der Hybridträger bedeutet. Die integralen Hybridträger hingegen sind nach einer dynamischen Belastung zwar stark deformiert, aber es tritt kein vollständiges Versagen ein, was auf die eingebetteten Laschen zurückzuführen ist. Für mögliche Crashanwendungen bedeutet dies einen großen Vorteil, da auch die Verformung als solche deutlich kontinuierlicher und damit robust vorhersehbar eintritt.

6.3.3 Zyklische Beanspruchung

Bei zyklischer Biegebeanspruchung kommt es bei beiden untersuchten Hybridträgervarianten zur Bildung von Rissen im Hutprofil (vgl. Abbildung 6.7 und Abbildung 6.22), ausgehend vom Kontaktbereich des Hutprofils mit der Druckfinne. Diese Rissbildung ist in Bezug auf eine spätere Anwendung zu vermeiden und begrenzt den Anwendungsbereich auf Kräfte, unterhalb der für das Beulen der Hutprofilkanten aufzubringenden Kräfte.

Im Fall der differentiellen Hybridträger wird die Gesamtlebensdauer durch die Schädigung der CFK/Stahl-Grenzfläche bestimmt. Bei den integralen Hybridträgern hingegen begrenzt die Entstehung von Rissen an den Spitzen der eingebetteten Laschen und deren Wachstum bis an den Rand des Laminates die Gesamtlebensdauer der Hybridträger. Die Krafteinleitung vom Hutprofil in das CFK-Laminat verändert sich im Gegensatz zu den differentiellen Hybridträgern bei den integralen Hybridträgern über die gesamte Versuchsdauer nicht. Daher werden die mechanischen Eigenschaften der integralen Hybridträger über das Verhalten der Einzelkomponenten und weniger über deren Verbindung bestimmt. Der reale Anwendungsfall für beide Hybridträgervarianten wird nicht durch das Erreichen eines maximalen Maschinenweges, durch das Versagen der CFK/Stahl-Grenzfläche oder durch die Initiierung von Rissen im CFK-Laminat begrenzt. Vielmehr stellt die bereits bei vergleichsweise niedrigen Lasten zwischen 5 kN und 6 kN eintretende plastische Verformung des Hutprofils und die Rissbildung im Kontaktbereich der Druckfinne die Grenze für mechanisch, zyklische Anwendungen dar. Daher findet die Erstellung von Lebensdauerprognosen auf Basis des Versagens der metallischen Komponente statt.

6.3.4 Lebensdauerprognosen

Die in Abschnitt 6.1.4 und Abschnitt 6.2.4 vorgestellten Lebensdauerprognosen basieren auf einem vom Morrow [90] beschriebenen empirischen Ansatz und beziehen sich auf das Versagen der metallischen Komponente der untersuchten Hybridträger, dem Hutprofil. Nach Morrow [90] besteht ein Zusammenhang zwischen der Steigung der plastischen Dehnungsamplitude, einer in

LSV ermittelten ZSD, und der Neigung einer in ESV ermittelten Wöhlerlinie. Die Qualität der Prognose hängt davon ab, ob bei den durchgeführten Versuchen ein tatsächlicher Zusammenhang zwischen dem aus der Steigung der ermittelten ZSD ermittelten Ermüdungsfestigkeitsexponenten b und dem vorliegenden Ermüdungsverhalten der untersuchten Strukturen bei einer gegebenen Belastung existiert. Typische Werte des Ermüdungsfestigkeitsexponenten liegen für metallische Werkstoffe zwischen $b_F = -0,05$ und $b_F = -0,12$ [59]. Die anhand von ZKW für die Rissbildung im Hutprofil der Hybridträger ermittelten Werte von $b_F = -0,153$ (differentielle Hybridträger) und $b_F = -0,155$ (integrale Hybridträger) liegen damit außerhalb des typischen Bereichs. Dies kann zum einen auf die geometrische Versteifung des Profils und die Betrachtung des Metallversagens in einem Hybridverbund zurückgeführt werden. Zum anderen dürfte jedoch die Kraft und Weg basierte Betrachtung der Grund für diese Abweichung sein.

Die von Morrow [90] beschriebene Beziehung wurde zunächst für einachsige Normversuche aufgestellt. Im vorliegenden Fall erfolgt die Anwendung jedoch für eine in einen Hybridverbund eingebettete Metallkomponente. Da ein direkter Zusammenhang zwischen dem Beulen der Profilkanten, einhergehender plastischer Deformation und dem Versagen durch Rissbildung zu beobachten ist, wie in Abschnitt 6.1.4 und Abschnitt 6.2.4 gezeigt, ist eine Abschätzung der Lebensdauer auf Basis von ZKW dennoch möglich. Die ermittelten Ermüdungsfestigkeitsexponenten liegen für beide Hybridträgervarianten sehr dicht beieinander, was auch zu ähnlichen prognostizierten Neigungen der in Abbildung 6.35 gezeigten Prognosen führt.

Bei einem Vergleich der Prognosen mit den experimentell ermittelten Daten zeigt sich bei hohen Lasten ($F_{max} \geq 10 \text{ kN}$), besonders für die integralen Hybridträger, eine deutliche Abweichung. Diese ist vermutlich, wie in Abschnitt 6.2.4 beschrieben, auf die geometrische Versteifung des Hutprofils bei hohen plastischen Deformationen der Profilkanten zurückzuführen. Dies führt wiederum dazu, dass bei diesen Lasten kein direkter Zusammenhang mehr zwischen der ZKW und den in ESV ermittelten experimentellen Daten besteht und die Lebensdauer durch die Prognose nach Basquin [91] und Morrow [90] unterschätzt wird. Wie aus Abbildung 6.35 ersichtlich wird, kann trotz der einfachen empirischen Annahmen nach Basquin [91] und Morrow [90] unter Ein-

beziehung des Mittelspannungseinflusses nach Landgraf [94] für beide Hybridträgervarianten im Zeitfestigkeitsbereich eine gute Abschätzung der Lebensdauer der metallischen Komponente für Kräfte zwischen 6 kN und 8 kN getroffen werden.

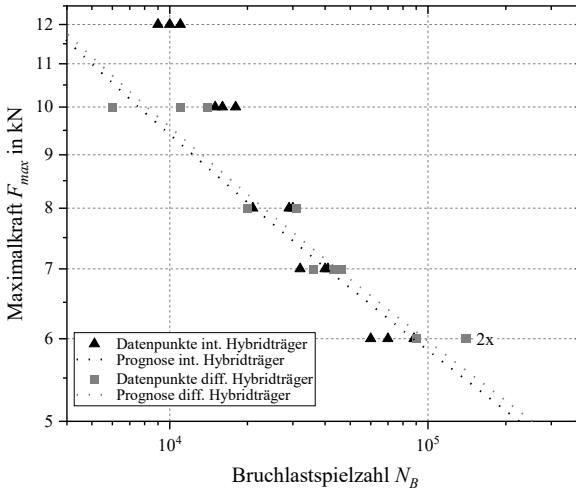


Abbildung 6.35: Vergleich der Lebensdauerprognosen und Trendlinien der ermittelten Datenpunkte, bezogen auf die maximale Kraft pro Lastspiel und die kraftbezogene Bruchlastspielzahl, für beide Hybridträgervarianten, Daten teilweise aus [134][#]

Bezogen auf die ermittelten Dauerfestigkeiten nach der *Phybal*-Methode [97] zeigen die differentiellen Hybridträger eine um eine Laststufe der LSV (500 N) höhere Dauerfestigkeit (vgl. Abbildung 6.11 und Abbildung 6.27). Dieser Umstand ist, wie auch das spätere Beulen der Profilkanten im quasistatischen Lastfall in Bereich I, vermutlich auf die größere Krafteinleitungsfläche zurückzuführen. Die damit verbundene höhere Steifigkeit des differentiellen Hybridträgers vor Beginn der Verformung (vgl. Abbildung 6.33) hat eine spätere plastische Deformation zur Folge. Aufgrund der hohen plastischen Deformationen durch das Beulen der Profilkanten ist, wie schon im quasistatischen Lastfall, eine Anwendung derartiger Strukturen bei Lasten oberhalb der für das Beulen ausreichenden Kräfte nicht möglich.

6.3.5 Bauteilnahe Beanspruchung

Einfluss mechanischer Vorschädigung

Der Einfluss einer Vorschädigung durch Impact auf die mechanischen Eigenschaften der beiden Hybridträger beschränkt sich auf den Bereich nach dem Eintreten der plastischen Deformation des Hutprofils. Die differentiellen Hybridträger weisen bereits nach einem Impact mit $E_{Imp,I}$ eine deutliche optische Schädigung der CFK/Stahl-Grenzfläche auf und ab $E_{Imp,II}$ werden die aufgesetzten Hutprofile durch die Impactbelastung in einzelnen Fällen vollständig vom Laminat geschlagen. Im Unterschied dazu wird bei den integralen Hybridträgern bei $E_{Imp,III}$ lediglich ein Riss im Schaumstoffkern detektiert. Bei höheren Energien setzt bei den integralen Hybridträgern die plastische Deformation des im Preforming umgebogenen Bereichs der Laschen ein (vgl. Abbildung 3.8 C). Ein Totalversagen kann trotz starker plastischer Deformation der Laschen und eines großflächigen Risses im Schaumstoffkern selbst bei einem Impact mit 100J nicht beobachtet werden (vgl. Abschnitt 5.3.1). In Abbildung 6.36 sind die maximalen Kräfte beider Hybridträgervarianten nach Impact und die der nicht vorgeschädigten Hybridträger zusammenfassend dargestellt.

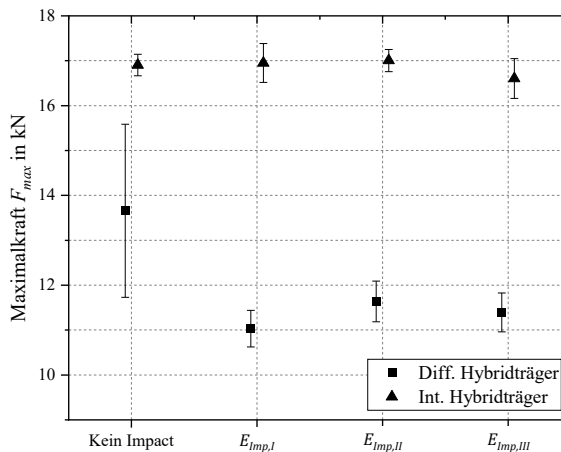


Abbildung 6.36: Vergleich der maximalen quasistatischen Kräfte (F_{max}) nach einem Impact mit unterschiedlichen Energien (E_{imp}) beider Hybridträgervarianten, nach [145][#]

Es wird deutlich, dass die maximalen Kräfte im Fall der differentiellen Hybridträger nach einem Impact mit $E_{Imp,I}$ im Vergleich zu nicht vorgeschädigten Hybridträgern reduziert werden. Eine Reduzierung der mechanischen Eigenschaften bei Impactenergien bis 40 J ist hingegen bei den integralen Hybridträgern nicht zu beobachten. Anhand dieses Vergleiches wird deutlich, dass eine Integration der metallischen Komponente einer Hybridstruktur in den Lageraufbau des FVK Vorteile gegenüber einer aufgesetzten Struktur bei Belastungen durch Impact mit sich bringt. Insbesondere die bereits bei $E_{Imp,I}$ optisch nicht detektierbare Schädigung stellt für eine spätere Anwendung ein Risiko dar, da sie zu einem verfrühten Versagen der Verbindung führt und damit ein Totalversagen der gesamten Struktur zur Folge haben kann.

Das Verhalten in zyklischen Versuchen nach einem Impact unterscheidet sich bei beiden Hybridträgervarianten grundsätzlich nicht von dem nicht vorgeschädigter Hybridträger. Dennoch ist bei den differentiellen Hybridträgern auch hier eine Verringerung der kraftbezogenen Festigkeiten nach einem Impact mit $E_{Imp,II}$ auszumachen. Bei den integralen Hybridträgern ist das im untersuchten Parameterraum nicht der Fall, wie in Tabelle 6.5 zusammenfassend dargestellt ist.

Tabelle 6.5: Vergleich der maximalen Kräfte der Hybridträgervarianten ohne und mit Vorschädigung durch Impact im LSV

Vorschädigung	F_{max} der diff. Hybridträger in kN	F_{max} der int. Hybridträger in kN
Keine Vorschädigung	13,60±0,49	15,69±1,02
Impact mit $E_{Imp}=25$ J	12,43±0,05	
Impact mit $E_{Imp}=40$ J		15,77±0,84

Bezieht man sowohl die quasistatischen als auch die zyklischen Versuche mit ein, wird deutlich, dass die differentiellen Hybridträger eine geringere Toleranz gegenüber Impactbelastungen aufweisen. Ebenfalls besitzen die differentiellen Hybridträger ein katastrophaleres Versagensverhalten, was nach Überschreiten einer kritischen Impactenergie zum sofortigen Versagen der Struktur führt. Die integralen Hybridträger hingegen können mit deutlich höheren Impactenergien beaufschlagt werden, ohne dass ein Totalversagen der Struktur

eintritt. Diese Eigenschaft eines direkt in das Laminat integrierten Lasteinleitungselementes zur Verbindung eines CFK-Laminates und eines metallischen Hutprofils konnte bereits durch Muth et al. [112]* nachgewiesen werden.

Einfluss thermischer Beanspruchung

Eine thermische Belastung durch 100 Temperaturzyklen zwischen -40°C und $+80^{\circ}\text{C}$ zeigt für die Hybridträgervarianten deutliche Unterschiede bezogen auf die mechanischen Eigenschaften bei quasistatischer Drei-Punkt-Biegung. Durch die thermische Zyklierung kommt es zu zwei konkurrierenden Prozessen in den Hybridträgern. Zum einen findet eine Nachvernetzung der Epoxidharzmatrix statt (vgl. Abbildung 6.14), die vermutlich zu einer höheren Matrixfestigkeit führt. Wenn zum anderen wechselnden Temperaturen vorherrschen, dann entstehen zusätzlich thermisch induzierte Eigenspannungen [4] und ebenso bilden sich, wenn die Relativbewegungen der Fügepartner unterdrückt werden, Mikrorisse in den Fügstellen [77, 78].

Wenn daher im Fall der differentiellen Hybridträger eine Reduzierung der mechanischen Eigenschaften zu beobachten ist, dann überwiegt der Einfluss der festigkeitsmindernden Prozesse. Wie in Abschnitt 5.3.2 beschrieben, tritt die Initiierung des Versagens der CFK/Stahl-Grenzfläche an den Enden der aufgesetzten Hutprofile früher ein und es können niedrigere maximale Kräfte aufgenommen werden. Der Grund für dieses Verhalten ist in den großen Differenzen der thermischen Ausdehnungen der Fügepartner an der Grenzfläche im Fall der differentiellen Hybridträger zu suchen (vgl. Abschnitt 6.1.1). Bei den integralen Hybridträgern überwiegt der Effekt der gesteigerten Matrixfestigkeit durch Nachvernetzung, da das Versagen des Laminats durch ein Ausknicken der oberen Faserlagen durch eine gesteigerte Matrixfestigkeit zu höheren Kräften verschoben wird. Es ist anzunehmen, dass der Einfluss von Mikrorissen und thermisch induzierten Eigenspannungen aufgrund der deutlich kleineren als auch unterbrochenen Fügefläche deutlich geringer ausfällt als bei den differentiellen Hybridträgern.

Zusammenfassend kann der Schluss gezogen werden, dass eine thermische Belastung auf die mechanischen Eigenschaften der integralen Hybridträger keinen negativen Einfluss hat. Ganz im Gegensatz zu den differentiellen Hybridträgern, die empfindlicher auf eine thermische Zyklierung und die einhergehenden Effekte reagieren.

Einfluss korrosiver Beanspruchung

Nach korrosiver Degradation ist bei beiden Hybridträgervarianten keine Veränderung der für das Beulen der Profilkanten aufzubringenden Kräfte zu beobachten. Dies ist darauf zurückzuführen, dass an dem verwendeten rostfreien Stahl keine Veränderung der mechanischen Eigenschaften durch die korrosive Atmosphäre zu erwarten ist. Für beide Hybridträgervarianten ist ein Einfluss der korrosiven Degradation auf die von der CFK/Stahl-Grenzfläche dominierten Schädigungsmechanismen zu beobachten. Im Fall der differentiellen Hybridträger führt das frühere partielle, schlagartige Versagen der CFK/Stahl-Grenzfläche dazu, dass ca. 11% geringere maximale Kräfte nach korrosiver Degradation aufgenommen werden können. Im Gegensatz hierzu ist bei den integralen Hybridträgern eine frühere Rissinitiierung an der Spitze der mittleren eingebetteten Lasche zu beobachten. Diese hat jedoch keinen Einfluss auf die maximalen Kräfte (vgl. Abbildung 6.31). Der Grund hierfür ist, dass F_{max} von den Eigenschaften des Laminates, die sich bei den untersuchten Hybridträgern nach korrosiver Degradation nicht zu verändern scheinen, abhängt. Es ist davon auszugehen, dass die Massezunahme (vgl. Abschnitt 5.3.3) primär auf eine Feuchtigkeitsaufnahme des Laminates und an der CFK/Stahl-Grenzfläche auskondensierte Feuchtigkeit zurückzuführen ist. Wenn die CFK/Stahl-Grenzfläche zusätzlich auch durch Kontaktkorrosion geschädigt worden wäre, dann wären äußerlich und an den nach der mechanischen Prüfung offenliegenden Grenzflächen im Fall der differentiellen Hybridträger Korrosionsprodukte auszumachen, wie sie bspw. von Zhang et al. [163] beobachtet wurden. Es ist daher davon auszugehen, dass eine Schädigung der CFK/Stahl-Grenzfläche nur durch auskondensierte Feuchtigkeit zustande kommt. Je mehr Feuchtigkeit in (Mikro-)Poren auskondensiert, desto größer ist auch die Schädigung. Daher wird auch am Einfluss einer korrosiven Atmosphäre auf die mechanischen Eigenschaften der beiden Hybridträgervarianten deutlich, dass eine Integration der metallischen Komponente in das FVK-Laminat deutliche Vorteile mit sich bringt.

6.4 Zusammenfassender Vergleich und Betrachtung der massespezifischen Eigenschaften

Fasst man die Ergebnisse und Inhalte der Diskussion zusammen, zeigen die integralen Hybridträger ein deutlich schädigungstoleranteres Verhalten ohne ein abruptes Versagen der Verbindung. Zudem weisen die integralen Hybridträger eine 23% höhere kraftbezogene quasistatische Gesamtfestigkeit auf. Diese Beobachtungen gelten sowohl im quasistatischen (vgl. Abschnitt 6.3.1) und dynamischen Lastfall (vgl. Abschnitt 6.3.2) als auch bei Betrachtung der Bruchlastspielzahlen bei zyklischer Belastung (vgl. Abschnitt 6.3.3). Insbesondere bezogen auf den Einfluss mechanischer Vorschädigung durch Impact zeigen sich die Vorteile der Integration der metallischen Komponente in das Laminat. Ein Totalversagen, herbeigeführt durch den Impact, kann wirkungsvoll vermieden werden (vgl. Abschnitt 6.3.5), wie bereits von Muth et al. an geometrisch ähnlichen Strukturen gezeigt wurde [112]*. Eine Prognose der Lebensdauer auf Basis des zyklischen Verhaltens der metallischen Komponente zeigte für beide Hybridträgervarianten eine gute Übereinstimmung mit den ermittelten Bauteil-Wöhlerdiagrammen (vgl. Abschnitt 6.3.4). Betrachtet man einen späteren Anwendungsfall, beschränkt sich die Belastbarkeit beider Hybridträgervarianten bei quasistatischer und zyklischer, mechanischer Last auf Kräfte unterhalb der für das Beulen des Hutprofils notwendigen Lasten. Oberhalb dieser Kräfte tritt eine starke plastische Deformation des Hutprofils ein, was eine dauerhafte Anwendung in diesen Kraftbereichen verhindert.

Betrachtet man die Masse der Hybridträgervarianten, weisen die differentiellen Hybridträger eine Masse von $330,0\text{ g} \pm 5,9\text{ g}$ auf. Hingegen besitzen die integralen Hybridträger mit $276,9\text{ g} \pm 4,7\text{ g}$ eine um ca. 16% geringere Masse. Die geringere Masse ist darauf zurückzuführen, dass die im Vergleich zum Hutprofil der differentiellen Hybridträger fehlende Fläche zwischen den Laschen des Hutprofils der integralen Hybridträger nicht durch deren Länge ausgeglichen wird.

Wird daher bei Betrachtung der mechanischen Eigenschaften das Gewicht der beiden Hybridträgervarianten einbezogen, ergeben sich die in Abbildung 6.37 gezeigten massespezifischen Verläufe bei quasistatischer Belastung.

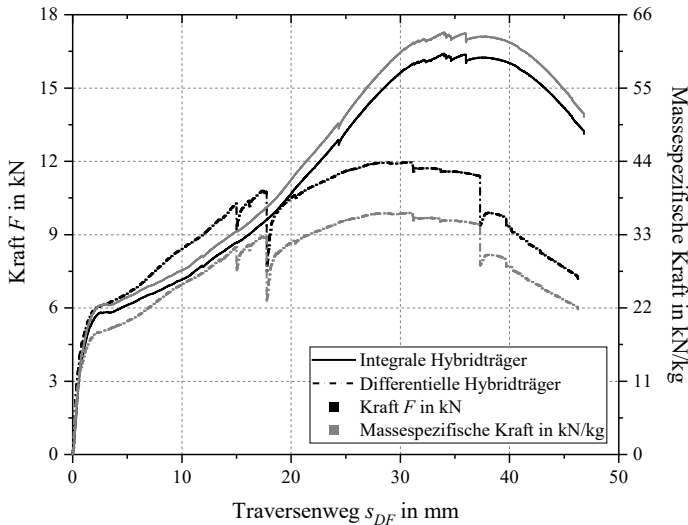


Abbildung 6.37: Gewichtsspezifischer Vergleich repräsentativer quasistatischer Kraft-Weg-Kurven der Hybridträgervarianten unter Drei-Punkt-Biege-Belastung, nach [134][#]

Es wird deutlich, dass die integralen Hybridträger nicht nur bezogen auf F_{max} , sondern auch auf den Beginn des Beulens, bessere massenspezifische, mechanische Eigenschaften aufweisen als die differentielle Hybridträger.

Die bereits zuvor beschriebenen Vorteile der integralen Hybridträger bei dynamischer und zyklischer Belastung werden, bezogen auf die Masse, noch größer und machen die integralen Hybridträger für den Einsatz im Leichtbau besonders interessant. Die Vorteile einer Integration der Lasteinleitungselemente konnte an von Muth et al. [112]* untersuchten Bauteilen ebenfalls nachgewiesen werden. Jedoch bedeutete der Einsatz zusätzlicher Lasteinleitungselemente einen deutlichen Anstieg der Masse der gesamten Struktur, was durch die direkte Integration der Laschen des Hutprofils in der vorliegenden Arbeit vermieden werden konnte.

Tabelle 6.6: Massespezifischer Vergleich beider Hybridträgervarianten anhand der quasistatischen, dynamischen und zyklischen Versuche und der Auswirkungen bauteilnaher Beanspruchungen

Quasistatische und dynamische Belastung				
Bauteilnahe Belastung/ Prüfgeschwindigkeit	Beginn des Beulens in kN/kg		F _{max} in kN/kg	
	Differentiell	Integral	Differentiell	Integral
v _{Prüf,QS} = 5 · 10 ⁻⁵ m/s	18,7 ± 0,4	21,1 ± 0,6	36,5 ± 0,4	58,7 ± 1,4
v _{Prüf,DynI} = 4,1 · 10 ⁻³ m/s	19,8 ± 0,9	22,2 ± 0,6	43,0 ± 2,8	64,3 ± 1,2
v _{Prüf,DynII} = 0,45 m/s	22,8 ± 0,4	25,8 ± 0,5	55,6 ± 6,9	73,9 ± 1,5
Keine bauteilnahe Belastung	18,6 ± 1,0	21,2 ± 0,1	41,4 ± 5,8	60,4 ± 0,9
E _{Imp,I} = 16 J	18,3 ± 0,9	21,9 ± 0,9	33,4 ± 1,2	60,5 ± 1,5
E _{Imp,II} = 25 J	18,6 ± 0,6	22,3 ± 0,6	35,3 ± 1,4	60,7 ± 0,9
E _{Imp,III} = 40 J	18,6 ± 0,8	21,4 ± 0,7	34,5 ± 1,3	59,3 ± 1,6
N _{T-Zykl} = 100	18,7 ± 0,7	21,2 ± 0,6	37,9 ± 1,1	61,9 ± 1,4
t _{Korr,I} = 48 h	18,5 ± 0,5	21,5 ± 0,4	36,8 ± 1,4	61,5 ± 1,1
t _{Korr,II} = 168 h	18,3 ± 0,5	21,3 ± 0,4	36,4 ± 1,4	59,8 ± 0,6
Zyklische Belastung in Laststeigerungsversuchen				
Kein Impact	20,0 ± 0,9	22,9 ± 1,1	41,2 ± 1,5	56,0 ± 3,6
E _{Imp,II} = 25 J	19,7 ± 0,2	-	37,7 ± 0,2	-
E _{Imp,III} = 40 J	-	23,2 ± 0,2	-	56,3 ± 3,0

7 Zusammenfassung

Im Rahmen der vorliegenden Arbeit erfolgte die Entwicklung eines Werkzeugkonzeptes zur Fertigung von zwei verschiedenen CFK/Stahl-Hybridträgern im RTM-Verfahren. Außerdem wurden die mechanischen Eigenschaften dieser Hybridträger unter quasistatischen, dynamischen und zyklischen Lasten im Drei-Punkt-Biegeversuch untersucht. Ebenso erfolgte die Untersuchung des Einflusses bauteilnaher Beanspruchungen in Form von thermischer und korrosiver Degradation und mechanischer Vorschädigung.

Die Entwicklung des RTM-Werkzeugkonzeptes umfasste die Erstellung eines geeigneten Angusskonzeptes zur gleichzeitigen Infiltration mehrerer Kavitäten und die Konzeptionierung variabler Einsätze zur Fertigung der verschiedenen Hybridträgervarianten. Es konnte anhand von Formfüllsimulationen in Kooperation mit dem Institut für Fahrzeugsystemtechnik des KIT und durch Formfüllstudien gezeigt werden, dass mit dem entwickelten Konzept die gleichmäßige Infiltration mehrerer Kavitäten durch einen zentralen Anguss möglich ist. Weiterhin konnte gezeigt werden, dass trotz der in Form der integrierten metallischen Komponente eingebrachten Störstellen eine vollständige Tränkung des trockenen Halbzeuges erreicht wird. Die Fertigung der Hybridträger erfolgte schlussendlich an der Anlagentechnik des Instituts für Produktionstechnik des KIT.

Die zu untersuchenden Hybridträgervarianten unterscheiden sich hinsichtlich der Art der Verbindung der Grundplatte aus CFK und des metallischen Hutprofils. Bei den sogenannten differentiellen Hybridträgern werden die Preforms aus trockenem Faserhalbzeug, ein Schaumkern und das Hutprofil getrennt voneinander in die Werkzeugkavität gelegt. Die Verbindung der Komponenten erfolgt durch die Infiltration der Kavität mit der Epoxidharzmatrix. Dies führt zu einer adhäsiven Anbindung des Hutprofils ohne einen Stoff- oder Formschluss an das Laminat. Bei den sogenannten integralen Hybridträgern wird die Verbindung über viele in das Laminat integrierte Laschen hergestellt, deren Geometrie in Zusammenarbeit mit dem Institut für Fahrzeugsystemtechnik und dem Institut für Produktionstechnik des KIT erarbeitet wurde. Die spitzen Laschen werden zunächst durch die

oberen Lagen des trockenen Halbzeugs gesteckt, der Schaumkern wird in den entstandenen Hohlraum eingeschoben und anschließend werden die Laschen um 90° nach Außen gebogen und die unteren Halbzeuglagen aufgelegt. Die Preform wird dann in die Werkzeugkavität eingelegt und es erfolgt nach dem Schließen des Werkzeugs die Infiltration. Durch die Integration der Laschen kommt es neben der adhäsiven Anbindung der Laschen an das Laminat auch zu einem Formschluss.

Wird der Aufwand der Fertigung der Hybridträger verglichen, ist dieser bei den integralen Hybridträgern zunächst höher einzuschätzen. Bei den einzelnen Prozessschritten handelt es jedoch um reine Umformprozesse, die einfach zu automatisieren sind. Eine aufwändige Vorbehandlung der metallischen Komponente, wie sie im Fall der differentiellen Hybridträger notwendig ist, kann zudem entfallen.

Wird das quasistatische Schädigungsverhalten verglichen, tritt bei den differentiellen und integralen Hybridträgern der erste Schädigungsmechanismus, das Beulen der Profilkanten bei vergleichbar hohen Kräften, ein. Das Beulen der Profilkanten bildet auch die eigentliche Einsatzgrenze für eine dauerhafte quasistatische Belastung aufgrund der irreversiblen plastischen Deformationen. Im weiteren Verlauf ist das Schädigungsverhalten der differentiellen Hybridträger durch ein abruptes Versagen der CFK/Stahl-Grenzfläche gekennzeichnet. Dies führt dazu, dass der Verlauf der Kraft-Weg-Kurven bis zum Erreichen der Maximalkraft starke unregelmäßige Einbrüche aufweist. Die integralen Hybridträger hingegen zeigen bis zum Erreichen der Maximalkraft eine kontinuierliche Schädigung durch eine stetige Ausbreitung eines Risses auf der Laminatoberseite, ausgehend von der Spitze der mittleren eingebetteten Lasche. Vergleicht man die mittleren Maximalkräfte der Hybridträgervarianten, weisen die integralen Hybridträger eine um 23 % höhere Maximalkraft bei gleichzeitig deutlich reduzierter Streuung auf. Das Schädigungsverhalten der integralen Hybridträger kann daher im Vergleich mit den differentiellen Hybridträgern als deutlich prognostizierbarer beschrieben werden.

Der Einfluss bauteilnaher Beanspruchungen auf die mechanischen Eigenschaften und den Verlauf der Kraft-Weg-Kurven der Hybridträgervarianten ist bei den differentiellen Hybridträgern deutlich größer. Insbesondere eine mechanische Vorschädigung durch Impact führt im Fall der differentiellen Hybridträ-

ger bereits ab einem Impact mit 16 J zu einer deutlich früher eintretenden Schädigung der CFK/Stahl-Grenzfläche. Ab einem Impact mit 40 J wird das Hutprofil der differentiellen Hybridträger zudem vollständig abgeschlagen. Bei den integralen Hybridträgern kommt es hingegen erst nach einem Impact mit 40 J in Form eines Risses durch den Schaumkern zur ersten Schädigung. Deutlich erkennbare Schäden in Form von plastischer Deformation der Laschen treten erst nach einem Impact mit einer Impactenergie von 100 J auf. Daher zeigen sich auch hier die Vorteile einer Integration der metallischen Komponente in das Laminat durch die deutlich größere Schädigungstoleranz. Auch bei Betrachtung des Einflusses thermischer oder korrosiver Degradation ist im Falle der integralen Hybridträger kein Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften zu beobachten. Wohingegen im Falle der differentiellen Hybridträger niedrigere Kräfte bei der ersten Schädigung der CFK/Stahl-Grenzfläche und niedrigere Maximalkräfte als ohne Degradation zu beobachten sind.

Bei einer Steigerung der Verformungsgeschwindigkeit ist für beide Hybridträgervarianten zu beobachten, dass die bei quasistatischer Last auftretenden Schädigungsmechanismen zu höheren Kräften verschoben sind. Insbesondere bei den differentiellen Hybridträgern spielt das vermutlich sprödere Verhalten der Epoxidharzmatrix bei höheren Verformungsgeschwindigkeiten eine Rolle. Dies ist der Fall, da je höher die Festigkeit der CFK/Stahl-Grenzfläche ist, desto höher auch der im Vergleich zu den integralen Hybridträgern stärkere Anstieg der Maximalkräfte ausfällt. Im Fall der differentiellen Hybridträger steigen die Maximalkräfte bei der 9000-fachen Verformungsgeschwindigkeit um ca. 52 %, im Fall der integralen Hybridträger um ca. 26 %. Der vermutete Anstieg der Grenzflächenfestigkeit führt jedoch auch zu einem großflächigeren und katastrophalerem Erstversagen der CFK/Stahl-Grenzfläche der differentiellen Hybridträger in Verbindung mit einer weiteren Zunahme der Streuung. Am Versuchsende tritt eine vollständige Ablösung des Hutprofils vom CFK-Laminat ein, was einem Totalversagen der Hybridträger gleichkommt. Die integralen Hybridträger hingegen zeigen keine Veränderung im Verlauf der Schädigung oder den auftretenden Streuungen. Auch tritt kein Totalversagen der integralen Hybridträger durch ein vollständiges Versagen der Verbindung ein. Die dennoch höheren maximalen Kräfte beruhen darauf, dass eine vermutlich höhere Matrixfestigkeit das Ausknicken der Fasern auf der Laminatoberseite verzögert und höhere Kräfte aufgebracht werden müssen, um die

Laminatschädigung zu initiieren. Daher zeigen die integralen Hybridträger auch bei dynamischen Versuchen eine größere Belastbarkeit in Verbindung mit einem deutlich vorhersagbareren Verhalten.

Zur Betrachtung der mechanischen Eigenschaften bei zyklischer, mechanischer Last wurden neben Laststeigerungsversuchen zur Erstellung einer zyklischen Kraft-Weg-Kurve auch Einstufenversuche bei konstanter Lastamplitude zur Erstellung von Bauteil-Wöhlerdiagrammen durchgeführt. Auf Basis der zyklischen Kraft-Weg-Kurve erfolgte wiederum eine Prognose der Lebensdauer für beide Hybridträgervarianten. Das mechanische Verhalten der Hybridträger und die auftretenden Schädigungen unterscheiden sich bei zyklischer, mechanischer Belastung grundsätzlich nicht von dem bei quasistatischer und dynamischer Belastung. Als zusätzlicher Schädigungsmechanismus tritt die Ausbildung von Rissen entlang der Hutprofilkanten im Kontaktbereich der Druckfinne auf. Im Verlauf der Laststeigerungsversuche treten die jeweils charakteristischen Schädigungsmechanismen bei beiden Hybridträgervarianten bei vergleichbaren Kräften und Traversenwegen auf, wie es bei quasistatischer Belastung der Fall ist. Aufgrund der längeren Belastungsdauer in den Einstufenversuchen treten die beobachteten Versagensmechanismen im betrachteten Lastspielzahlbereich bis $N=10^6$ bei geringeren Kräften auf. Im Fall der differentiellen Hybridträger treten erstmals Schäden an der CFK/Stahl-Grenzfläche bei ca. 34% niedrigeren Kräften auf als im quasistatischen Lastfall und es erfolgt der frühzeitige Abbruch des Versuchs aufgrund des Erreichens des maximalen Maschinenweges. Bei den integralen Hybridträgern führt eine dauerhafte Belastung auf einem Lastniveau mit $F_{max}=10\text{ kN}$ zu einer Rissinitiierung an der Spitze der mittleren eingebetteten Lasche, was einer Reduktion um ca. 39% im Vergleich zu der im quasistatischen Lastfall beobachteten Kraft entspricht. Insbesondere spielt dabei die Spannungskonzentration an der Spitze der eingebetteten Lasche eine Rolle. Bereits ab einer Laststufe von $F_{max}=6\text{ kN}$ im Fall der differentiellen Hybridträger und bei $F_{max}=5\text{ kN}$ im Fall der integralen Hybridträger entstehen aufgrund der zyklischen Belastung Risse im Hutprofil, die das Auftreten weiterer Schädigungsmechanismen maßgeblich beeinflussen.

Eine Prognose der Lebensdauer findet auf Basis von Ansätzen für metallische Werkstoffe statt, da das eingesetzte metallische Hutprofil als begrenzend für

die Anwendung unter zyklischer, mechanischer Last anzusehen ist. Die Lebensdauerprognosen wurden auf Basis der Modelle von Basquin [91] und Morrow [90] unter Einbeziehung des Mittelspannungseinflusses nach Landgraf [94] und der Nutzung der *Phybal*-Methode [95, 97] erstellt. So war es möglich, sowohl für die differentiellen als auch die integralen Hybridträger eine Vorhersage abzuleiten, die sowohl für die Dauerfestigkeit als auch die Bruchlastspielzahlen bei moderaten Lasten eine passende Abschätzung liefert. Bei hohen Lasten werden die Bruchlastspielzahlen von den Prognosen unterschätzt. Dies ist vermutlich darauf zurückzuführen, dass die tatsächliche plastische Verformung aufgrund der auftretenden geometrischen Versteifung geringer ist, als auf Basis der zyklischen Kraft-Weg-Kurve zu erwarten wäre. Unter Einbeziehung der Masse der Hybridträgervarianten, die integralen Hybridträger besitzen eine ca. 16% geringere Gesamtmasse, zeigen die integralen Hybridträger in allen im Rahmen dieser Arbeit untersuchten Belastungsszenarien bessere mechanische Eigenschaften als die differentiellen Hybridträger.

Literaturverzeichnis

- [1] PRESSE- UND INFORMATIONSAMT DER BUNDESREGIERUNG: "Klimaschonender Verkehr." Von: <https://www.bundesregierung.de/breg-de/themen/klimaschutz/klimaschonender-verkehr-1794672>; Abgerufen: 25.06.2021, **2021**.
- [2] GOEDE, M.: "Karosserieleichtbau als Baustein einer CO2-Reduzierungsstrategie." In: *Tagungsunterlagen des 16. Aachener Kolloquiums Fahrzeug-und Motorentchnik, Aachen*, S. 1–17. Aachener Kolloquium, Aachen, **2007**.
- [3] UMWELTBUNDESAMT: "Treibhausgas-Emissionen in Deutschland." Von: <https://www.umweltbundesamt.de/daten/klima/treibhausgas-emissionen-in-deutschland#minderungsziele-fur-treibhausgase>; Abgerufen: 10.03.2021, **2021**.
- [4] SCHÜRMAN, H.: "Konstruieren mit Faser-Kunststoff-Verbunden." 2. Aufl., *VDI-Buch*, Springer-Verlag, Berlin, Heidelberg, **2007**.
- [5] WITTEN, E.; MATHES, V.: "Der AVK-Marktbericht. Der Composites-Markt Europa: Marktentwicklungen, Herausforderungen und Chancen." Von: https://www.avk-tv.de/files/20190911_avk_marktbericht_2019_final.pdf; Abgerufen: 17.03.2021, **2019**.
- [6] PRUSSAK, R.; STEFANIAK, D.; HÜHNE, C.; SINAPIUS, M.: "Evaluation of residual stress development in FRP-metal hybrids using fiber Bragg grating sensors." In: *Production Engineering* Band 12(2), S. 259–267, **2018**.

- [7] STEFANIAK, D.; PRUSSAK, R.: "Chances And Challenges In The Application Of Fiber Metal Laminates." In: *Advanced Materials Letters* Band 10(2), S. 91–97, **2019**.
- [8] LANGELLA, A.; DURANTE, M.: "Comparison of Tensile Strength of Composite Material Elements with Drilled and Molded-in Holes." In: *Applied Composite Materials* Band 15(4-6), S. 227–239, **2008**.
- [9] VDI ZENTRUM RESSOURCENEFFIZIENZ: "Bestandsaufnahme Leichtbau in Deutschland." Von: <https://www.bmwi.de/Redaktion/DE/Publikationen/Studien/bestandsaufnahme-leichtbau-in-deutschland.pdf>; Abgerufen: 10.03.2021, **2015**.
- [10] KOPP, G.; BURKHARDT, N.; MAJIC, N.: "Produktentstehungsprozess für Leichtbaukomponenten und -systeme: Leichtbaustrategien und Bauweisen." In: F. Henning, E. Moeller (Hrsg.), *Handbuch Leichtbau: Methoden, Werkstoffe, Fertigung*, 1. Aufl., S. 57–76. Carl Hanser Verlag GmbH & Co. KG, München, **2011**.
- [11] LEICHTBAU-ALLIANZ SACHSEN E.V.: "hyb Crash: Seriennahe Technologien für hochbelastete hybride Multilayer-Crashstrukturen." Von: <http://www.hybcrash.de/hybride-crashstrukturen>; Abgerufen: 30.04.2021.
- [12] E-MOBIL BW GMBH: "Leichtbau in Mobilität und Fertigung: Ökologische Aspekte." Von: https://www.leichtbau-bw.de/fileadmin/user_upload/PDF/Studien/Studie_Leichtbau_in_Mobilitaet_und_Fertigung_oekologische_Aspekte.pdf; Abgerufen: 17.03.2021, **2012**.
- [13] STEFANIAK, D.; PRUSSAK, R.; HÜHNE, C.: "Faser-Metall-Laminate - Ziele, Anreize und Herausforderungen bei der Verwendung als Strukturwerkstoff und in der Verbindungstechnik." In: *Beiträge zur Tagung:*

- Faszination Hybrider Leichtbau, Wolfsburg*, S. 56–76. ITS mobility e.V, Hannover, **2016**.
- [14] WANG, Z.; RIEMER, M.; KOCH, S.F.; BARFUSS, D.; GRÜTZNER, R.; AUGENTHALER, F.; SCHWENNEN, J.: "Intrinsic hybrid composites for lightweight structures: tooling technologies." In: *Advanced Materials Research* Band 1140, S. 247–254, **2016**.
- [15] HUMMELBERGER, D.: "Hybride Werkstoffsysteme Systematische Betrachtung und Bewertung der physikalischen Wirkmechanismen." *Karlsruher Schriftenreihe Fahrzeugsystemtechnik* Band 72, Karlsruher Institut für Technologie, KIT Scientific Publishing, Karlsruhe, **2019**.
- [16] WBK INSTITUT FÜR PRODUKTIONSTECHNIK: "Schwerpunktprogramm 1712 Intrinsische Hybridverbunde für Leichtbautragstrukturen: Grundlagen der Fertigung, Charakterisierung und Auslegung." Von: <http://www.spp-1712-hybrider-leichtbau.de/>; Abgerufen: 10.03.2021, **2014**.
- [17] BERNATH, A.; FLEISCHER, J.; HENNING, F.; MUTH, M.; ROTH, S.; SEUFFERT, J.; WEIDENMANN, K.A.: "Grundlagenuntersuchungen intrinsisch gefertigter FVK-Metall-Verbunde - vom eingebetteten Insert zur lasttragenden Hybridstruktur." In: J. Fleischer (Hrsg.), *Intrinsische Hybridverbunde für Leichtbautragstrukturen: Grundlagen der Fertigung, Charakterisierung und Auslegung*, 1. Aufl., S. 46–80. Springer-Verlag, Berlin, **2021**.
- [18] GEBHARDT, J.: "Strukturoptimierung von in FVK eingebetteten metallischen Lasteinleitungselementen." *Forschungsberichte aus dem*

wbk, *Institut für Produktionstechnik* Band 192, Karlsruher Institut für Technologie, Shaker Verlag, Düren, **2016**.

- [19] GEBHARDT, J.; POTTMEYER, F.; FLEISCHER, J.; WEIDENMANN, K.A.: "Characterization of Metal Inserts Embedded in Carbon Fiber Reinforced Plastics." In: *Materials Science Forum* Band 825-826, S. 506–513, **2015**.
- [20] FLEISCHER, J.; GEBHARDT, J.: "Experimental investigation of metal inserts embedded in composite parts manufactured by the RTM process." In: *Proceedings of the 13th Japan International SAMPE Symposium and Exhibition, Nagoya*. SAMPE Japan, Diamond Bar, **2013**.
- [21] POTTMEYER, F.: "Schädigungsverhalten von in CFK-Laminaten eingebetteten Inserts unter bauteilnahen Beanspruchungen." *Schriftenreihe des Instituts für Angewandte Materialien* Band 72, Karlsruher Institut für Technologie, KIT Scientific Publishing, Karlsruhe, **2017**.
- [22] POTTMEYER, F.; BITTNER, J.; PINTER, P.; WEIDENMANN, K.A.: "In-Situ CT Damage Analysis of Metal Inserts Embedded in Carbon Fiber-Reinforced Plastics." In: *Experimental Mechanics* Band 57(9), S. 1411–1422, **2017**.
- [23] POTTMEYER, F.; MUTH, M.; WEIDENMANN, K.A.: "Damage behavior of inserts embedded in carbon fiber reinforced plastics under near-service loads." In: *Proceedings of the SAMPE Europe Conference 2017, Leinfelden-Echterdingen*. SAMPE Europe, Oranjewoud, **2017**.
- [24] BERNATH, A.: "Numerical prediction of curing and process-induced distortion of composite structures." *Karlsruher Schriftenreihe Fahrzeugsystemtechnik* Band 88, Karlsruher Institut für Technologie, KIT Scientific Publishing, Karlsruhe, **2021**.

- [25] BERNATH, A.; KÄRGER, L.; HENNING, F.: "Accurate cure modeling for isothermal processing of fast curing epoxy resins." In: *Polymers* Band 8(11), S. 390, **2016**.
- [26] SEUFFERT, J.; KÄRGER, L.; HENNING, F.: "Simulation of the Influence of Embedded Inserts on the RTM Filling Behavior Considering Local Fiber Structure." In: *Key Engineering Materials* Band 742, S. 681–688, **2017**.
- [27] MUTH, M.; SCHWENNEN, J.; BERNATH, A.; SEUFFERT, J.; WEIDENMANN, K.A.; FLEISCHER, J.; HENNING, F.: "Numerical and experimental investigation of manufacturing and performance of metal inserts embedded in CFRP." In: *Production Engineering* Band 12(2), S. 141–152, **2018**.
- [28] MUTH, M.; POTTMEYER, F.; WEIDENMANN, K.A.: "Failure behaviour of metal inserts embedded in CFRP subsequent to thermal, mechanical and cyclic pre-damage." In: *Composite structures* Band 236, S. 111877, **2020**.
- [29] WEIßBACH, W.; DAHMS, M.; JAROSCHEK, C.: "Werkstoffkunde: Strukturen, Eigenschaften, Prüfung." 19. Aufl., Springer Vieweg, Wiesbaden, **2015**.
- [30] HENNING, F.; DRECHSLER, K.; CHATZIGEORGIOU, L.: "Werkstoffe für den Leichtbau - Auswahl und Eigenschaften: Faserverstärkte Kunststoffe." In: F. Henning, E. Moeller (Hrsg.), *Handbuch Leichtbau: Methoden, Werkstoffe, Fertigung*, 1. Aufl., S. 337–392. Carl Hanser Verlag GmbH & Co. KG, München, **2011**.
- [31] AVK – INDUSTRIEVEREINIGUNG VERSTÄRKTEN KUNSTSTOFFE E. V.: "Werdegang eines Produktes." In: AVK – Industrievereinigung Verstärkte

Kunststoffe e. V. (Hrsg.), *Handbuch Faserverbundkunststoffe: Grundlagen Verarbeitung Anwendungen*, 4. Aufl., S. 295–325. Vieweg+Teubner, Wiesbaden, **2013**.

- [32] SEIDEL, W.W.; HAHN, F.: "Werkstofftechnik: Werkstoffe - Eigenschaften - Prüfung - Anwendung." 11. Aufl., *Lernbücher der Technik*, Carl Hanser Verlag GmbH & Co. KG, München, **2018**.
- [33] PUCK, A.: "Festigkeitsanalyse von Faser-Matrix-Laminaten: Modelle für die Praxis." 1. Aufl., Carl Hanser Verlag GmbH & Co. KG, München, Wien, **1996**.
- [34] HAHN, H.T.; KIM, R.Y.: "Fatigue behavior of composite laminate." In: *Journal of Composite Materials* Band 10(2), S. 156–180, **1976**.
- [35] SAUSE, M.: "Identification of failure mechanisms in hybrid materials utilizing pattern recognition techniques applied to acoustic emission signals." Universität Augsburg, Mensch und Buch Verlag, Berlin, **2011**.
- [36] HELMY, S.; HOA, S.V.: "Tensile fatigue behavior of tapered glass fiber reinforced epoxy composites containing nanoclay." In: *Composites Science and Technology* Band 102, S. 10–19, **2014**.
- [37] FLEMMING, M.; ZIEGMANN, G.; ROTH, S.: "Faserverbundbauweisen: Halbzeuge und Bauweisen." 1. Aufl., Springer-Verlag, Berlin, Heidelberg, New-York, **1996**.
- [38] MILDNER, C.: "Numerische und experimentelle Untersuchungen des Crashverhaltens von FVK-verstärkten Metallstrukturbauteilen." *LCC / Technische Universität München* Band 3, Technische Universität München, Dr. Hut Verlag, München, **2014**.

- [39] BLECK, W.; ACHENBACH, U.; RWTH AACHEN INSTITUT FÜR EISENHÜTTENKUNDE: "Werkstoffprüfung in Studium und Praxis." 1. Aufl., RWTH Aachen Institut für Eisenhüttenkunde, Mainz Verlag, Aachen, **1999**.
- [40] MACHERAUCH, E.; ZOCH, H.-W.: "Praktikum in Werkstoffkunde." 11. Aufl., Springer Vieweg, Wiesbaden, **2011**.
- [41] GRELLMANN, W.; SEIDLER, S.: "Kunststoffprüfung." 3. Aufl., Carl Hanser Verlag GmbH & Co. KG, München, **2015**.
- [42] TANIGUCHI, N.; NISHIWAKI, T.; KAWADA, H.: "Tensile strength of unidirectional CFRP laminate under high strain rate." In: *Advanced Composite Materials* Band 16(2), S. 167–180, **2007**.
- [43] HSIAO, H.M.; DANIEL, I.M.; CORDES, R.D.: "Strain Rate Effects on the Transverse Compressive and Shear Behavior of Unidirectional Composites." In: *Journal of Composite Materials* Band 33(17), S. 1620–1642, **1999**.
- [44] ZHOU, Y.; JIANG, D.; XIA, Y.: "Tensile mechanical behavior of T300 and M40J fiber bundles at different strain rate." In: *Journal of Materials Science* Band 36(4), S. 919–922, **2001**.
- [45] ZHOU, Y.; WANG, Y.; XIA, Y.; JEELANI, S.: "Tensile behavior of carbon fiber bundles at different strain rates." In: *Materials Letters* Band 64(3), S. 246–248, **2010**.
- [46] SÁNCHEZ-SÁEZ, S.; BARBERO, E.; NAVARRO, C.: "Analysis of the dynamic flexural behaviour of composite beams at low temperature." In: *Composites Science and Technology* Band 67(11-12), S. 2616–2632, **2007**.

- [47] LIFSHITZ, J.M.; GOV, F.; GANDELSMAN, M.: "Instrumented low-velocity impact of CFRP beams." In: *International Journal of Impact Engineering* Band 16(2), S. 201–215, **1995**.
- [48] SCHMACK, T.; RIGHI, R.; HUELSBUSCH, D.; RAUSCH, J.; ROQUETTE, D.; DEINZER, G.; KOTHMANN, M.; KASSAPOGLOU, C.; WALTHER, F.: "A newly developed fixture and testing method for strain rate-dependent flexural properties determination of carbon/epoxy composites." In: *Proceedings of the 21st International Conference on Composite Materials, Xi'an*, S. 1–12. Chinese Society for Composite Materials, Peking, **2017**.
- [49] WIEGAND, J.: "Constitutive modelling of composite materials under impact loading." *Dissertation*, Oxford University, Oxford, UK, Solid Mechanics and Materials Engineering Group Department of Engineering Science, **2009**.
- [50] SCHMACK, T.; HUELSBUSCH, D.; RAUSCH, J.; ROQUETTE, D.; DEINZER, G.; KOTHMANN, M.H.; WALTHER, F.: "Ganzheitliche Methode zur Ermittlung und Validierung dehnratenabhängiger Kennwerte von endlosfaserverstärkten Kunststoffen." In: *Fortschritte in der Werkstoffprüfung für Forschung und Praxis: Proceedings einer Tagung* Band 133, *Berlin*, S. 265–270. Deutscher Verband für Materialforschung und -prüfung e.V., Berlin, **2017**.
- [51] DAVIES, G.A.; ZHANG, X.; DAVIES, G.: "Impact damage prediction in carbon composite structures." In: *International Journal of Impact Engineering* Band 16(1), S. 149–170, **1995**.
- [52] CHOI, H.Y.; WU, H.-Y.T.; CHANG, F.-K.: "A New Approach toward Understanding Damage Mechanisms and Mechanics of Laminated

- Composites Due to Low-Velocity Impact: Part II—Analysis." In: *Journal of Composite Materials* Band 25(8), S. 1012–1038, **1991**.
- [53] LUO, R.K.; GREEN, E.R.; MORRISON, C.J.: "Impact damage analysis of composite plates." In: *International Journal of Impact Engineering* Band 22(4), S. 435–447, **1999**.
- [54] CAPRINO, G.: "Residual strength prediction of impacted CFRP laminates." In: *Journal of Composite Materials* Band 18(6), S. 508–518, **1984**.
- [55] POTTMEYER, F.; MUTH, M.; WEIDENMANN, K.A.: "Research of the Load Bearing Capacity of Shape-Optimized Metal Inserts Embedded in CFRP under Different Types of Stresses." In: *Key Engineering Materials* Band 742, S. 636–643, **2017**.
- [56] CALLISTER, W.D.; RETHWISCH, D.G.; SCHEFFLER, M.: "Materialwissenschaften und Werkstofftechnik: Eine Einführung." 1. Aufl., Wiley-VCH, Weinheim, **2013**.
- [57] WHITWORTH, H.A.: "A stiffness degradation model for composite laminates under fatigue loading." In: *Composite structures* Band 40(2), S. 95–101, **1997**.
- [58] HABENICHT, G.: "Kleben: Grundlagen, Technologien, Anwendungen." 6. Aufl., *VDI-Buch*, Springer-Verlag, Berlin, Heidelberg, **2009**.
- [59] RADAJ, D.; VORMWALD, M.: "Ermüdungsfestigkeit: Grundlagen für Ingenieure." 2. Aufl., Springer-Verlag, Berlin, Heidelberg, New-York, **2007**.
- [60] ITEM INDUSTRIE TECHNIK GMBH: "Schwingfestigkeit." Von: <https://glossar.item24.com/glossarindex/artikel/item/schwingfestigkeit.html>; Abgerufen: 10.03.2021.

- [61] JAIN, A.; HACK, M.; VERPOEST, I.; LOMOV, S.; VAN PAEPEGEM, W.; SEYFARTH, J.: "Betriebsfestigkeitsbewertung von Faserverbundwerkstoffen." In: *Proceedings der 39. Tagung DVM-Arbeitskreis Betriebsfestigkeit: Werkstoffe und Fügeverfahren, Neue Herausforderungen für die Betriebsfestigkeit*, Paderborn, S. 1–16. Deutscher Verband für Materialforschung und -prüfung e.V., Berlin, **2012**.
- [62] HARRIS, B.: "Fatigue in composites: Science and technology of the fatigue response of fibre-reinforced plastics." 1. Aufl., Woodhead Publishing, Cambridge, **2003**.
- [63] DEGRIECK AND, J.; VAN PAEPEGEM, W.: "Fatigue damage modeling of fibre-reinforced composite materials." In: *Applied Mechanics Reviews* Band 54(4), S. 279–300, **2001**.
- [64] CURTIS, P.T.: "The fatigue of organic matrix composite materials." In: *Advanced composites*, S. 331–367, **1989**.
- [65] BÖDER, H.; GÖLDEN, D.; ROSE, P.; WÜRMSSEHER, H.: "Kohlenstofffasern - Herstellung, Eigenschaften, Verwendung." In: *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik* Band 11(8), S. 275–281, **1980**.
- [66] OPPERMANN, H.: "Zur Lebensdauerberechnung faserverstärkter Kunststoffe im Automobilbau." In: *Materials Testing* Band 54(7-8), S. 479–487, **2013**.
- [67] QUARESIMIN, M.; CARRARO, P.A.; MARAGONI, L.: "Early stage damage in off-axis plies under fatigue loading." In: *Composites Science and Technology* Band 128, S. 147–154, **2016**.
- [68] CHOU, P.C.; CROMAN, R.: "Degradation and Sudden-Death Models of Fatigue of Graphite/Epoxy Composites." In: *Composite Materials*:

- Testing and Design. Proceedings of a Conference, New Orleans, S.* 431–454. ASTM International, West Conshohocken, **1979**.
- [69] FENG, Y.P.; TANG, H.J.; LI, C.G.; MA, X.M.; XIE, M.L.: "The Fatigue Behavior of Carbon Fiber-Reinforced Composite T300/Epoxy under Tension-Tension and Bending Fatigue Loading." In: *Materials and Processes Technologies V* Band 941-944, S. 1522–1527, **2014**.
- [70] HAHN, H.T.: "Fatigue Behavior and Life Prediction of Composite Laminates." In: *Composite Materials: Testing and Design. Proceedings of a Conference, New Orleans, S.* 383–417. ASTM International, West Conshohocken, **1979**.
- [71] VASSILOPOULOS, A.P.; KELLER, T.: "Fatigue of Fiber-reinforced Composites." 1. Aufl., *Engineering Materials and Processes*, Springer-Verlag London Limited, London, **2011**.
- [72] OGIN, S.L.; SMITH, P.A.; BEAUMONT, P.: "Matrix cracking and stiffness reduction during the fatigue of a (0/90)s GFRP laminate." In: *Composites Science and Technology* Band 22(1), S. 23–31, **1985**.
- [73] GROSS, D.; SEELIG, T.: "Bruchmechanik: Mit einer Einführung in die Mikromechanik." 6. Aufl., Springer Vieweg, Berlin, Heidelberg, **2016**.
- [74] SHIMOKAWA, T.; KATOH, H.; HAMAGUCHI, Y.; SANBONGI, S.; MIZUNO, H.; NAKAMURA, H.; ASAGUMO, R.; TAMURA, H.: "Effect of thermal cycling on microcracking and strength degradation of high-temperature polymer composite materials for use in next-generation SST structures." In: *Journal of Composite Materials* Band 36(7), S. 885–895, **2002**.

- [75] BOTH, J.C.: "Tragfähigkeit von CFK-Metall-Laminaten unter mechanischer und thermischer Belastung." *Ingenieurwissenschaften*, Technische Universität München, Dr. Hut Verlag, München, **2014**.
- [76] BONNET, M.: "Kunststoffe in der Ingenieur Anwendung: Verstehen und zuverlässig auswählen." 1. Aufl., Vieweg+Teubner, Wiesbaden, **2009**.
- [77] MAHDAVI, S.; GUPTA, S.K.; HOJJATI, M.: "Thermal cycling of composite laminates made of out-of-autoclave materials." In: *Science and Engineering of Composite Materials* Band 25(6), S. 1145–1156, **2018**.
- [78] GHASEMI, A.R.; MORADI, M.: "Effect of thermal cycling and open-hole size on mechanical properties of polymer matrix composites." In: *Polymer Testing* Band 59, S. 20–28, **2017**.
- [79] ROOS, E.; MAILE, K.; SEIDENFUß, M.: "Werkstoffkunde für Ingenieure: Grundlagen, Anwendung, Prüfung." 6. Aufl., Springer Vieweg, Berlin, Heidelberg, **2017**.
- [80] GHOLAMI, M.; SAM, A.R.M.; YATIM, J.M.; TAHIR, M.M.: "A review on steel/CFRP strengthening systems focusing environmental performance." In: *Construction and Building Materials* Band 47, S. 301–310, **2013**.
- [81] ZHANG, A.Y.; DI LI, H.; ZHANG, D.X.: "Effect of moisture absorption on the bending strength of CFRP." In: *Advanced Materials Research* Band 450-451, S. 482–485, **2012**.
- [82] LAMINERIES MATTHEY SA: "Datenblatt Stahl 1.4301." La Neuveville, **2013**.

- [83] BÜRCEL, R.; RICHARD, H.A.; RIEMER, A.: "Werkstoffmechanik: Bauteile sicher beurteilen und Werkstoffe richtig einsetzen." 2. Aufl., Springer Vieweg, Wiesbaden, **2014**.
- [84] RÖSLER, J.; HARDERS, H.; BÄKER, M.: "Mechanisches Verhalten der Werkstoffe." 6. Aufl., Springer Vieweg, Wiesbaden, **2019**.
- [85] WIEDEMANN, J.: "Leichtbau: Elemente und Konstruktion." 3. Aufl., *Klassiker der Technik*, Springer-Verlag, Berlin, Heidelberg, **2007**.
- [86] GOTTSSTEIN, G.: "Materialwissenschaft und Werkstofftechnik: Physikalische Grundlagen." 4. Aufl., Springer-Verlag, Berlin, Heidelberg, **2014**.
- [87] HOFFMANN, H.; NEUGEBAUER, R.; SPUR, G.: "Handbuch Umformen." 1. Aufl., *Handbuch der Fertigungstechnik Band 2*, Carl Hanser Verlag GmbH & Co. KG, München, **2012**.
- [88] DOEGE, E.; BEHRENS, B.-A.: "Handbuch Umformtechnik: Grundlagen, Technologien, Maschinen." 3. Aufl., *VDI-Buch*, Springer-Verlag, Berlin, Heidelberg, **2016**.
- [89] CADONI, E.; FENU, L.; FORNI, D.: "Strain rate behaviour in tension of austenitic stainless steel used for reinforcing bars." In: *Construction and Building Materials* Band 35, S. 399–407, **2012**.
- [90] MORROW, J.D.: "Cyclic plastic strain energy and fatigue of metals." In: J. D. Morrow (Hrsg.), *Internal Friction, Damping, and Cyclic Plasticity* Band 45, S. 45–87. ASTM International, West Conshohocken, **1965**.
- [91] BASQUIN, O.H.: "The exponential law of endurance tests." In: *Proceedings of the American society for testing and materials* Band 10, S. 625–630. ASTM International, Philadelphia, **1910**.

- [92] WÄCHTER, M.: "Zur Ermittlung von zyklischen Werkstoffkennwerten und Schädigungsparameterwöhlerlinien." *Dissertation*, Technische Universität Clausthal, Clausthal-Zellerfeld, Institut für Maschinelle Anlagentechnik und Betriebsfestigkeit, **2016**.
- [93] BÜRCEL, R.; MAIER, H.J.; NIENDORF, T.: "Zyklische Festigkeit und Verformung." In: R. Bürgel, H. J. Maier, T. Niendorf (Hrsg.), *Handbuch Hochtemperatur- Werkstofftechnik: Grundlagen, Werkstoffbeanspruchungen, Hochtemperaturlegierungen und -beschichtungen*, 4. Aufl., S. 201–259. Springer Vieweg, Wiesbaden, **2011**.
- [94] LANDGRAF, R.W.: "The Resistance of Metals to Cyclic Deformation." In: *Achievement of high fatigue resistance in metals and alloys. Proceedings of a Symposium, Atlantic City*, S. 3–36. ASTM International, West Conshohocken, **1970**.
- [95] PETER STARKE; DIETMAR EIFLER: "PHYBAL – Ein Instrument zur Lebensdauerberechnung hochbeanspruchter metallischer Werkstoffe." In: *Proceedings der 36. Tagung des DVM-Arbeitskreis Betriebsfestigkeit: Einflussgrößen auf die Betriebsfestigkeit bei der Bauteil- und Systementwicklung, Darmstadt*, S. 225–234. Deutscher Verband für Materialforschung und -prüfung e.V., Berlin, **2009**.
- [96] STARKE, P.; WALTHER, F.; EIFLER, D.: "PHYBAL a Short-Time Procedure for a Reliable Fatigue Life Calculation." In: *Advanced Engineering Materials* Band 12(4), S. 276–282, **2010**.
- [97] WALTHER, F.; EIFLER, D.: "PHYBAL — Kurzzeitverfahren zur Berechnung der Lebensdauer metallischer Werkstoffe auf der Basis physikalischer Messgrößen." In: *Materials Testing* Band 50(3), S. 142–149, **2008**.

- [98] DRÖDER, K.; MÜLLER, A.; MICKE-CAMUZ, M.; FIEBIG, S.: "Teil I Ausgangssituation und Projektziel: Einleitung." In: K. Dröder (Hrsg.), *Prozesstechnologie zur Herstellung von FVK-Metall-Hybriden: Ergebnisse aus dem BMBF-Verbundprojekt ProVorPlus*, 1. Aufl., S. 3–4. Springer Vieweg, Berlin, Heidelberg, **2020**.
- [99] NESTLER, D.J.: "Beitrag zum Thema Verbundwerkstoffe - Werkstoffverbunde: Status quo und Forschungsansätze." Technische Universität Chemnitz, Universitätsverlag Chemnitz, Chemnitz, **2014**.
- [100] HUMMELBERGER, D.; KÄRGER, L.; HENNING, F.: "Evaluation of different hybrid material systems and systematic analysis of their physical mechanisms in terms of fatigue." In: *Materials Science Forum* Band 825-826, S. 473–481, **2015**.
- [101] HÜMBERT, M.; SOMMER, M.; MITSCHANG, P.; VELTHUIS, R.; RUDOLF, R.: "Fügeverfahren." In: M. Neitzel, P. Mitschang, U. Breuer (Hrsg.), *Handbuch Verbundwerkstoffe: Werkstoffe, Verarbeitung, Anwendung*, 1. Aufl., S. 469–504. Carl Hanser Verlag GmbH & Co. KG, München, **2014**.
- [102] VAIDYA, U.K.; GAUTAM, A.R.S.; HOSUR, M.; DUTTA, P.: "Experimental-numerical studies of transverse impact response of adhesively bonded lap joints in composite structures." In: *International Journal of Adhesion and Adhesives* Band 26(3), S. 184–198, **2006**.
- [103] DILGER, K.: "Fügetechnologien im Leichtbau: Kleben." In: F. Henning, E. Moeller (Hrsg.), *Handbuch Leichtbau: Methoden, Werkstoffe, Fertigung*, 1. Aufl., S. 899–940. Carl Hanser Verlag GmbH & Co. KG, München, **2011**.

- [104] MOLITOR, P.; BARRON, V.; YOUNG, T.: "Surface treatment of titanium for adhesive bonding to polymer composites: a review." In: *International Journal of Adhesion and Adhesives* Band 21(2), S. 129–136, **2001**.
- [105] BOBBERT, M.; DAMMANN, C.; WANG, Z.; ZINN, C.; MAHNKEN, R.; MESCHUT, G.; SCHAPER, M.; TRÖSTER, T.; BOBBERT, M.: "Intrinsische Herstellung hybrider Strukturkomponenten in einem modifizierten RTM-Prozess." In: *Beiträge zur Tagung: Faszination Hybrider Leichtbau, Wolfsburg*, S. 250–269. ITS mobility e.V, Hannover, **2016**.
- [106] KLEIN, B.; GÄNSICKE, T.: "Leichtbau-Konstruktion: Dimensionierung, Strukturen, Werkstoffe und Gestaltung." 11. Aufl., Springer Vieweg, Wiesbaden, **2019**.
- [107] SINMAZÇELİK, T.; AVCU, E.; BORA, M.Ö.; ÇOBAN, O.: "A review: Fibre metal laminates, background, bonding types and applied test methods." In: *Materials & Design* Band 32(7), S. 3671–3685, **2011**.
- [108] HAUSMANN, J.: "Thermoplastische Faser-Metall-Lamine für hochbeanspruchte und schadenstolerante Leichtbauanwendungen." In: *Proceedings der InnoMateria, Köln*. Landescluster Nano-Mikro+Werkstoffe.NRW, Düsseldorf, **2011**.
- [109] WANG, W.-X.; TAKAO, Y.; MATSUBARA, T.: "Galvanic corrosion-resistant carbon fiber metal laminates." In: *Proceedings of the 16th International Conference on Composite Materials, Kyoto*, S. 8–13. Japan Society for Composite Materials, Kyoto, **2007**.
- [110] CAMANHO, P.P.; FINK, A.; OBST, A.; PIMENTA, S.: "Hybrid titanium-CFRP laminates for high-performance bolted joints." In: *Composites*

Part A: Applied Science and Manufacturing Band 40(12), S. 1826–1837, **2009**.

- [111] HERWIG, A.; HORST, P.; SCHMIDT, C.; POTTMEYER, F.; WEIDENMANN, K.A.: "Design and mechanical characterisation of a layer wise build AFP insert in comparison to a conventional solution." In: *Production Engineering* Band 12(2), S. 121–130, **2018**.
- [112] MUTH, M.; KOHLUND, A.; BUCH, S.; WEIDENMANN, K.A.: "Investigation of the influence of mechanical predamage and deformation rate on the mechanical properties of CFRP/metal hybrid profiles." In: *Proceedings of the 22nd International Conference on Composite Materials, Melbourne*, S. 2804–2814. Engineers Australia, Melbourne, **2019**.
- [113] MUTH, M.; WEIDENMANN, K.A.: "Three point bending test on CFRP-steel profile hybrid structures." In: *Proceedings of the 3rd Hybrid Materials and Structures, Bremen*, S. 74–80. Deutsche Gesellschaft für Materialkunde, Sankt Augustin, **2018**.
- [114] PHAN, H. H.: "Entwicklung, Fertigung und Vergleich von lasttragenden FVK/Metall-Hybridstrukturen." *Bachelorarbeit*, Karlsruher Institut für Technologie, Karlsruhe, Institut für Produktionstechnik, **2019**.
- [115] FRIEDRICH, N.: "Optimierung, Fertigung und Charakterisierung von lasttragenden FVK/Metall-Hybridstrukturen." *Bachelorarbeit*, Karlsruher Institut für Technologie, Karlsruhe, Institut für Produktionstechnik, **2019**.

- [116] DIN DEUTSCHES INSTITUT FÜR NORMUNG E. V.: "DIN EN ISO 10365: Klebstoffe – Bezeichnung der wichtigsten Bruchbilder." Beuth Verlag GmbH, Berlin, **2020**.
- [117] DENG, J.; LEE, M.M.: "Behaviour under static loading of metallic beams reinforced with a bonded CFRP plate." In: *Composite structures* Band 78(2), S. 232–242, **2007**.
- [118] OSTAPIUK, M.; BIENIAŚ, J.; SUROWSKA, B.: "Analysis of the bending and failure of fiber metal laminates based on glass and carbon fibers." In: *Science and Engineering of Composite Materials* Band 25(6), S. 1095–1106, **2018**.
- [119] GEBHARDT, J.; FLEISCHER, J.: "Experimental investigation and performance enhancement of inserts in composite parts." In: *Proceedings of the 5th CATS 2014 - CIRP Conference on Assembly Technologies and Systems, Dresden*, S. 7–12, **2014**.
- [120] NEKOSHIMA, Y.; MITSUMUNE, D.; NAKATANI, H.; OGIHARA, S.: "Mechanical behavior of thin titanium films/CFRP hybrid laminates containing transition region." In: *Proceedings of the 19th international conference on composite materials, Montréal*, S. 5939–5946. Concordia Centre for Composites, Montréal, **2013**.
- [121] BAUR, E.; BRINKMANN, S.; OSSWALD, T.A.; RUDOLPH, N.; SCHMACHTENBERG, E.: "Eigenschaften und Prüfverfahren." In: E. Baur, S. Brinkmann, T. A. Osswald, N. Rudolph, E. Schmachtenberg (Hrsg.), *Saechtling Kunststoff Taschenbuch*, 31. Aufl., S. 57–213. Carl Hanser Verlag GmbH & Co. KG, München, **2013**.
- [122] NGUYEN, T.-C.; BAI, Y.; AL-MAHAIDI, R.; ZHAO, X.-L.: "Time-dependent behaviour of steel/CFRP double strap joints subjected to combined

- thermal and mechanical loading." In: *Composite structures* Band 94(5), S. 1826–1833, **2012**.
- [123] QIN, G.; NA, J.; MU, W.; TAN, W.: "Effect of thermal cycling on the degradation of adhesively bonded CFRP/aluminum alloy joints for automobiles." In: *International Journal of Adhesion and Adhesives* Band 95, S. 102439, **2019**.
- [124] TAVAKKOLIZADEH, M.; SAADATMANESH, H.: "Galvanic corrosion of carbon and steel in aggressive environments." In: *Journal of Composites for Construction* Band 5(3), S. 200–210, **2001**.
- [125] BÖLLINGHAUS T., RHODE M., FALKENRECK T.: "Korrosion und Korrosionsschutz." In: K.-H. Grote, B. Bender, D. Göhlich (Hrsg.), *Dubbel: Taschenbuch für den Maschinenbau*, 25. Aufl., S. 313–336. Springer Vieweg, Berlin, Heidelberg, **2018**.
- [126] BRATSCH, S.G.: "Standard Electrode Potentials and Temperature Coefficients in Water at 298.15 K." In: *Journal of Physical and Chemical Reference Data* Band 18(1), S. 1–21, **1989**.
- [127] MANDEL, M.; KRÜGER, L.: "Elektrochemische Korrosion." In: H. Biermann, L. Krüger (Hrsg.), *Moderne Methoden der Werkstoffprüfung*, 1. Aufl., S. 387–414. Wiley-VCH, Weinheim, **2015**.
- [128] KAESCHE, H.: "Die Korrosion der Metalle: Physikalisch-chemische Prinzipien und aktuelle Probleme." 3. Aufl., *Klassiker der Technik*, Springer-Verlag, Berlin, Heidelberg, **2011**.
- [129] DAWOOD, M.; RIZKALLA, S.: "Environmental durability of a CFRP system for strengthening steel structures." In: *Construction and Building Materials* Band 24(9), S. 1682–1689, **2010**.

- [130] FRANCIS, R.; TURNBULL, A.; HINDS, G.: "Bimetallic Corrosion: Guides for Good Practice in Corrosion Control No. 5." 1. Aufl., National Physical Laboratory, Middlesex, **2020**.
- [131] NGUYEN, T.-C.; BAI, Y.; ZHAO, X.-L.; AL-MAHAIDI, R.: "Durability of steel/CFRP double strap joints exposed to sea water, cyclic temperature and humidity." In: *Composite structures* Band 94(5), S. 1834–1845, **2012**.
- [132] GEBHARDT, J.; SCHWENNEN, J.; LORENZ, F.; FLEISCHER, J.: "Structure optimisation of metallic load introduction elements embedded in CFRP." In: *Production Engineering* Band 12(2), S. 131–140, **2018**.
- [133] ADAMS, B.M.; BOHNHOFF, W.J.; DALBEY, K.R.; EBEIDA, M.S.; EDDY, J.P.; ELDERED, M.S.; GERACI, G.; HOOPER, R.W.; HOUGH, P.D.; HU, K.T. et al.: "Dakota, A Multilevel Parallel Object-Oriented Framework for Design Optimization, Parameter Estimation, Uncertainty Quantification, and Sensitivity Analysis: Version 6.11 User's Manual." Sandia National Laboratories, **2019**.
- [134] KERBSTADT, M.: "Untersuchung der Einflüsse dynamischer und zyklischer Belastungen auf die mechanischen Eigenschaften von CFK/Metall-Hybridbauteilen." *Masterarbeit*, Karlsruher Institut für Technologie, Karlsruhe, Institut für Angewandte Materialien - Werkstoffkunde, **2020**.
- [135] DEHM, T.: "Optimierung, Herstellung und Untersuchung Lasttragender intrinsischer FVK-Metall-Hybridstrukturen." *Masterarbeit*, Karlsruher Institut für Technologie, Karlsruhe, Institut für Produktionstechnik, **2019**.

- [136] SCHWENNEN, J.: "Einbringung und Gestaltung von Lasteinleitungsstrukturen für im RTM-Verfahren hergestellte FVK-Sandwichbauteile." *Forschungsberichte aus dem wbk, Institut für Produktionstechnik* Band 231, Karlsruher Institut für Technologie, Shaker Verlag, Düren, **2020**.
- [137] HENNING, F.: "Fertigungsverfahren im Leichtbau - Formgebung, Be- und Verarbeitung: Verarbeitung faserverstärkter Kunststoffe." In: F. Henning, E. Moeller (Hrsg.), *Handbuch Leichtbau: Methoden, Werkstoffe, Fertigung*, 1. Aufl., S. 603–668. Carl Hanser Verlag GmbH & Co. KG, München, **2011**.
- [138] MITSCHANG, P.; ARNOLD, M.; WEYRAUCH, F.; STADTFELD, H.; KISSINGER, C.: "Harzinjektionsverfahren." In: M. Neitzel, P. Mitschang, U. Breuer (Hrsg.), *Handbuch Verbundwerkstoffe: Werkstoffe, Verarbeitung, Anwendung*, 1. Aufl., S. 357–381. Carl Hanser Verlag GmbH & Co. KG, München, **2014**.
- [139] BEGEMANN, M.; FÖLSTER, T.; GOEDEL, M.; KÖTTE, R.; MAHLKE, M.; MICHAELI, W.; MÜLLER, W.; MÜLLERFERLI, G.; NETZE, C.; ROSENBAUM, U. et al.: "Teil I: Bauteile und Herstellungsverfahren: Verarbeitung und Verfahren." In: W. Michaeli, M. Wegener (Hrsg.), *Einführung in die Technologie der Faserverbundwerkstoffe*, 1. Aufl., S. 15–52. Carl Hanser Verlag GmbH & Co. KG, München, Wien, **1989**.
- [140] AVK – INDUSTRIEVEREINIGUNG VERSTÄRKTE KUNSTSTOFFE E. V.: "Herstellungsverfahren." In: AVK – Industrievereinigung Verstärkte Kunststoffe e. V. (Hrsg.), *Handbuch Faserverbundkunststoffe: Grundlagen Verarbeitung Anwendungen*, 4. Aufl., S. 326–546. Vieweg+Teubner, Wiesbaden, **2013**.

- [141] DIN DEUTSCHES INSTITUT FÜR NORMUNG E. V.: "DIN EN 6038: Luft- und Raumfahrt – Faserverstärkte Kunststoffe – Prüfverfahren – Bestimmung der Restdruckfestigkeit nach Schlagbeanspruchung." Beuth Verlag GmbH, Berlin, **2016**.
- [142] STEMMER, F.: "Konstruktion, Aufbau und Validierung eines Korrosionsprüfbaus." *Bachelorarbeit*, Karlsruher Institut für Technologie, Karlsruhe, Institut für Angewandte Materialien - Werkstoffkunde, **2016**.
- [143] DIN DEUTSCHES INSTITUT FÜR NORMUNG E. V.: "EN ISO 9227:2017: Korrosionsprüfungen in künstlichen Atmosphären - Salzsprühnebelprüfungen." Beuth Verlag GmbH, Berlin, **2017**.
- [144] VOLKSWAGEN AG: "PV 1200: Vehicle Parts - Testing of Resistance to Environmental Cycle Test." Volkswagen AG, **2004**.
- [145] ALT, K.: "Experimentelle und numerische Untersuchung des Bauteilverhaltens von CFK/Stahl-Hybridträgern." *Masterarbeit*, Karlsruher Institut für Technologie, Karlsruhe, Institut für Angewandte Materialien - Werkstoffkunde, **2020**.
- [146] STEEVES, C.A.; FLECK, N.A.: "Collapse mechanisms of sandwich beams with composite faces and a foam core, loaded in three-point bending. Part II: experimental investigation and numerical modelling." In: *International Journal of Mechanical Sciences* Band 46(4), S. 585–608, **2004**.
- [147] RIZOV, V.; SHIPSHA, A.; ZENKERT, D.: "Indentation study of foam core sandwich composite panels." In: *Composite structures* Band 69(1), S. 95–102, **2005**.

- [148] ROGERS, K.F.; PHILLIPS, L.N.; KINGSTON-LEE, D.M.; YATES, B.; OVERY, M.J.; SARGENT, J.P.; MCCALLA, B.A.: "The thermal expansion of carbon fibre-reinforced plastics." In: *Journal of Materials Science* Band 12(4), S. 718–734, **1977**.
- [149] PEREIRA, A.B.; MORAIS, A.B. DE: "Strength of adhesively bonded stainless steel joints." In: *International Journal of Adhesion and Adhesives* Band 23(4), S. 315–322, **2003**.
- [150] MORAIS, A.B. DE; PEREIRA, A.B.; TEIXEIRA, J.P.; CAVALEIRO, N.C.: "Strength of epoxy adhesive-bonded stainless-steel joints." In: *International Journal of Adhesion and Adhesives* Band 27(8), S. 679–686, **2007**.
- [151] DENG, J.; LEE, M.M.; MOY, S.S.: "Stress analysis of steel beams reinforced with a bonded CFRP plate." In: *Composite structures* Band 65(2), S. 205–215, **2004**.
- [152] WEIDENMANN, K.A.; BOBBERT, M.; DAMMANN, C.; GÜNTHER, F.; GRÜTZNER, R.; HERWIG, A.; HIRSCH, F.; KIEßLING, R.; LENZ, P.; MUTH, M. et al.: "Bauteilnahe Beanspruchungen und Gestaltungsrichtlinien." In: J. Fleischer (Hrsg.), *Intrinsische Hybridverbunde für Leichtbautragsstrukturen: Grundlagen der Fertigung, Charakterisierung und Auslegung*, 1. Aufl., S. 265–286. Springer-Verlag, Berlin, **2021**.
- [153] ZINN, C.; WANG, Z.; SCHAPER, M.; TRÖSTER, T.: "Influence of a laser pre-treatment on the mechanical and the corrosion properties of metal-CFRP hybrid structures manufactured by RTM." In: *Proceedings of the 20th International Conference on Composite Structures, Paris*, S. 74, **2017**.

- [154] ZINN, C.; WANG, Z.; TRÖSTER, T.: "Forming and corrosion stability of a laser pre-treated metal surface-influence on the properties of metal-CFRP hybrid structures made by VARTM." In: *Proceedings of the 3rd Hybrid Materials and Structures, Bremen*, S. 17–23. Deutsche Gesellschaft für Materialkunde, Sankt Augustin, **2018**.
- [155] ZINN, C.; BOBBERT, M.; DAMMANN, C.; WANG, Z.; TRÖSTER, T.; MAHNKEN, R.; MESCHUT, G.; SCHAPER, M.: "Shear strength and failure behaviour of laser nano-structured and conventionally pre-treated interfaces in intrinsically manufactured CFRP-steel hybrids." In: *Composites Part B: Engineering* Band 151, S. 173–185, **2018**.
- [156] KIEßLING, R.; IHLEMANN, J.; RIEMER, M.; DROSSEL, W.-G.; SCHARF, I.; LAMPKE, T.; SHARAFIEV, S.; POUYA, M.; WAGNER, M.-X.: "The Interface of an Intrinsic Hybrid Composite – Development, Production and Characterisation." In: *Proceedings of the 1st CIRP Conference on Composite Materials Parts Manufacturing*, S. 289–293, Karlsruhe, **2017**.
- [157] KIEßLING, R.; IHLEMANN, J.; RIEMER, M.; DROSSEL, W.-G.; DITTES, A.; SCHARF, I.; LAMPKE, T.; SHARAFIEV, S.; POUYA, M.; WAGNER, M.F.-X.: "A process and load adjusted coating system for metallic inserts in hybrid composites." In: *Production Engineering* Band 12(2), S. 249–257, **2018**.
- [158] SERNA, J.; ZINN, C.; SCHARF, I.; DITTES, A.; SCHWOEBEL, S.-D.; SCHMIDT, C.; MEINERS, D.; SCHAPER, M.; LAMPKE, T.: "Concepts for interface engineering and characterization in composite hybrid structures." In: *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering* Band 480, S. 12014, **2019**.

- [159] ZINN, C.; SCHAPER, M.; GONZALEZ, J.S.; MEINERS, D.; WANG, Z.; TROESTER, T.; POTTMEYER, F.; WEIDENMANN, K.A.: "Shear edge tests: a benchmark in investigating the influence of different surface pretreatment methods on the shear stress of intrinsically manufactured metal-CFRP hybrids." In: *International Journal of Automotive Composites* Band 2(3/4), S. 244, **2016**.
- [160] SCHÜTT, M.: "Experimentelle und modellhafte Untersuchung von FKV-Verbindungselementen bei statischer und zyklischer Belastung." *Technisch-wissenschaftliche Schriftenreihe / TUHH Polymer Composites* Band 34, TUHH Universitätsbibliothek, Hamburg, **2019**.
- [161] PILUSO, V.; RIZZANO, G.: "Experimental analysis and modelling of bolted T-stubs under cyclic loads." In: *Journal of Constructional Steel Research* Band 64(6), S. 655–669, **2008**.
- [162] LIU, D.: "Impact-Induced Delamination—A View of Bending Stiffness Mismatching." In: *Journal of Composite Materials* Band 22(7), S. 674–692, **1988**.
- [163] ZHANG, C.; ZHENG, D.-J.; SONG, G.-L.: "Galvanic Effect Between Galvanized Steel and Carbon Fiber Reinforced Polymers." In: *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)* Band 30(4), S. 342–351, **2017**.

Schriftenreihe des Instituts für Angewandte Materialien

ISSN 2192-9963

- Band 1 Prachai Norajitra
Divertor Development for a Future Fusion Power Plant.
ISBN 978-3-86644-738-7
- Band 2 Jürgen Prokop
Entwicklung von Spritzgießsonderverfahren zur Herstellung von Mikrobautteilen durch galvanische Replikation.
ISBN 978-3-86644-755-4
- Band 3 Theo Fett
New contributions to R-curves and bridging stresses – Applications of weight functions.
ISBN 978-3-86644-836-0
- Band 4 Jérôme Acker
Einfluss des Alkali/Niob-Verhältnisses und der Kupferdotierung auf das Sinterverhalten, die Strukturbildung und die Mikrostruktur von bleifreier Piezokeramik ($K_{0,5}Na_{0,5}$)NbO₃.
ISBN 978-3-86644-867-4
- Band 5 Holger Schwaab
Nichtlineare Modellierung von Ferroelektrika unter Berücksichtigung der elektrischen Leitfähigkeit.
ISBN 978-3-86644-869-8
- Band 6 Christian Dethloff
Modeling of Helium Bubble Nucleation and Growth in Neutron Irradiated RAFM Steels.
ISBN 978-3-86644-901-5
- Band 7 Jens Reiser
Duktilisierung von Wolfram. Synthese, Analyse und Charakterisierung von Wolframlaminaten aus Wolframfolie.
ISBN 978-3-86644-902-2
- Band 8 Andreas Sedlmayr
Experimental Investigations of Deformation Pathways in Nanowires.
ISBN 978-3-86644-905-3

- Band 9 Matthias Friedrich Funk
Microstructural stability of nanostructured fcc metals during cyclic deformation and fatigue.
ISBN 978-3-86644-918-3
- Band 10 Maximilian Schwenk
Entwicklung und Validierung eines numerischen Simulationsmodells zur Beschreibung der induktiven Ein- und Zweifrequenzrandschichthärtung am Beispiel von vergütetem 42CrMo4.
ISBN 978-3-86644-929-9
- Band 11 Matthias Merzkirch
Verformungs- und Schädigungsverhalten der verbundstrang-gespresten, federstahldrahtverstärkten Aluminiumlegierung EN AW-6082.
ISBN 978-3-86644-933-6
- Band 12 Thilo Hammers
Wärmebehandlung und Recken von verbundstrang-gespresten Luftfahrtprofilen.
ISBN 978-3-86644-947-3
- Band 13 Jochen Lohmiller
Investigation of deformation mechanisms in nanocrystalline metals and alloys by in situ synchrotron X-ray diffraction.
ISBN 978-3-86644-962-6
- Band 14 Simone Schreijäg
Microstructure and Mechanical Behavior of Deep Drawing DC04 Steel at Different Length Scales.
ISBN 978-3-86644-967-1
- Band 15 Zhiming Chen
Modelling the plastic deformation of iron.
ISBN 978-3-86644-968-8
- Band 16 Abdullah Fatih Çetinel
Oberflächendefektausheilung und Festigkeitssteigerung von niederdruckspritzgegossenen Mikrobiengebalken aus Zirkoniumdioxid.
ISBN 978-3-86644-976-3
- Band 17 Thomas Weber
Entwicklung und Optimierung von gradierten Wolfram/EUROFER97-Verbindungen für Divertorkomponenten.
ISBN 978-3-86644-993-0

- Band 18 Melanie Senn
Optimale Prozessführung mit merkmalsbasierter Zustandsverfolgung.
ISBN 978-3-7315-0004-9
- Band 19 Christian Mennerich
Phase-field modeling of multi-domain evolution in ferromagnetic shape memory alloys and of polycrystalline thin film growth.
ISBN 978-3-7315-0009-4
- Band 20 Spyridon Korres
On-Line Topographic Measurements of Lubricated Metallic Sliding Surfaces.
ISBN 978-3-7315-0017-9
- Band 21 Abhik Narayan Choudhury
Quantitative phase-field model for phase transformations in multi-component alloys.
ISBN 978-3-7315-0020-9
- Band 22 Oliver Ulrich
Isothermes und thermisch-mechanisches Ermüdungsverhalten von Verbundwerkstoffen mit Durchdringungsgefüge (Preform-MMCs).
ISBN 978-3-7315-0024-7
- Band 23 Sofie Burger
High Cycle Fatigue of Al and Cu Thin Films by a Novel High-Throughput Method.
ISBN 978-3-7315-0025-4
- Band 24 Michael Teutsch
Entwicklung von elektrochemisch abgeschiedenem LIGA-Ni-Al für Hochtemperatur-MEMS-Anwendungen.
ISBN 978-3-7315-0026-1
- Band 25 Wolfgang Rheinheimer
Zur Grenzflächenanisotropie von SrTiO₃.
ISBN 978-3-7315-0027-8
- Band 26 Ying Chen
Deformation Behavior of Thin Metallic Wires under Tensile and Torsional Loadings.
ISBN 978-3-7315-0049-0

- Band 27 Sascha Haller
Gestaltfindung: Untersuchungen zur Kraftkegelmethode.
ISBN 978-3-7315-0050-6
- Band 28 Nicht erschienen
- Band 29 Gunnar Picht
Einfluss der Korngröße auf ferroelektrische Eigenschaften dotierter $\text{Pb}(\text{Zr}_{1-x}\text{Ti}_x)\text{O}_3$ Materialien.
ISBN 978-3-7315-0106-0
- Band 30 Esther Held
Eigenspannungsanalyse an Schichtverbunden mittels inkrementeller Bohrlochmethode.
ISBN 978-3-7315-0127-5
- Band 31 Pei He
On the structure-property correlation and the evolution of Nanofeatures in 12-13.5% Cr oxide dispersion strengthened ferritic steels.
ISBN 978-3-7315-0141-1
- Band 32 Jan Hoffmann
Ferritische ODS-Stähle – Herstellung, Umformung und Strukturanalyse.
ISBN 978-3-7315-0157-2
- Band 33 Wiebke Sittel
Entwicklung und Optimierung des Diffusionsschweißens von ODS Legierungen.
ISBN 978-3-7315-0182-4
- Band 34 Osama Khalil
Isothermes Kurzzeitermüdungsverhalten der hoch-warmfesten Aluminium-Knetlegierung 2618A (AlCu2Mg1,5Ni).
ISBN 978-3-7315-0208-1
- Band 35 Nicht erschienen
- Band 36 Christoph Hage
Grundlegende Aspekte des 2K-Metallpulverspritzgießens.
ISBN 978-3-7315-0217-3
- Band 37 Bartłomiej Albiński
Instrumentierte Eindringprüfung bei Hochtemperatur für die Charakterisierung bestrahlter Materialien.
ISBN 978-3-7315-0221-0

- Band 38 Tim Feser
Untersuchungen zum Einlaufverhalten binärer alpha-Messinglegierungen unter Ölschmierung in Abhängigkeit des Zinkgehaltes.
ISBN 978-3-7315-0224-1
- Band 39 Jörg Ettrich
Fluid Flow and Heat Transfer in Cellular Solids.
ISBN 978-3-7315-0241-8
- Band 40 Melanie Syha
Microstructure evolution in strontium titanate Investigated by means of grain growth simulations and x-ray diffraction contrast tomography experiments.
ISBN 978-3-7315-0242-5
- Band 41 Thomas Haas
Mechanische Zuverlässigkeit von gedruckten und gasförmig abgeschiedenen Schichten auf flexiblem Substrat.
ISBN 978-3-7315-0250-0
- Band 42 Aron Kneer
Numerische Untersuchung des Wärmeübertragungsverhaltens in unterschiedlichen porösen Medien.
ISBN 978-3-7315-0252-4
- Band 43 Manuel Feuchter
Investigations on Joule heating applications by multiphysical continuum simulations in nanoscale systems.
ISBN 978-3-7315-0261-6
- Band 44 Alexander Vondrous
Grain growth behavior and efficient large scale simulations of recrystallization with the phase-field method.
ISBN 978-3-7315-0280-7
- Band 45 Tobias Kennerknecht
Fatigue of Micro Molded Materials – Aluminum Bronze and Yttria Stabilized Zirconia.
ISBN 978-3-7315-0293-7
- Band 46 Christopher Scherr
Elektrochemisches Verhalten von Lithium-Schwefel-Zellen mit unterschiedlicher Kathodenstruktur.
ISBN 978-3-7315-0296-8

- Band 47 Konstantin Frölich
Der Decal-Prozess zur Herstellung katalysatorbeschichteter Membranen für PEM-Brennstoffzellen.
ISBN 978-3-7315-0334-7
- Band 48 Benedikt Haspel
Werkstoffanalytische Betrachtung der Eigenschaften von mittels neuartiger RTM-Fertigungsprozesse hergestellten glasfaserverstärkten Polymerverbunden.
ISBN 978-3-7315-0337-8
- Band 49 Marco Berghoff
Skalenübergreifende Modellierung und Optimierung vom atomistischen kristallinen Phasenfeldmodell bis zur mesoskopischen Phasenfeldmethode.
ISBN 978-3-7315-0416-0
- Band 50 Michael Selzer
Mechanische und Strömungsmechanische Topologieoptimierung mit der Phasenfeldmethode.
ISBN 978-3-7315-0431-3
- Band 51 Michael Mahler
Entwicklung einer Auswertemethode für bruchmechanische Versuche an kleinen Proben auf der Basis eines Kohäsivzonenmodells.
ISBN 978-3-7315-0441-2
- Band 52 Christoph Bohnert
Numerische Untersuchung des Verformungs- und Bruchverhaltens von einkristallinem Wolfram auf mikroskopischer Ebene.
ISBN 978-3-7315-0444-3
- Band 53 Stefan Guth
Schädigung und Lebensdauer von Nickelbasislegierungen unter thermisch-mechanischer Ermüdungsbeanspruchung bei verschiedenen Phasenlagen.
ISBN 978-3-7315-0445-0
- Band 54 Markus Klinsmann
The Effects of Internal Stress and Lithium Transport on Fracture in Storage Materials in Lithium-Ion Batteries.
ISBN 978-3-7315-0455-9

- Band 55 Thomas Straub
Experimental Investigation of Crack Initiation in Face-Centered Cubic Materials in the High and Very High Cycle Fatigue Regime.
ISBN 978-3-7315-0471-9
- Band 56 Maren Lepple
Kupfer- und Eisenoxide als Konversions-Elektrodenmaterialien für Lithium-Ionen-Batterien: Thermodynamische und Elektrochemische Untersuchungen.
ISBN 978-3-7315-0482-5
- Band 57 Stefan Andreas Slaby
Charakterisierung und Bewertung der Zug- und Ermüdungseigenschaften von Mikrobauteilen aus 17-4PH Edelstahl. Ein Vergleich von mikropulverspritzgegossenem und konventionell hergestelltem Material.
ISBN 978-3-7315-0484-9
- Band 58 Kumar Ankit
Phase-field modeling of microstructural pattern formation in alloys and geological veins.
ISBN 978-3-7315-0491-7
- Band 59 Kuo Zhang
Characterization and Modeling of the Ratcheting Behavior of the Ferritic-Martensitic Steel P91.
ISBN 978-3-7315-0503-7
- Band 60 Nicht erschienen
- Band 61 Fabian Lemke
Untersuchung des Sinterverhaltens von SrTiO₃ unter Berücksichtigung der Defektchemie.
ISBN 978-3-7315-0510-5
- Band 62 Johannes Kümmel
Detaillierte Analyse der Aufbauschneidenbildung bei der Trockenzerspannung von Stahl C45E mit Berücksichtigung des Werkzeugverschleißes.
ISBN 978-3-7315-0518-1
- Band 63 László Hagymási
Modellierung der Stoffübertragung beim Niederdruckcarbonitrieren mit Ammoniak und Acetylen.
ISBN 978-3-7315-0568-6

- Band 64 Reza Eslami
A novel micro-mechanical model for prediction of multiaxial high cycle fatigue at small scales.
ISBN 978-3-7315-0583-9
- Band 65 Sebastian Schulz
Phase-field simulations of multi-component solidification and coarsening based on thermodynamic datasets.
ISBN 978-3-7315-0618-8
- Band 66 Markus Stricker
Die Übertragung von mikrostrukturellen Eigenschaften aus der diskreten Versetzungsdynamik in Kontinuumsbeschreibungen.
ISBN 978-3-7315-0658-4
- Band 67 Luis Straßberger
Untersuchung und Modellierung des viskoplastischen Verformungsverhaltens oxidpartikelverstärkter Stähle.
ISBN 978-3-7315-0674-4
- Band 68 Mark Wobrock
Microplasticity of idealized single crystalline Ag cantilevers characterized with methods of high resolution.
ISBN 978-3-7315-0682-9
- Band 69 Amritesh Kumar
Micromechanical study on the deformation behaviour of directionally solidified NiAl-Cr eutectic composites.
ISBN 978-3-7315-0694-2
- Band 70 Johannes Hötzer
Massiv-parallele und großskalige Phasenfeldsimulationen zur Untersuchung der Mikrostrukturentwicklung.
ISBN 978-3-7315-0693-5
- Band 71 Thomas Hupfer
Herstellung von LATP für den Einsatz als Festkörperelektrolyt und dessen Eigenschaften.
ISBN 978-3-7315-0702-4
- Band 72 Florentin Pottmeyer
Schädigungsverhalten von in CFK-Laminaten eingebetteten Inserts unter bauteilnahen Beanspruchungen.
ISBN 978-3-7315-0719-2

- Band 73 Andres Höweling
Untersuchung der Hochvoltstabilität und Tiefentladung von dotierten $\text{LiNi}_{0,5}\text{Mn}_{1,5}\text{O}_4$ -Hochvoltspinnellen.
ISBN 978-3-7315-0728-4
- Band 74 Tabea Gisela Schwark
Deformation and Fracture Properties of the Soft Magnetic Composite Somaloy 700 3P on Different Length Scales.
ISBN 978-3-7315-0759-8
- Band 75 Klaudia Lichtenberg
Metallmatrixverbunde mit Verstärkungselementen aus metallischem Glas $\text{Ni}_{60}\text{Nb}_{20}\text{Ta}_{20}$ – Herstellung und Charakterisierung.
ISBN 978-3-7315-0782-6
- Band 76 Claudio Findeisen
Charakterisierung und Modellierung von instabilen Metamaterialien.
ISBN 978-3-7315-0869-4
- Band 77 Nilescha Mishra
Influence of strain on the functionality of ink-jet printed thin films and devices on flexible substrates.
ISBN 978-3-7315-0853-3
- Band 78 Simon Werner Bonk
Plastische Verformungsmechanismen in hochgradig kaltgewalzten, ultrafeinkörnigen Wolframblechen.
ISBN 978-3-7315-0878-6
- Band 79 Tim Gräning
Herstellung, Charakterisierung und Optimierung von austenitischen ODS Stählen.
ISBN 978-3-7315-0732-1
- Band 80 Peter Rupp
Herstellung, Prüfung und Modellierung neuartiger hybrider Aluminiumschaum-CFK-Sandwichverbunde.
ISBN 978-3-7315-0880-9
- Band 81 Benjamin Sebastian Ehreiser
Einfluss mechanischer Lasten auf die Herstellung von Stahl-Glaskeramik-Verbunden.
ISBN 978-3-7315-0954-7

- Band 82 Hans Giel
Weiterentwicklung experimenteller Methoden zur Ermittlung thermodynamischer Werkstoffdaten von Lithium-Ionen-Batterien.
ISBN 978-3-7315-0981-3
- Band 83 Anna Trauth
Characterisation and Modelling of Continuous-Discontinuous Sheet Moulding Compound Composites for Structural Applications.
ISBN 978-3-7315-0950-9
- Band 84 Jonas Johannes Hüther
The Impact of Recycling on the Fibre and the Composite Properties of Carbon Fibre Reinforced Plastics.
ISBN 978-3-7315-0983-7
- Band 85 Nicolas A. Mayer
Thermodynamik von Kobaltoxid Anodenmaterialien für Lithium-Ionen-Batterien und ihr elektrochemisches Verhalten.
ISBN 978-3-7315-0996-7
- Band 86 Ulrich Führer
Untersuchung und Modellierung des Haltezeiteinflusses auf die zyklische Entfestigung ferritisch-martensitischer Stähle.
ISBN 978-3-7315-0837-3
- Band 87 Ebru Cihan
Structure evolution in tribological interfaces studied by multilayer model alloys.
ISBN 978-3-7315-0999-8
- Band 88 Markus Sudmanns
Entwicklung einer Kontinuumsbeschreibung für die Versetzungsmobilität in Versetzungsnetzwerken.
ISBN 978-3-7315-1001-7
- Band 89 Tao Zhang
Phase-field Modeling of Phase Changes and Mechanical Stresses in Electrode Particles of Secondary Batteries.
ISBN 978-3-7315-1002-4

- Band 90 Markus Ganser
On the Electro-Chemo-Mechanical Coupling in Solid State Batteries and its Impact on Morphological Interface Stability.
ISBN 978-3-7315-1047-5
- Band 91 Michael Kellner
Modellierung mehrkomponentiger Materialsysteme für die Phasenfeldmethode und Analyse der simulierten Mikrostrukturen.
ISBN 978-3-7315-1044-4
- Band 92 Felix Schröckert
Herstellung dünner Folien aus Lithium-Lanthan-Titanat zur Anwendung als Festkörperelektrolyt.
ISBN 978-3-7315-1008-6
- Band 93 Ephraim Schoof
Chemomechanische Modellierung der Wärmebehandlung von Stählen mit der Phasenfeldmethode.
ISBN 978-3-7315-1050-5
- Band 94 Alexander Valentin Brabänder
Registrierende Härtemessung an neutronenbestrahlten Materialien bei hohen Temperaturen.
ISBN 978-3-7315-1097-0
- Band 95 Denny Schmidt
Einfluss der Kompaktierung auf die Elektrodenmikrostruktur und elektrochemische Performance bei Lithium-Ionen-Zellen.
ISBN 978-3-7315-1098-7
- Band 96 Svenja Dittrich
Entwicklung von Siebdruckpasten zur Herstellung von Glaslotfugungen für die Festoxidbrennstoffzelle.
ISBN 978-3-7315-1085-7
- Band 97 Michael Dippon
Bestimmung der Betriebsgrenzen für das Schnellladen von Lithium-Ionen Batterien.
ISBN 978-3-7315-1123-6

- Band 98 Patricia Haremski
Diffusionseigenschaften von Nickel in einer Festoxid-Brennstoffzelle.
ISBN 978-3-7315-1124-3
- Band 99 Florian Wankmüller
Mehrskalige Charakterisierung der Hochtemperatur-Brennstoffzelle (SOFC).
ISBN 978-3-7315-1142-7
- Band 100 Niklas Russner
Modellgestützte Analyse des Stackbetriebs von Festoxidzellen.
ISBN 978-3-7315-1144-1
- Band 101 Theo Fett, Karl G. Schell, Ethel C. Bucharsky, Gabriele Rizzi, Pascal Hettich, Susanne Wagner, Michael J. Hoffmann
Consequences of hydroxyl generation by the silica/water reaction - Part I: Diffusion and Swelling.
ISBN 978-3-7315-1148-9
- Band 102 Theo Fett, Karl G. Schell, Ethel C. Bucharsky, Gabriele Rizzi, Susanne Wagner, Michael J. Hoffmann
**Consequences of hydroxyl generation by the silica/water reaction - Part II: Global and local Swelling
Part III: Damage and Young's Modulus.**
ISBN 978-3-7315-1159-5
- Band 103 Johannes Dornheim
Modellfreies Lernen optimaler zeitdiskreter Regelungsstrategien für Fertigungsprozesse mit endlichem Zeithorizont.
ISBN 978-3-7315-1158-8
- Band 104 Markus Muth
Grundlagenuntersuchungen an intrinsisch gefertigten lasttragenden FVK/Metall-Hybridträgern.
ISBN 978-3-7315-1161-8

KARLSRUHER INSTITUT FÜR TECHNOLOGIE (KIT)
SCHRIFTENREIHE DES INSTITUTS FÜR ANGEWANDTE MATERIALIEN

Bei Hybridstrukturen kommen den einzelnen Komponenten definierte Funktionen zu. In der vorliegenden Arbeit wird die metallische Komponente der Struktur zum einen zur Lasteinleitung in das FVK-Laminat eingesetzt und übernimmt zum anderen auch eine lasttragende Funktion. Daher werden zwei Varianten sogenannter Hybridträger, die sich in Bezug auf die gewählte Verbindungstechnologie von metallischer Komponente und FVK unterscheiden, hinsichtlich ihrer mechanischen Eigenschaften und der Schädigungsentwicklung untersucht.

Beide Hybridträger bestehen aus einer Grundplatte aus CFK, einem Hutprofil aus rostfreiem Stahl und einem polymeren Schaumstoffkern, der den entstehenden Hohlraum ausfüllt. Bei der differentiellen Hybridträgervariante wird das Hutprofil ausschließlich adhäsiv mit dem Laminat verbunden. Im Fall der integralen Variante wird die Verbindung hingegen durch die faserschonende Integration der Hutprofilaschen in das trockene Halbzeug vor der Konsolidierung hergestellt. Abgesehen von der Art der Anbindung an das Laminat ist die Geometrie der verwendeten Hutprofile identisch.

ISSN 2192-9963
ISBN 978-3-7315-1161-8

