

Auswirkungen von interlaminaren Eigenspannungen auf die mechanischen Eigenschaften von thermoplastischen Hybridverbundwerkstoffen

von der Fakultät für Ingenieurwissenschaften
der Universität Bayreuth
genehmigte Dissertation
zur Erlangung des Grades

Doktor-Ingenieur

vorgelegt von:

M.Sc. Michael Kropka

Fachgutachter:

Professor Dr.-Ing. Volker Altstädt
Professor Dr.-Ing. Klaus Drechsler

Für die Nutzung dieser Dissertation gelten folgende rechtliche Bestimmungen

- Die vorliegende Dissertation darf von der Universität Bayreuth frei im Internet angeboten werden. Eine weitere Verbreitung oder öffentliche Wiedergabe ist nicht gestattet und kann nur mit ausdrücklicher Genehmigung des Autors (Promovierten) geschehen.
- Die Vervielfältigung ist nur im Rahmen des privaten und eigenen wissenschaftlichen Gebrauchs (§ 53 UrhG) erlaubt.
- Die Publikation darf nicht bearbeitet oder in anderer Weise verändert werden.
- Der Autor hat das Recht, sein Werk, auch auszugsweise, anderweitig verfügbar zu machen und zu verbreiten.
- Für den Inhalt des Dokuments ist allein der Autor verantwortlich.
- Die Dissertation wird vertrieben durch TuTech Innovation GmbH

This publication (dissertation) is subject to the following terms of use:

- The University of Bayreuth is entitled to give open access to this publication. Further publication or public broadcasting needs explicit authorization of the copyright owner (doctor).
- Copying is permitted only for private or the own scientific purposes of the person who performs copying (according to § 53 of the German Copyright Act). The copyright owner grants production of complete single copies of this publication by means of a print on demand service.
- This publication may not be edited or changed otherwise.
- The copyright owner has got the right to publish or broadcast this publication as a whole or parts thereof elsewhere.
- The author is exclusively responsible for the content of this publication.
- The dissertation is sold by TuTech Innovation GmbH

Danksagung

Mein Dank sei zunächst Herrn Prof. Dr.-Ing. Volker Altstädt ausgesprochen für die Betreuung meiner Promotionsarbeit und die technischen und persönlichen Entfaltungsmöglichkeiten, die er mir während meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter bei der Neue Materialien Bayreuth GmbH geboten hat. Herrn Prof. Dr.-Ing. Klaus Drechsler danke ich recht herzlich für die Übernahme des Korreferats und bei Herrn Dr.-Ing. Andreas Spörrer möchte ich mich für das Korrekturlesen der Arbeit sowie die anregenden und motivierenden Diskussionen bedanken.

Den Firmen REHAU AG + Co und Brose Fahrzeugteile GmbH & Co. danke ich für die kollegiale und stets fruchtbare Zusammenarbeit im Forschungsprojekt „2DMultiMat“, ohne die die Entstehung dieser Arbeit nicht möglich gewesen wäre. Namentlich seien vor allem die Herren Christian Koch und Christoph Russ sowie Frau Inga Fischer zu nennen. Dem Bayerischen Staatsministerium für Wirtschaft, Landesentwicklung und Energie danke ich für die Förderung des Projektes „2DMultiMat“ im Rahmen des Forschungsprogrammes „Neue Werkstoffe“.

Den technischen Mitarbeitern der neue Materialien Bayreuth GmbH und des Lehrstuhls für Polymere Werkstoffe der Universität Bayreuth, insbesondere Cem Pulat, Alexandra Krasnik, Andreas Mainz, Alexander Brückner und Ute Kuhn, sei mein besonderer Dank ausgesprochen. Den Kollegen Katharina Krause, Johannes Knöchel, Mathias Mühlbacher und Dr.-Ing. Thomas Neumeyer danke ich für zahlreiche teils bis in die späten Abendstunden andauernde Diskussionen zu Konzept und Inhalten der Dissertation.

Weiterhin gilt mein besonderer Dank meinen Studenten, die als wissenschaftliche Hilfskräfte oder Abschlussarbeiter mit Ihren erzielten Ergebnissen einen großen Beitrag zum Gelingen meiner Promotion geleistet haben. Dazu gehören vor allem Johann Reichstein, Stefan Stiel, Marcel Dippold, Maximilian Meinhardt und Franz Habla.

Meinen größten Dank jedoch möchte ich meiner Familie aussprechen. Meinen Eltern und meiner Schwester danke ich dafür, dass sie mich mein Leben lang begleitet und gefördert haben, mich zu dem machten was ich heute bin und mir letztendlich auch den Weg zu dieser Dissertation ebneten. Bei meiner Frau Christina bedanke ich mich für die stetige Unterstützung und die unermüdliche Geduld während der gesamten Promotionszeit. Meinem Schwiegervater Gerald Löffler danke ich zu guter Letzt für die sprachliche Korrektur meiner Arbeit.

Kurzfassung

Bereits seit den frühen 1980er Jahren werden kohlenstofffaserverstärkte Kunststoffe (CFK) mit einer hohen spezifischen Steifigkeit für hochbelastete Strukturbauteile im automobilen Rennsport verwendet. Dem anschließenden Einsatz in Sportwagen von Lamborghini und Ferrari ab den 1990er Jahren folgte die erstmalige Nutzung von CFK in den Serien-Elektrofahrzeugen i3 und i8 von BMW. Aufgrund der Mehrkosten im Vergleich zu metallischen Strukturen und der schlechten CO₂-Bilanz von Kohlenstofffasern hat sich diese Werkstofftechnologie allerdings bis- her nur vereinzelt in weiteren Großserienfahrzeugen (z. B. BMW G11) durchgesetzt.

Eine Möglichkeit, den Nachteilen von CFK zu begegnen, ist die Verknüpfung von CFK mit kostengünstigerem, glasfaserverstärktem Kunststoff (GFK), um in einem hybriden Ansatz die teuren aber hochsteifen Kohlenstofffasern belastungsgerecht in einem Laminat bzw. Bauteil mit GFK zu kombinieren. Interlaminare Eigenspannungen (iE), die aus dem unterschiedlichen thermischen Ausdehnungsverhalten der Verstärkungsfasern resultieren, müssen bei diesem Ansatz besonders beachtet werden. Ziel der vorliegenden Arbeit ist es deshalb, die iE in UD Tape basierten PA6 Hybridlaminaten zu quantifizieren sowie deren Einfluss auf die dynamischen 3-Punkt Biegeeigenschaften zu untersuchen. Zudem wird der Einfluss einer Wärmebehandlung auf die iE und die mechanischen Kennwerte ermittelt. Ziel ist es ferner, wissenschaftliche Grundlagen für den industriellen Einsatz dieser Werkstofftechnologie zu erarbeiten. Infolgedessen werden eine Kostenreduktion von 30 % und eine Verbesserung der CO₂-Bilanz um 50 % gegenüber reinem CFK angestrebt.

Die Messbarkeit der iE mittels der analytischen Bohrlochmethode wird im Rahmen dieser Arbeit nachgewiesen, womit Korrelationen zwischen den vorherrschenden Spannungen und den mechanischen Eigenschaften ermöglicht werden. Die iE in den Hybridlaminaten führen zur vorzeitigen Rissbildung in der Grenzfläche zwischen Glas- und Kohlenstofffaserlagen und folgerichtig zu versagensinitiiierenden Delaminationen. Durch die Materialermüdung unter dynamischer Last reduziert sich die maximal ertragbare Spannung von Hybridlaminaten aufbauunabhängig um 21% bis 25 % gegenüber einer statischen Biegebeanspruchung. Beim CF Monomaterialaufbau liegt dieser Rückgang bei 18 %.

Die Analyse der dynamischen Biegeeigenschaften bei einer Temperatur von +90 °C zeigt, dass der Einfluss der iE im Material auf die mechanischen Eigenschaften durch die erhöhte Umgebungstemperatur reduziert wird. Bei dieser erhöhten Umgebungstemperatur versagen Hybridlaminat unter einer dynamischen 3-Punkt Biegebelastung bei Spannungswerten, die bei über 95 % der statischen Biegefestigkeit liegen. Während allerdings bei RT ein positiver Hybrideffekt (HE) von 3 % für ein Sandwich-Hybridlaminat festgestellt werden kann, fällt dieser Kennwert bei +90 °C auf -28 %. Hintergrund ist ein versagensauslösendes vorzeitiges Ausknicken der Kohlenstofffasern auf der Druckseite und ein daraus folgendes katastrophales Versagen der Probe.

Weiterhin wurde der Effekt einer mehrstündigen Wärmebehandlung untersucht. Durch diese können die iE eliminiert werden, was eine Verbesserung der dynamischen Biegefestigkeit nach sich zieht. Ein alternierendes Hybridlaminat erreicht damit bei RT über +90 % der dynamischen Festigkeit eines CFK Laminates bei 35 % geringeren Kosten. Der dynamische HE der getemperten Hybridlaminat beläuft sich dabei auf 18 %, gegenüber -4 % im unbehandelten Zustand.

Abstract

Carbon fibre reinforced plastics (CFRP) with a high weight-specific stiffness have been used for highly loaded structural components in racing cars since the early 1980s. Subsequent exploitation in conventional sports cars (Lamborghini and Ferrari) from the 1990s onwards was followed by the first use of CFRP in BMW's i3 and i8 serial electric vehicles. However, due to the additional costs compared to metallic structures and the poor CO₂ balance of carbon fibres, this material technology has so far rarely been used in other mass production vehicles (e.g. BMW G11).

An approach of countering the disadvantages of CFRP is to combine it with more cost-effective, glass-fibre-reinforced plastic (GFRP) in order to mix the expensive but highly stiff carbon fibres in a laminate or component with GFRP in a hybrid, load-specific manner. The major limitations associated with this approach are interlaminar residual stresses resulting from the different thermal expansion behaviour of the reinforcing fibres. The aim of the present work is therefore to quantify the interlaminar residual stresses in UD tape based PA6 hybrid laminates and to investigate their influence on the dynamic 3-point bending properties. In addition, the effect of a heat treatment on the interlaminar residual stresses and the mechanical properties will be determined, thus creating a scientific basis for the industrial application of this material technology. As a target result, a cost reduction of 30 % and an improvement of the CO₂ footprint by 50 % compared to pure CFRP are aimed for.

The measurability of the interlaminar residual stresses by means of the analytical hole drilling method is proven in the context of this work, which enables the determination of correlations between the existing stresses and the resulting mechanical properties. The interlaminar residual stresses in the hybrid laminates lead to a premature crack formation in the interface between glass and carbon fibre layers and consequently to failure-initiating delaminations. Due to material fatigue under dynamic load, the maximum stress that hybrid laminates can bear is reduced by 21 % to 25 % compared to the corresponding static bending strength, regardless of the lay-up design. For the carbon fiber monomaterial structure, this decrease is 18 %.

The analysis of the dynamic bending properties at a temperature of +90 °C shows that the influence of the interlaminar residual stresses in the material on the mechanical properties declines with increasing ambient temperature. At this ambient temperature hybrid laminates fail under a dynamic 3-point bending load at stress values exceeding 95 % of the static bending strength. However, while at room temperature a positive hybrid effect of 3 % can be observed for a sandwich hybrid laminate, at +90 °C this characteristic value drops to -28 %. The reason is a premature buckling of the carbon fibres on the pressure side which initiates the resulting catastrophic failure of the sample.

The effect of a heat treatment lasting several hours was also investigated. This allows the interlaminar residual stresses to be eliminated, resulting in an improvement of the dynamic bending strength. At room temperature an alternating hybrid laminate thus achieves over +90 % of the dynamic strength of a CFRP laminate at 35 % lower costs. The dynamic hybrid effect of the heat-treated hybrid laminates is 18 %, compared to -4 % in the untreated state.

Inhaltsverzeichnis

Kurzfassung	I
Short Summary	II
Danksagung	III
Inhaltsverzeichnis	IV
Wiederkehrende Abkürzungen	VII
Formelzeichen	VIII
1 Einleitung und Motivation	1
2 Stand der Wissenschaft und Technik	5
2.1 Pseudo-duktilen Materialverhalten von duroplastischen Faserverbundkunststoffen .	6
2.2 Mechanische Eigenschaften von glas- und kohlenstofffaserverstärkten Hybridverbundkunststoffen unter statischer Belastung.....	7
2.2.1 Zugeigenschaften	8
2.2.2 Druckeigenschaften	11
2.2.3 Biegeeigenschaften	12
2.3 Eigenspannungen in Hybridverbundkunststoffen und deren Quantifizierung	16
2.3.1 CTEs und Eigenspannungen im Faserverbund.....	16
2.3.2 Interlaminare Eigenspannungen	18
2.3.3 Messung von interlaminaren Eigenspannungen	20
2.4 Einfluss der Umgebungstemperatur auf die Biegeeigenschaften von Hybridverbundkunststoffen.....	22
2.5 Duroplastische Hybridverbundwerkstoffe unter dynamischer Beanspruchung.....	22
2.6 Gegenüberstellung von thermoplastischen und duroplastischen Hybridverbundwerkstoffen.....	24
2.7 Thermoplastische Faserverbundwerkstoffe für die automobilen Großserie	25
3 Gegenstand und Zielsetzung der Arbeit	30
4 Verwendete Materialien und experimentelles Vorgehen	33
4.1 Thermoplastische unidirektional verstärkte Tapes (UD-Tapes)	33
4.2 Bestimmung des Faservolumengehalts.....	34
4.2.1 Glasfaserverstärkte UD-Tapes.....	34
4.2.2 Kohlenstofffaserverstärkte UD-Tapes	34
4.3 Dynamische Differenzkalorimetrie.....	34

4.4	Dynamisch mechanische Analyse (DMA).....	35
4.5	Evaluierung der Vorkonsolidierungsqualität mittels der scheinbaren interlaminaren Scherfestigkeit	36
4.6	Laminatherstellung.....	37
4.6.1	Vorkonsolidierung der Gelege.....	37
4.6.2	Endkonsolidierung	38
4.7	Stapelreihenfolgen der Lamine und Steifigkeitsberechnung	40
4.8	Probenkonditionierung	45
4.9	Bestimmung der interlaminaren Eigenspannungen mittels Bohrlochanalyse	45
4.9.1	Oberflächenvorbehandlung.....	45
4.9.2	Messmethode	45
4.10	Charakterisierung der 3-Punkt Biegeeigenschaften.....	48
4.10.1	Statisch.....	48
4.10.2	Dynamisch im Laststeigerungsversuch.....	49
4.11	In-situ REM Versagensanalyse	50
5	Ergebnisse und Diskussion.....	53
5.1	Thermisch-physikalische Eigenschaften der Halbzeuge.....	53
5.1.1	DSC.....	53
5.1.2	DMA	54
5.1.3	Zusammenfassung	56
5.2	Einfluss der Vorkonsolidierung auf Eigenschaften und Struktur.....	56
5.2.1	Definition von Vorkonsolidierungsqualitäten.....	57
5.2.2	Einfluss der Vorkonsolidierungsqualität auf die mechanischen Eigenschaften .	60
5.2.3	Zusammenfassung	62
5.3	Interlaminare Eigenspannungen in thermoplastischen Hybridlaminaten.....	63
5.3.1	Auswertungsmethode zur Darstellung der interlaminaren Eigenspannungen...	63
5.3.2	Eigenspannungsprofil in Abhängigkeit der Stapelreihenfolge.....	64
5.3.3	Zusammenfassung	71
5.4	Statische 3-Punkt Biegeeigenschaften	71
5.4.1	Bei Raumtemperatur.....	72
5.4.2	Versagensanalyse unter in-situ-REM.....	74
5.4.3	Bei -30 und +90 °C	79
5.4.4	Theoretische Berechnungen und statischer Hybrideffekt	81
5.4.5	Zusammenfassung	84
5.5	Ermüdungsverhalten unter dynamischer 3-Punkt Biegebeanspruchung.....	86

5.5.1	Monomateriallamine	86
5.5.2	Hybridlamine	88
5.5.3	Auswertung von Hysteresisschleifen	90
5.5.4	Zusammenfassung	92
5.6	Einfluss der Umgebungstemperatur auf die dynamischen Eigenschaften	93
5.6.1	Monomateriallamine	93
5.6.2	Hybridlamine	95
5.6.3	Auswertung von Hysteresisschleifen	97
5.6.4	Zusammenfassung	99
5.7	Bestimmung des dynamischen Hybrideffekts	100
5.8	Versagensanalyse	102
5.8.1	Bruchbilder der unter Normalklima geprüften Monomateriallamine	102
5.8.2	Bruchbilder der unter Normalklima geprüften Hybridlamine	104
5.8.3	Bruchbilder der bei +90 °C geprüften Monomateriallamine	106
5.8.4	Bruchbilder der bei +90 °C geprüften Hybridlamine	107
5.8.5	Zusammenfassung	109
5.9	Wärmebehandlung von Hybridlaminen	110
5.10	Dynamische Biegeeigenschaften spannungsfreier Hybridlamine	113
6	Zusammenfassung und Ausblick	115
6.1	Ergebnisüberblick	115
6.2	Übertragung der Erkenntnisse auf ein Demonstratorbauteil im Industriemaßstab	117
6.3	Ausblick	121
7	Literaturverzeichnis	123
8	Publikationen	131

Wiederkehrende Abkürzungen

3PB	3-Punkt Biegung
A/D	Verhältnis von Auflagerabstand zu Probendicke
A-ILSS	engl. <i>apparent interlaminar shear strength</i>
CF	kohlenstofffaserverstärkt (engl. <i>carbon fiber</i>)
CFK	kohlenstofffaserverstärkter Kunststoff
CLT	Klassische Laminattheorie (engl. <i>classical laminate theory</i>)
CT	Computertomographie
CTE	Wärmeausdehnungskoeffizient (engl. <i>coefficient of thermal expansion</i>)
DBP	Doppelbandpresse
DMA	Dynamisch-Mechanische Analyse
DSC	Dynamische Differenzkalorimetrie (engl. <i>differential scanning calorimetry</i>)
E-Modul	Elastizitätsmodul
FE	Flächeneinheiten
FVG	Faservolumengehalt
FVK	Faserverbundkunststoff
GF	glasfaserverstärkt
HE	Hybrideffekt
HM	engl. <i>high modulus</i>
HT	Hochtemperatur
IM	engl. <i>intermediate modulus</i>
PA6	Polyamid 6
PAN	Polyacrylnitril
PP	Polypropylen
REM	Rasterelektronenmikroskop
ROM	Mischungsregel (engl. <i>rule of mixture</i>)
RT	Raumtemperatur
TLA	Tapelegeanlage
UD	unidirektional

Formelzeichen

b	Breite
ε	Dehnung
E	Elastizitätsmodul (E-Modul)
h	Dicke
K_{Ic}	Kritischer Spannungsintensitätsfaktor Mode I
$[C_2/G_3/C/G_4]_{s0}$	Nomenklatur zur Darstellung von Stapelreihenfolgen. <i>Hier: symmetrisches unidirektional faserverstärktes Laminat</i>
r_h	Hybridverhältnis
σ	Spannung
T_{g0}	Glasübergangstemperatur bestimmt nach der Tangentenmethode
V	Faservolumenanteil

1 Einleitung und Motivation

Prof. em. Dr.-Ing. Dr. h.c. Gottfried W. Ehrenstein beschreibt in dem von ihm verfassten Fachbuch „Faserverbundkunststoffe, Werkstoffe – Verarbeitung – Eigenschaften“ sog. Hybridgewebe, bei denen „besonders positive Eigenschaften verschiedener Fasern entsprechend der Anwendung durch Kombination im Gewebe genutzt“ ([1], S. 27) werden.



Abbildung 1 Prof. em. Dr.-Ing. Dr. h.c. Gottfried W. Ehrenstein (links) und der Verfasser dieser Arbeit am 6. Dezember 2014

Dadurch kann neben den mechanischen Eigenschaften (Steifigkeit, Festigkeit) die Kostenstruktur von Faserverbundbauteilen komponentenspezifisch optimiert und somit der Einsatz in Leichtbauanwendungen mit komplexen Anforderungen ermöglicht werden.

Dieser vielversprechende Ansatz der Mischung unterschiedlicher Fasern in einem Laminat kann jedoch zu intrinsisch werkstoffschwächenden Spannungszuständen führen. Insbesondere bei Faserverbunden mit thermoplastischer Matrix, die eine „schwierigere Imprägnierung wegen hoher Viskosität“ der Matrix aufweisen und deshalb „hohe Verarbeitungstemperaturen“ ([1], S. 179) erfordern, kommt es bei der Herstellung zu einer hohen thermischen Belastung.

Beispielsweise wird bei der Formgebung von Faserverbundbauteilen mit einem PA6 Matrixsystem in wenigen Sekunden ein großer Temperaturbereich zwischen 300 °C und RT durchlaufen. Während der CTE der Glasfasern in diesem Temperaturbereich mit etwa $5 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ positive Werte aufweist [1], zeigt die Kohlenstofffaser in Faserrichtung ein teilweise negatives Wärmeausdehnungsverhalten (siehe Abbildung 2).

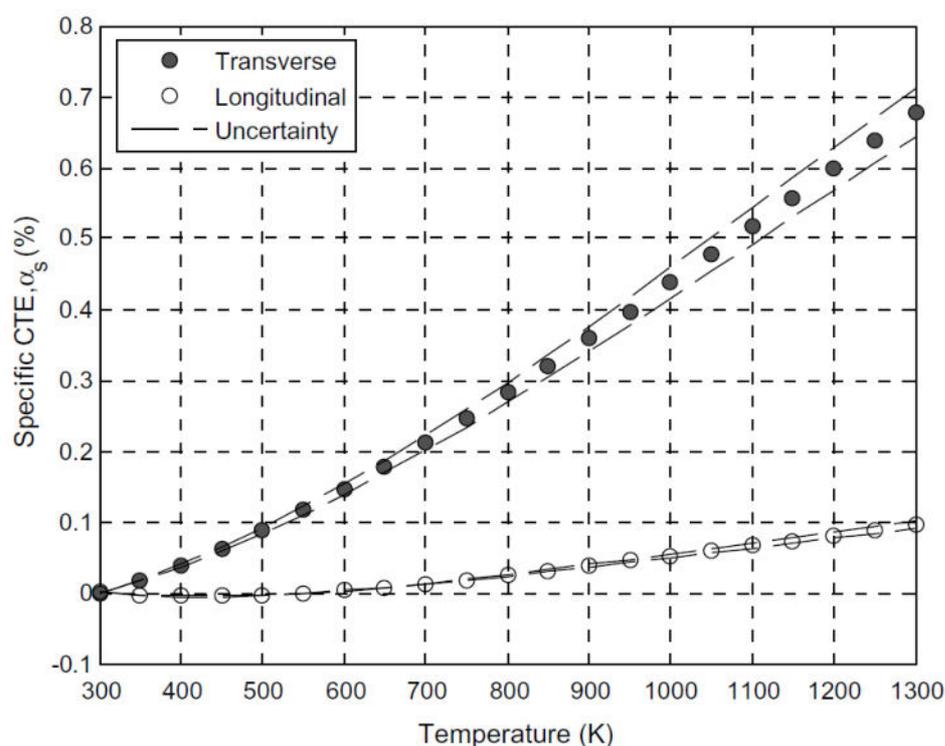


Abbildung 2 Spezifischer Wärmeausdehnungskoeffizient einer PAN basierten Kohlenstofffaser. Die Längenänderung wird auf die Länge der Faser bei RT normiert [2].

Bei UD-Tape basierten multidirektionalen Hybridlaminaten mit Glas- und Kohlenstofffaserverstärkung führt dies aufgrund der abweichenden Wärmeausdehnungskoeffizienten der Fasern zu thermisch bedingten interlaminaren Eigenspannungen.

Allerdings sind der Fachliteratur bisher keine Informationen über die Messung dieser Eigenspannungen und deren Auswirkungen auf die mechanischen Eigenschaften der thermoplastischen Hybridlaminat sowie dem Einfluss auf resultierende Endbauteile zu entnehmen.

Diese werkstoffwissenschaftlichen Fachkenntnisse sind jedoch zwingend erforderlich, um das Potential von Hybridlaminaten vollends ausschöpfen und den Ersatz von metallischen Strukturen in z. B. Kraft- und Luftfahrzeugen ermöglichen zu können. Das Anwendungsspektrum der Faserverbundtechnologie könnte dadurch deutlich erweitert werden.

Die vorliegende Dissertation widmet sich deshalb der Quantifizierung der interlaminaren Eigenspannungen in thermoplastischen Hybridlaminaten und deren Effekt auf den Schädigungsverlauf unter einer praxisnahen statischen und dynamischen 3-Punkt Biegebelastung. Zudem wird der Einfluss der Stapelreihenfolge der Glas- und Kohlenstofffaser UD-Tapes sowie der Umgebungstemperatur auf die resultierenden mechanischen Eigenschaften (Steifigkeit und Festig-

keit) sowie das Versagensverhalten untersucht. Bezugnehmend auf die bestehende Fachliteratur wird der Hybrideffekt der PA6 Hybridlamine bestimmt und dessen Temperatursensitivität analysiert. Ergänzt werden diese Forschungsarbeiten durch die Bestimmung des dynamischen Hybrideffekts auf Basis der Ermüdungseigenschaften der Lamine.

Zunächst war es allerdings erforderlich, eine Methode zur Auswertung der anhand einer Bohrlochanalyse ermittelten Materialverschiebungen und der damit korrelierenden Eigenspannungen zu entwickeln. Die Deformationen auf der Oberfläche eines Laminates, die durch eine lokale Materialentnahme in Dickenrichtung hervorgerufen werden, stellen ein Maß für die im Werkstoff vorherrschenden Eigenspannungen dar und können mittels der elektronischen „Speckle-Pattern-Interferometrie“ (ESPI) detektiert werden. Pixelweise Verschiebungen werden durch eine Segmentierung eingeteilt und durch eine Mittelwertbildung zusammengefasst. Die Darstellung des Verschiebungsprofils und die Umrechnung der Dehnungen unter Zuhilfenahme des Hook'schen Gesetzes ermöglicht die qualitative und quantitative Evaluierung der resultierenden interlaminaren Eigenspannungen.

Daraufhin werden die Ermüdungseigenschaften von thermoplastischen Hybridlaminaten mit variierenden Stapelreihenfolgen unter einer dynamischen 3-Punkt Biegebeanspruchung ermittelt, wozu bis dato nur vereinzelte Veröffentlichungen existieren [3]. Anhand der Auswertung von Hysteresisschleifen ist sowohl eine Bestimmung der Verlustarbeit als auch in Kombination mit CT-Aufnahmen der Bruchflächen die Analyse des Schadensverlaufs im Laminat möglich. In der Automobilindustrie wird für Strukturbauteile typischerweise eine Gebrauchstemperatur über 80 °C gefordert. Ausgehend davon werden die Ermüdungseigenschaften bei erhöhter Umgebungstemperatur (+90 °C) untersucht, was eine deutliche Reduktion des E-Moduls des stabilisierenden Matrixsystems zur Folge hat.

Mit einer Wärmebehandlung der Hybridlamine oberhalb der Glasübergangstemperatur von PA6 werden Kriechrelaxationseffekte in der Matrix hervorgerufen, um einen Abbau der interlaminaren Eigenspannungen zu erzielen. Der Einfluss der strukturellen Veränderung im Faserverbundlaminat auf die dynamischen Biegeeigenschaften wird abschließend untersucht.

Aufbauend auf diesen Erkenntnissen werden Korrelationen zwischen den Stapelreihenfolgen, den interlaminaren Eigenspannungen und den resultierenden Ermüdungseigenschaften der Hybridlamine abgeleitet. Durch diese fundamentalen Zusammenhänge können Konstruktionsrichtlinien sowie Sicherheitsbeiwerte für Festigkeitsberechnungen für hybride, thermoplastische Faserverbundbauteile definiert und damit ein weiterer Schritt in Richtung einer Großseri-

enanwendung gemacht werden. Simulationsmethoden wie beispielsweise die von Prof. em. Stephen W. Tsai können ferner um die Berechnung von dynamischen Festigkeitskennwerten erweitert werden [4].

2 Stand der Wissenschaft und Technik

Als Pionier der Hybridisierung von Faserverbundkunststoffen (FVK) gilt der Japaner Tsuyoshi Hayashi. Er stellte fest, dass die Bruchdehnung von kohlenstofffaserverstärkten (CF) Laminaten durch die Kombination mit Glasfasern (GF) um 40 % erhöht werden kann, und bezeichnete dies erstmalig als Hybrideffekt (HE) [5,6]. Neben der grundlegenden Motivation, Synergieeffekte im Hybridwerkstoff zu erzielen, in dem nachteilige Eigenschaften der einzelnen Verstärkungsfasern kompensiert werden, wird die Hybridisierung auch zur Reduzierung der Materialkosten von Faserverbundlaminaten genutzt [3]. Die Art und Weise, wie zwei Faserarten miteinander kombiniert werden, hat einen großen Einfluss auf die sich einstellenden Eigenschaften. Folgende grundsätzliche Anordnungen können dabei unterschieden werden [7]:

- Alternierende Anordnung der mit unterschiedlichen Fasern verstärkten Schichten nach einer regelmäßigen Anordnungssequenz, z. B. $[C_2/G_3/C/G_4]_s$ (interlaminare Hybride)
- Wechselseitige Anordnung verschiedener Faserarten in textilen Gebilden, z. B. Hybridgarne und Hybridgewebe, die anschließend zu FVK weiterverarbeitet werden (intralaminare Hybride)
- Statistische Zufallsmischung der beiden Faserarten (z. B. bei Kurzfaserverstärkung)

In der Regel werden Fasern mit einem höheren Elastizitätsmodul (E-Modul) mit Fasern einer höheren Bruchdehnung kombiniert. Dabei sind die Fasern mit höherer Bruchdehnung in der Regel günstiger und erhöhen die Bruchdehnung des Verbundes, während die steiferen Fasern vorrangig zur Erhöhung des E-Moduls des Verbundes beitragen [8].

Der E-Modul eines hybriden FVK mit Kombination zweier Faserarten (A/B) kann über die Mischungsregel (engl. *Rule of Mixture* = ROM) berechnet werden [7]:

$$E_{Hybrid} = E_A \cdot V_A + E_B \cdot V_B \quad (1)$$

E = Modul des faserverstärkten Monomaterials | $V_{A/B}$ = Volumenanteil des Monomaterials im Hybrid

Zur Berechnung der Festigkeiten der Faserverbundlamine sind komplexere Kalkulationen erforderlich, die belastungsabhängige Versagensmechanismen (Faserbruch, Delaminationen, Faser „pull-out“, etc.) berücksichtigen.

Im nachfolgend zusammengefassten Stand der Technik werden im Wesentlichen Erkenntnisse zu endlosfaserverstärkten, schichtweisen (interlaminaren) CF/GF Hybridverbundkunststoffen

behandelt. Sollte es sich um Arbeiten mit intralaminaren Hybridgewebeschichten oder um Kurz- und Langfaser-Hybride handeln, wird dies explizit bemerkt.

2.1 Pseudo-duktiles Materialverhalten von duroplastischen Faserverbundkunststoffen

Die wesentliche Motivation der Hybridisierung von duroplastischen CF FVK mit GF ist die Erhöhung der Duktilität des Bauteils und die Vermeidung eines katastrophalen Versagens in Form eines Sprödbruchs [6,8–11]. Als vorrangige Materialeigenschaften werden daher in Publikationen die Bruchdehnung sowie die Schlagzähigkeit der Hybridlamine behandelt. Die Erhöhung der Bruchdehnung gegenüber dem CF Monomaterial wird dabei als pseudo-duktiler Verhalten bezeichnet und wird mit dem sog. Hybrideneffekt umschrieben [12–15]. *Swolfs* fasste 2014 in einer Veröffentlichung den Stand der Technik zu hybriden Faserverbundwerkstoffen ausführlich zusammen [3]. Dabei geht er neben dem Hybrideneffekt auf Materialmodelle und die mechanischen Eigenschaften (Zug, Biegung, Schlagzähigkeit) ein. Das pseudo-duktiler Materialverhalten von Hybridlaminaten kann anhand der in Abbildung 3 dargestellten Spannungs-Dehnungs-Diagramme beschrieben werden.

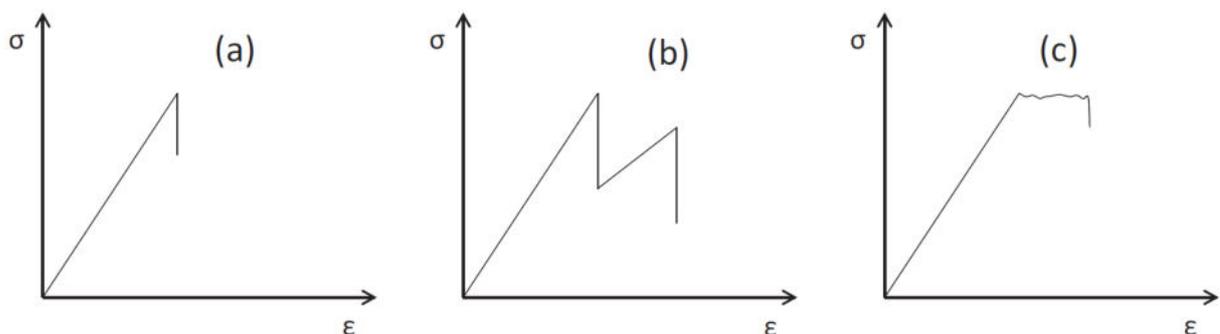


Abbildung 3 Schematische Darstellung der Spannungs-Dehnungs-Diagramme von (a) nicht-, (b) typischen- und (c) pseudo-duktilen Hybridverbundwerkstoffen [3]

Diagramm (a) zeigt die Kurve eines klassischen Monomateriallaminates mit einem schlagartigen, katastrophalen Versagen. Ein typischer Spannungsverlauf eines Hybridlaminates ist in Diagramm (b) zu sehen. Nach einem linear-elastischen Spannungsanstieg kommt es zu einem starken Kraftabfall, bei dem die hochmoduligen Fasern versagen. Im Anschluss daran folgt ein erneuter Spannungsanstieg mit einer geringeren Steigung, da die Fasern mit geringerem E-Modul die Kräfte aufnehmen, bis die Probe dann final bricht. Mit Hilfe des Wissens über den Einfluss der Stapelreihenfolge im Hybridlaminat auf den Schädigungsverlauf und damit die Kontrolle der Versagensmechanismen ist es möglich, ein sukzessives Bauteilversagen in mehreren Stufen her-

beizuführen (siehe Diagramm c). Dabei wird ein plötzlicher Spannungsabfall vermieden und eine hohe Bruchdehnung erzielt, sodass ein unerwarteter, katastrophaler Bruch (z. B. bei Fahrradrahmen) vermieden werden kann [11]. Zudem können bei der Bauteilauslegung einberechnete, technische Sicherheitsfaktoren reduziert werden.

Eine Grundvoraussetzung für ein pseudo-duktilen Werkstoffverhalten ist eine hohe Haftfestigkeit zwischen den Einzellagen des Laminates, um eine Kraftübertragung zwischen den unterschiedlichen Faserarten sicherstellen zu können [12,13]. Zudem können die spröden Fasern selbst nach einem Bruch bei guter Lagenhaftung noch Kräfte aufnehmen [5]. Unter einer Zugbelastung kann das pseudo-duktilen Verhalten (siehe Abbildung 3 c) bei einem UD Sandwichaufbau mit nur einer sehr dünnen ($< 50 \mu\text{m}$) CF Lage im Kern erzielt werden [12]. Dahingehend ist zu beachten, dass die Lagendicke eines Standard-Prepregs aus Luftfahrtanwendungen bei $125 \mu\text{m}$ liegt. Als Deckschichten fungieren im UD Sandwichaufbau GF Lagen mit einer Dicke von $> 500 \mu\text{m}$. Aufgrund des geringen Volumenanteils der CF Lagen erreicht man in diesem Fall nur einen sehr geringen E-Modul, was aus der Mischungsregel folgt.

In Abhängigkeit des Volumenanteils der CF Lagen und deren Dicken konnten unterschiedliche Versagensarten nachgewiesen werden [16], wobei lediglich ein Faserbruch der Kohlenstofffasern ohne anteilige Delamination zu einem pseudo-duktilen Versagen führt. Allerdings ist das Erreichen eines pseudo-duktilen Verhaltens lediglich mit geringem Faservolumengehalt der CF möglich, da ansonsten das spröde Versagensverhalten der CF dominiert [3].

Die meisten der bisherigen Forschungsarbeiten im Hinblick auf das pseudo-duktilen Werkstoffverhalten haben dieses auf die Zugeigenschaften der Hybridlamine bezogen. Es existieren aber auch bereits Untersuchungen zu anderen statischen mechanischen Eigenschaften, mit denen die Vorteile einer Hybridisierung aufgezeigt werden.

2.2 Mechanische Eigenschaften von glas- und kohlenstofffaserverstärkten Hybridverbundkunststoffen unter statischer Belastung

Es sind zahlreiche Veröffentlichungen vorhanden, die sich mit den statischen mechanischen Eigenschaften von duroplastischen Hybridverbundwerkstoffen befassen. Vordergründig sind das die Zugeigenschaften, mit denen auch das pseudo-duktilen Verhalten (siehe Kapitel 2.1) und damit der Hybrideffekt nachgewiesen werden kann. Daneben existieren aber auch vereinzelte Publikationen zu Druck- und Biegeeigenschaften, die nachfolgend beschrieben werden.

2.2.1 Zugeigenschaften

Für die in Zugversuchen gemessenen E-Moduln der Hybridlamine gilt in der Literatur als gesichert, dass keine Abweichungen von der ROM beobachtet werden können, und damit auch kein Hybrideffekt existiert [7]. Die Stapelreihenfolge spielt hinsichtlich des resultierenden E-Moduls somit keine signifikante Rolle. Für die Bruchdehnungen zeigte sich hingegen in nahezu allen Studien eine positive Abweichung von der Bruchdehnung des Monomateriallaminats [3]. In Tabelle 1 ist eine Übersicht von Autoren, die sich mit den Zugeigenschaften von Hybridlaminaten und dem Hybrideffekt hinsichtlich der Bruchdehnung befasst haben.

Tabelle 1 Beobachtete Hybrideffekte hinsichtlich der Bruchdehnung von duroplastischen GF und CF verstärkten Hybridverbundwerkstoffen unter Zugbelastung [5,8,9,13,14,17,18]

Autor	Jahr	Faserarchitektur	Stapelreihenfolgen	FVG	HE
Hyashi	1972	k. A.	$[G_3/C_2]_s$	50 – 60 %	40 %
Bunsel/ Harris	1974	UD Gelege	$[C/G]_s, [G/C]_s, [G/C/G]$	50 %	bis 85 %
Manders/ Bader	1981	UD Gelege	$[G/C/G]$	60 %	bis 46 %
Stevanovic/ Stecenko	1992	UD CF auf GF-Matte	Variables $[G/C/G]$ Sandwich	k. A.	~ -50 %
Pandya et al.	2011	CF Satin- und GF Leinwandgewebe	$[G_3/C_2]_s, [C_2/G_3]_s$	52 %	bis 90 %
Zhang et al.	2011	Köpergewebe	$[C_2/G_2]_s, [C/G_3]_s,$ $[C/G/C/G]_s$	45 %	bis 32 %
Wisnom et al.	2016	UD Gelege	$[G_2/C_2]_s, [G/C_3/G]$	41 - 50 %	bis 20 %

Es sind nur GF und CF verstärkte Hybridkunststoffe aufgeführt, in denen die Einzellagen zu einem flächigen interlaminaeren Hybridlaminat verarbeitet wurden. Bis auf Stevanovic (Polyesterharz) sind alle Faseraufbauten in eine Epoxidharz-Matrix eingebettet.

In den ersten Untersuchungen zu Hybridkunststoffen sind stets UD Lamine zum Einsatz gekommen, da Hybridisierungseffekte in diesem faserdominierend sind und der Einfluss von spannungsinduzierenden Schwindungseffekten der Matrix mit unter 5 % vernachlässigbar klein

sind [9]. Erst zu Beginn der 2000er Jahre hat man begonnen auch Hybridlaminat aus textilen Geweben aufzubauen und zu untersuchen. Die Spanne der beobachteten Hybrideffekte liegt zwischen -50 % und 90 %. Als Ursache für die große Streuung der aufgelisteten Hybrideffekte vermuten *Wisnom et al.* Abweichungen in den mechanischen Prüfungen der rein CF-verstärkten Referenzmaterialien [9]. Eine schlechte Probenpräparation führt dazu, dass die komplette Faserfestigkeit nicht genutzt bzw. die Bruchdehnung nicht erreicht wird und die Proben im Bereich der Probeneinspannungen versagen. Das verfälscht die Bestimmung des Benchmarks. Zudem sind Qualitätsunterschiede hinsichtlich der verwendeten Halbzeuge (Matrix, Faser) und der Faser-Matrix-Anbindung zu vermuten. Gemäß *Swolfs et al.* liegt der Hybrideffekt zusammenfassend zwischen 10 % und 50 % [3].

Die Berechnung der Zugfestigkeit eines endlosfaserverstärkten Hybridlaminates kann nicht mit der linearen ROM erfolgen, da die Versagensmechanismen eine dominante Rolle spielen. In der Literatur wird die sogenannte bi-lineare ROM als Versagensmodell für hybride FVK verwendet [14]. Dabei wird angenommen, dass alle Verstärkungsfasern eines hybriden FVK unter Zugbelastung die gleiche Dehnung erfahren und beim Erreichen ihrer Bruchdehnung versagen. Das Diagramm zur Vorhersage der theoretischen Festigkeit von CF/GF Hybridlaminaten nach *Manders/Bader* ist in Abbildung 4 dargestellt.

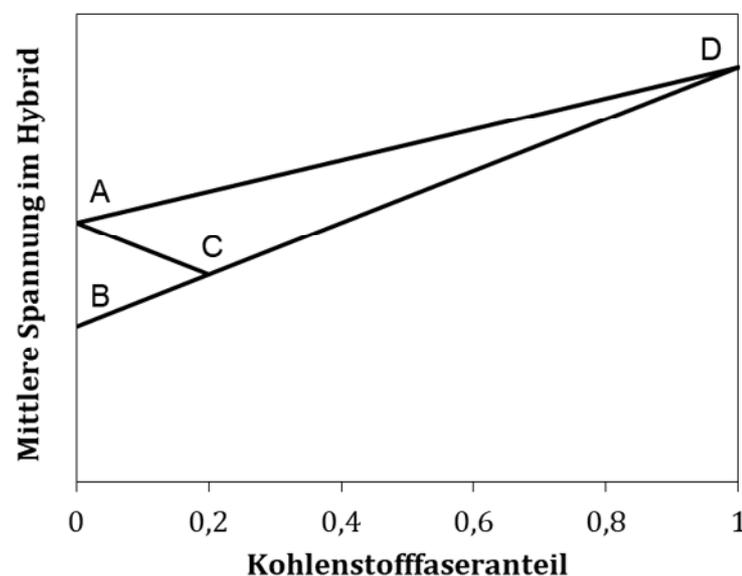


Abbildung 4 Theoretische Festigkeiten von CF/GF Hybridlaminaten in Abhängigkeit des Kohlenstofffaseranteils nach [14]. Die Punkte A und D entsprechen der Zugfestigkeit der Monomateriallaminat.

Die Gerade BD repräsentiert die Zugspannung, bei der die Bruchdehnung der CF erreicht ist und somit ein Versagen der Probe erwartet wird. Bei geringem Kohlenstofffaseranteil können die

Kräfte auf die GF Lagen übertragen werden. Die Zugfestigkeit des Hybridlaminates wird durch AC abgebildet. Links vom Punkt C ist somit die Bruchdehnung der GF das versagensdominierende Kriterium, während bei Erreichen der Gerade BC lediglich das Versagen der CF Lagen dargestellt wird. Danach übernehmen die zusätzlich auftretenden Kräfte die GF Lagen bis zur Zugfestigkeit des Hybridlaminates (AC). Liegt der Kohlenstofffaseranteil rechts von C, so können die GF Lagen die Kräfte nach dem Versagen der CF nicht mehr tragen und die Bruchdehnung der CF ist gleichzusetzen mit der Bruchdehnung des Hybridlaminats. ACD kennzeichnet somit die Zugfestigkeit des Hybridverbundkunststoffes. Die Kennwerte der Geraden AC und CD können über die Grundlagenberechnungen nach [19] bestimmt werden. Eine Abweichung der ermittelten Festigkeit von den beschriebenen Versagenskriterien und der Linie ACD (bi-lineare ROM) wird als positiver oder negativer HE bezeichnet [14].

Als Gründe für den Hybrideffekt werden laut *Swolfs et al.* Eigenspannungen, Änderungen in der Schädigungsentwicklung, Skalierungseffekte und dynamische Spannungskonzentrationen, die zum finalen Versagen führen, genannt.

Der Anstieg der Bruchdehnung bei Hybridlaminaten gegenüber CF Monomateriallaminaten kann zum Teil auf die bei der Herstellung der hybriden FVK entstehenden thermischen Eigenspannungen in den CF Lagen zurückgeführt werden. Beim Abkühlen von der Prozesstemperatur bei der Herstellung (je nach Matrixsystem 150 °C – 250 °C) auf RT dehnen sich die CF aus oder schrumpfen minimal (CTE: $-1 - 1 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$), während sich die GF und die Matrix stark zusammenziehen (positive thermische Ausdehnungskoeffizienten).

Die Druckspannungen führen zu einer elastischen Stauchung der CF, die unter Zugbelastung zunächst zurückfedert, bevor die CF elastisch gedehnt wird. Jedoch kann diese Stauchung infolge von Druckspannungen in den CF lediglich für ein Zehntel der beobachteten, zusätzlichen Bruchdehnung verantwortlich sein [13].

Daneben können Änderungen in der Schädigungsentwicklung ebenfalls zum Hybrideffekt beitragen. Versagt eine einzelne Faser, dann übertragen Schubkräfte in der umgebenden Matrix die Spannung auf umliegende Fasern und auch auf die gebrochene Faser zurück. Dies führt zu Spannungsspitzen und zu einer erhöhten Versagenswahrscheinlichkeit der umliegenden Fasern. Erhöht sich die Spannung weiter, führt das zu großen Versagensbereichen und damit zum finalen Probenversagen [20]. Hybridlaminat können diese Schädigungsentwicklung durch das sog. „bridging“ behindern. Die Fasern mit hoher Bruchdehnung überbrücken die gebrochenen Fasern

mit geringer Bruchdehnung. Dadurch wird das Wachstum der Versagensbereiche mit gebrochenen Fasern behindert [21,22].

Auch der Skalierungseffekt begünstigt eine höhere Bruchdehnung und damit den Hybrideffekt. In einem Hybridlaminat ist das Volumen der Fasern mit geringer Bruchdehnung kleiner als im entsprechenden Monomateriallaminat (bei gleichem Volumen der Probe). Aus diesem Grund ist die Versagenswahrscheinlichkeit der Faser im Hybridlaminat geringer und eine höhere Bruchdehnung möglich [23,24].

Schließlich werden dynamische Spannungskonzentrationen als Gründe für einen Hybrideffekt aufgeführt. Beim Faserbruch entstehen Spannungswellen, die entlang jeder Faser verlaufen und zu einer vorübergehenden Spannungskonzentration führen [25]. Verwendet man mehrere Fasertypen, verlaufen die Spannungswellen phasenverschoben zueinander, was zu geringeren Spannungskonzentrationen im Hybridlaminat führt. Dieser Effekt ist laut *Swolfs et al.* allerdings noch unzureichend erforscht [26].

Zusammenfassend kann festgehalten werden, dass für hybride CF/GF FVK in Bezug auf die Bruchdehnung und Festigkeit Hybrideffekte existieren, deren Größe aber stark vom CF/GF-Verhältnis und weiteren Parametern, wie Faserarchitektur, Probenpräparation und Faservolumengehalt abhängen. Für den E-Modul wurde in Studien die Gültigkeit der ROM nachgewiesen und damit auch, dass kein Hybrideffekt bzgl. des E-Moduls existiert.

2.2.2 Druckeigenschaften

Die Druckeigenschaften von Hybridlaminaten spielen in Forschungsarbeiten nur eine untergeordnete Rolle [3]. Das Verhalten von Hybridlaminaten unter Druckbelastung ist somit nach bisherigen Untersuchungen nicht eindeutig geklärt. *Raghavalu et al.* konnten für CF/GF Hybridlamine abhängig von der Verstärkungsart eine maximal um 10 % erhöhte Bruchdehnung im Vergleich zum CF Monomateriallaminat nachweisen. Wie auch für Zugversuche stellten sie die Gültigkeit der ROM für den E-Modul fest [27]. Allerdings wurden in diesen Arbeiten Hybridgewebe verwendet. *Pandya et al.* ermittelten einen positiven HE auf die Druckfestigkeit (+10 % im Vergleich zu mit bi-linearer ROM berechneten Werten). Für die Bruchdehnung unter Druckbelastung konnten sie im Rahmen der Messgenauigkeit keinen signifikanten HE feststellen [8]. *Zhang et al.* berichten von einem negativen HE auf die Druckfestigkeit und Bruchdehnung von CF/GF Hybriden. Zusammenfassend kann demnach noch von keinen eindeutigen Ergebnissen gesprochen werden.

2.2.3 Biegeeigenschaften

Der Hybrideffekt bei komplexen Belastungsfällen, wie der Biegebelastung, ist noch nicht ausreichend verstanden und oft Ergebnis von Ungereimtheiten bei Schlussfolgerungen und Mechanismen [3].

Zhang *et al.* untersuchten gewebeverstärkte CF/GF Hybridlamine mit Epoxidmatrix unter einer 3-Punkt Biegebelastung mit folgenden Stapelreihenfolgen: $[C_2/G_2]_s$, $[C/G_3]_s$, $[C/G/C/G]_s$. Die Dicke der Lamine lag zwischen 2,5 und 3,5 mm. Der Faservolumengehalt der Hybridlamine lag bei 45 %. Es zeigte sich ein Einfluss der Stapelreihenfolge auf die Biegeeigenschaften. Im Allgemeinen kann durch die Positionierung der CF Lagen fern ab von der neutralen Phase der Biegeprobe der Biegemodul signifikant verbessert werden [18,28]. Mit dem doppelten Sandwichlaminat ($[C_2/G_2]_s$) konnten 89 % der Biegefestigkeit des CF Laminates erreicht werden. Die Hybridisierung zeigte bei $[C/G_3]_s$ und $[C/G/C/G]_s$ einen positiven Einfluss (1,78 % bzw. 1,81 % Bruchdehnung im Vergleich zu 1,69 % für CF-Monomateriallaminat) auf die Bruchdehnung. Bei $[C_2/G_2]_s$ war dieser Effekt nicht nachweisbar. Die Biegefestigkeit ist analytisch unter Anwendung der Kirchhoff'schen Plattentheorie berechnet worden. Man stellte für alle drei getesteten Hybridbauten negative quantitative Abweichungen von den berechneten Biegefestigkeitswerten fest. Qualitativ jedoch zeigte sich eine gute Übereinstimmung mit den Berechnungen, wie in Abbildung 5 zu sehen ist.

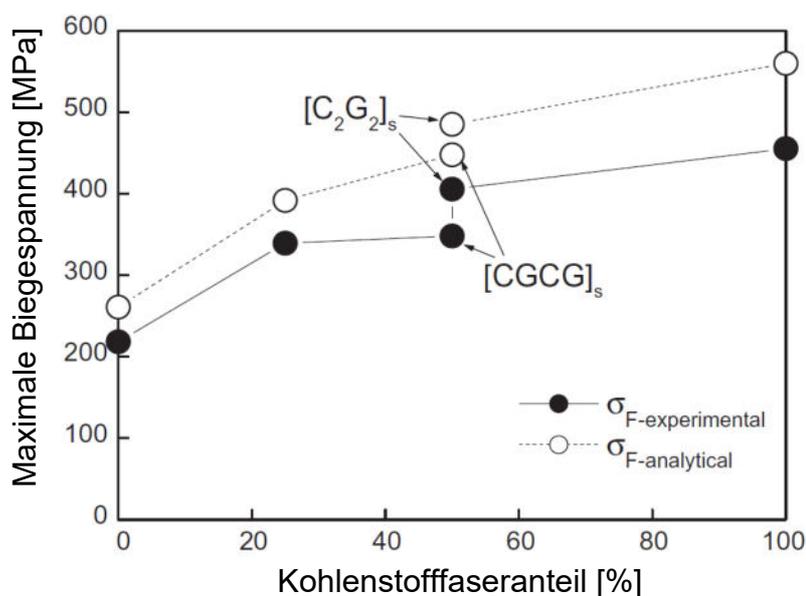


Abbildung 5 Biegefestigkeit verschiedener CF (Köpergewebe) / GF (Leinwandgewebe) Hybridlamine (FVG kombiniert ~45 %) mit Epoxidharz-Matrix nach [18]

Allerdings ist in der Veröffentlichung von *Zhang et al.* keine Definition des Hybrideffekts für Biegeeigenschaften zu finden. *Dong et al.* hingegen definierte den Hybrideffekt für die Biegefestigkeit als Abweichung von der Mischungsregel:

$$\lambda_h = \frac{\sigma_F}{\sigma_{FROM}} - 1 \quad (2)$$

Die Biegefestigkeit σ_{FROM} wurde wie folgt über die Mischungsregel berechnet:

$$\sigma_{FROM} = \sigma_{Fc}(1 - r_h) + \sigma_{Fg}r_h \quad (3)$$

σ_{Fc} und σ_{Fg} sind durch die Biegefestigkeiten der CF bzw. GF Monomateriallaminat definiert. Das Hybridverhältnis r_h berechnet sich nach:

$$r_h = \left(1 + \frac{h_c V_{fc}}{h_g V_{fg}} \right)^{-1} \quad (4)$$

Mit: h_c / h_g = Dicke Kohlenstofffaseranteil bzw. Glasfaseranteil
 V_{fc} / V_{fg} = Faservolumengehalt der CF bzw. der GF Lagen

Sie untersuchten unidirektionale, achtlagige CF/GF Hybridlaminat mit Epoxidharz-Matrix im 3-Punkt Biegeversuch, wobei die CF-Lagen auf der zugbelasteten Probenseite angeordnet waren ([G₇/C₁], [G₂/C₆], [G₃/C₅] usw.) [10]. Die Dicke der Laminat lag zwischen 1,59 und 1,77 mm. Es wurde der Einfluss des Faservolumengehalts, des Hybridverhältnisses und des Verhältnisses Auflagerabstand zu Probendicke (A/D) auf die Biegeeigenschaften untersucht. Durch Festigkeitsanalysen konnte festgestellt werden, dass das Versagen zumeist auf der Druckseite eintritt [29]. Der größte HE von etwa 31,95 % konnte bei einem Hybridverhältnis von 0,25 ([G₂/C₆]) festgestellt werden. Die Festigkeit übertraf dabei die des rein CF verstärkten Laminats um 16,6 % und war 42,58 % höher als die Biegefestigkeit des GF Monomateriallaminates. Der Faservolumengehalt der Einzellagen lag jeweils bei 70 %. Ab einem Auflagerabstand zu Probendicke Verhältnis von größer 32 kommt es zu keinem Einfluss auf die Biegefestigkeit mehr. Diese Erkenntnis deckt sich mit den Ergebnissen von *Miller, Admas* und *Mentock*, die ab einem Verhältnis von 35 bei Hybridlaminaten keinen signifikanten Einfluss von Schubspannungen mehr feststellen konnten [30,31]. Der praxisrelevante Biegemodul fand keine Berücksichtigung in dieser Veröffentlichung.

Aktuelle experimentelle Ergebnisse zu 3-Punkt Biegeeigenschaften von Hybridlaminaten stammen von *Nuruddin et al.* [32]. Dabei wurde ein A/D Verhältnis von 16:1 untersucht. Die Proben-dicken betragen 4,5 mm. Die Epoxidharz basierten CF Lagen waren mit einem Satingewebe und die GF Lagen mit einem Leinwandgewebe verstärkt. Die in Abbildung 6 dargestellten Stapelreihenfolgen wurden untersucht.

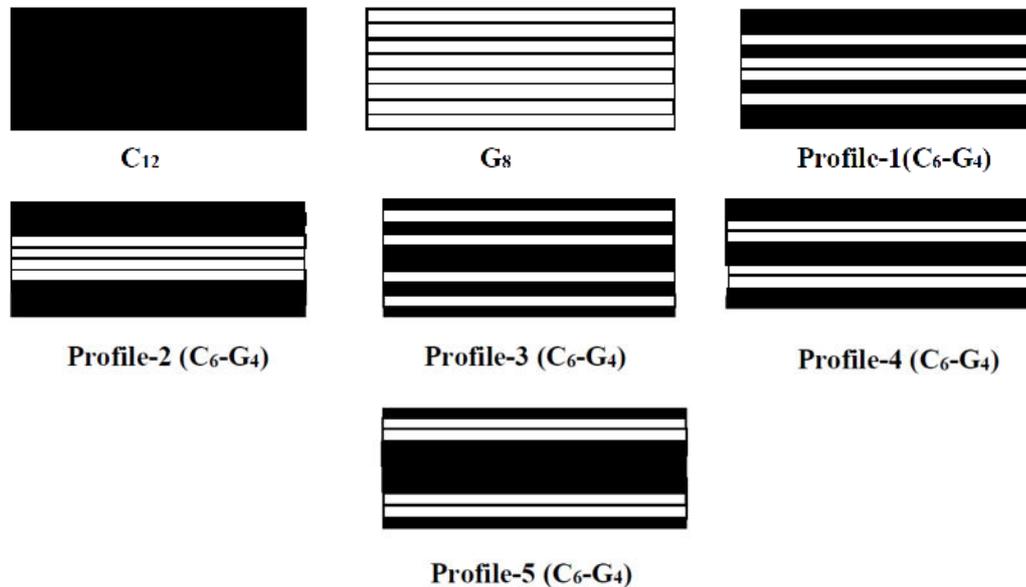


Abbildung 6 Stapelreihenfolgen von Hybridlaminaten mit CF Satingewebelagen ($h = 0,375$ mm) und GF Leinwandgewebelagen ($h = 0,563$ mm) mit einer jeweiligen Gesamtdicke der Laminatschichten von 4,5 mm nach *Nuruddin et al.* [32]

Die untersuchten Hybridlaminatschichten versagten hauptsächlich durch Delaminationen an der GF/CF-Grenzfläche. Höchstwahrscheinlich ist dies auf das geringe A/D Verhältnis zurückzuführen, das hohe Schubspannungen hervorruft. Aus den Ergebnissen geht in Übereinstimmung mit den Ergebnissen von *Zhang et al.* hervor, dass es möglich ist, bei hybriden FVK durch den Laminataufbau die Biegeeigenschaften signifikant zu beeinflussen. So eignet sich ein Sandwich-Design optimal für erhöhte Steifigkeit, während eine abwechselnde Anordnung der CF/GF Lagen die höchste Festigkeit und Durchbiegung bei Erreichen der maximalen Biegespannung aufweist. Allerdings widersprechen sich die beiden Untersuchungen in dem Punkt, dass *Nuruddin et al.* für Hybridlaminatschichten höhere Biegemoduln als für CF-Monomateriallaminatschichten bestimmten. Dies steht den experimentellen und analytisch berechneten Werten von *Zhang et al.* entgegen. Daher ist zu vermuten, dass es sich um einen Einfluss unterschiedlicher FVG handelt, die durch *Nuruddin et al.* nicht bestimmt und angegeben wurden. Eine konkrete Behandlung des Hybrideffektes ist nicht vorhanden. Dennoch haben die Messungen gezeigt, dass Hybridlaminatschichten durch eine geeignete Positionierung der Kohlenstofffasern auf der Zugseite höhere Biegefestigkeiten als das CF

Monomateriallaminat erreichen können [33]. Dabei wurde allerdings häufig der Biegemodul außer Acht gelassen, der ebenfalls von entscheidender Bedeutung bei der Bewertung von Faser-verbundlaminaten in der industriellen Praxis ist.

Die aktuellste Publikation zum Thema Hybridlaminat stammt von *Wu et al.* aus dem Jahre 2018. In dieser wurden die 3-Punkt Biegeeigenschaften von 3, 4 und 5-lagigen (Lagendicke jeweils 0,8 mm) interlaminaren, gewebeverstärkten CF/GF Hybridlaminaten (Epoxidmatrix) untersucht. Der Faservolumengehalt der Hybridlaminat lag bei 50 % und die Verhältnisse zwischen GF und CF Lagen bei 1:1, 1:2, 1:3, oder 1:4. Das A/D Verhältnis wurde mit 20 relativ niedrig gewählt. Es wurde verdeutlicht welche Spannungsunterschiede in einem Hybridlaminat unter einer Biegebeanspruchung resultieren. Exemplarisch ist in Abbildung 7 der Spannungsverlauf in einem Sandwich Hybridlaminat dargestellt.

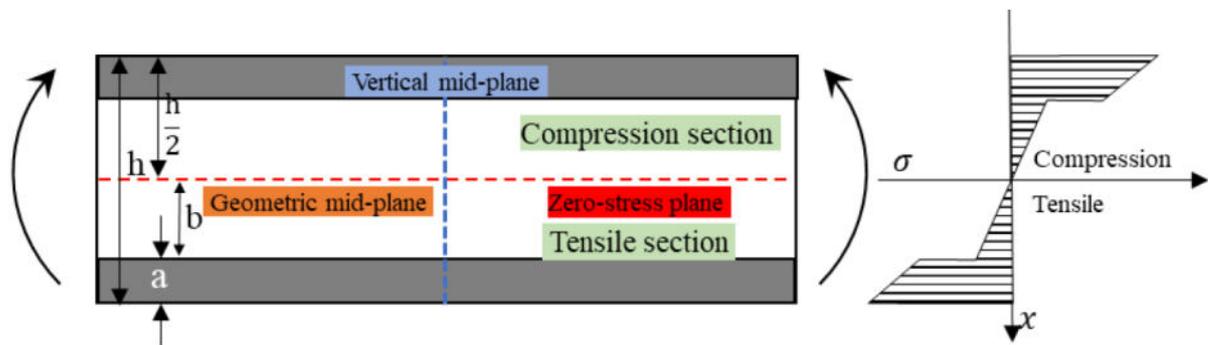


Abbildung 7 Schematische Darstellung eines Sandwich Hybridlaminates und die Darstellung des Spannungsverlaufs unter einer 3-Punkt Biegebeanspruchung. Grau: CF Lagen, weiß: GF Lagen

Da sich die Spannungswerte auf Druck- und Zugseite aufheben, können diese über nachfolgende Gleichung bestimmt werden.

$$\int_0^b E_{LT} \varepsilon(x) dx + \int_b^{\frac{h}{2}} E_{HT} \varepsilon(x) dx + \int_0^{-b} E_{LC} \varepsilon(x) dx + \int_{-b}^{-\frac{h}{2}} E_{HC} \varepsilon(x) dx = 0 \quad (5)$$

E_{LT} entspricht dem Zugmodul der Lagen mit höherer Bruchdehnung (GF) und E_{HC} dem Druckmodul der Faser mit niedrigerer Bruchdehnung (CF). Resultierend aus den Ergebnissen wurde abgeleitet, dass das Hybridverhältnis nur einen geringen Einfluss auf den Biegemodul hat. Stattdessen wirkt sich die Stapelreihenfolge signifikant auf den Modul aus, sodass hier ein hohes Designpotential existiert [34]. Zudem muss die Anzahl an CF Lagen auf der Druckseite möglichst gering gehalten werden, da die aufgebrachten Spannungen in diesem Bereich verhältnismäßig hoch sind (siehe Abbildung 7), aber die Druckfestigkeit der CF Lagen auf einem ähnlichen Ni-

veau liegt wie die der GF Lagen. Dies führt zu einem meist dominierenden Versagen auf der Druckseite von Hybridlaminaten unter 3-Punkt Biegebeanspruchung.

2.3 Eigenspannungen in Hybridverbundkunststoffen und deren Quantifizierung

Die Gründe für den in Kapitel 2.2 beschriebenen Hybrideffekt sind Eigenspannungen, dynamische Spannungskonzentrationen, Skalierungseffekte und Änderungen in der Schädigungsentwicklung [13,14,21]. Die Eigenspannungen entstehen aufgrund der unterschiedlichen Wärmeausdehnungskoeffizienten der Verstärkungsfasern bzw. der Einzellagen und werden darüber hinaus durch variierende Lagenorientierungen im Laminat verstärkt. Je größer der Temperaturbereich ist, der während der Herstellung der Laminat durchlaufen wird, desto höher sind die resultierenden Eigenspannungen im Laminat. Bei einem CF/GF Hybridlaminat liegen die CTEs der Kohlenstofffaser in Faserrichtung zwischen $-1 \cdot 10^{-6}$ bis $+1 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$, während der CTE der Glasfasern $5 - 10 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ beträgt [14,35–37].

2.3.1 CTEs und Eigenspannungen im Faserverbund

Entscheidend für die resultierenden Eigenspannungen in einem Faserverbundkunststoff sind die thermischen Eigenschaften der Materialien im Faser-Matrix Verbund. Wie in Abbildung 8 zu sehen ist, existiert ein nichtlinearer Zusammenhang zwischen dem CTE und dem Faservolumengehalt der UD Laminaten.

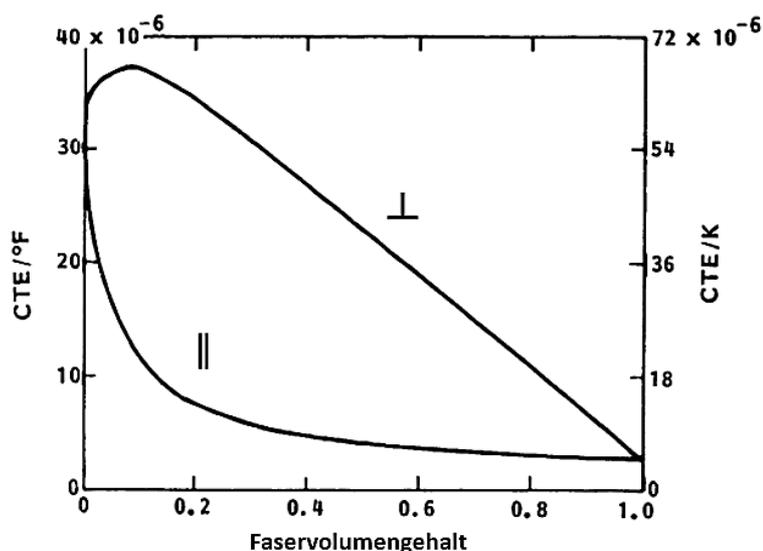


Abbildung 8 CTE eines UD GF-Laminats in Abhängigkeit des FVG [38]

Zu berücksichtigen ist zunächst die Richtungsabhängigkeit des CTE, insbesondere in einem UD Laminat. Senkrecht zur Faserrichtung dominiert der Einfluss des Matrixmaterials ($\text{CTE} > 70 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$) [1]. In Faserrichtung hingegen erreicht man bereits bei einem FVG von etwa 60% den Wert des Fasermaterials. Die Matrix mit ihrem geringen E-Modul im Vergleich zur Verstärkungsfaser hat nur einen unwesentlichen Einfluss auf den CTE. Bei einem CFK geht der CTE bei etwa 50 Vol.-% vom positiven in den negativen Bereich über [1]. Nachstehend sind die beiden Formeln zur Berechnung der CTE im Verbund dargestellt [38]:

$$\alpha_{\parallel} = \frac{E_F \alpha_F v_F + E_m \alpha_m v_m}{E_F v_F + E_m v_m} \quad (6)$$

$$\alpha_{\perp} = (1 + \nu_F) \alpha_F \nu_F + (1 + \nu_m) \alpha_m \nu_m - \alpha_1 (\nu_F \nu_F + \nu_m \nu_m) \quad (7)$$

E_F = E-Modul Faser

E_m = E-Modul Matrix

ν_F = Faservolumengehalt

ν_m = Matrixvolumengehalt

α_F = CTE der Fasern

α_m = CTE der Matrix

Da sowohl der E-Modul als auch der CTE temperaturabhängige Materialkennwerte sind, ergibt sich für den CTE Wert der Einzellagen ebenfalls eine signifikante Temperatursensitivität.

Bei Temperaturen unter 100 K liegt der CTE Wert eines CFK mit einem FVG von 58 % im positiven Bereich mit einem Maximum von etwa $0,125 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$. Darüber fällt der Wert linear ab bis zu einem Minimum von $-0,3 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ bei ca. 225 K [38]. Danach steigt der CTE wieder bis $-0,2 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ bei RT. Die Schwankung des CTE von CFK in Abhängigkeit der Temperatur ist mit $0,4$ bis $0,5 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ aber verhältnismäßig gering.

Bestehen Unterschiede des CTE zwischen zwei Lagen im Verbund, entstehen bei thermischer Beanspruchung Eigenspannungen. Dabei wirken sich neben der Dehnung bzw. Stauchung der Fasern die Schrumpfungen der Matrix bei der Rekristallisation auf die entstehenden Eigenspannungen aus [39].

Eigenspannungen können auf unterschiedlichen Ebenen betrachtet werden, weshalb drei Hauptklassen unterschieden werden können, die vorrangig von Faservolumengehalt, Wärmeausdehnungskoeffizient, E-Modul und der Temperaturdifferenz beim Abkühlen beeinflusst

werden [40]. Die Eigenspannungen auf mikromechanischer Ebene in einer Faserverbundlage, die aus der CTE Differenz zwischen Faser und Matrix resultieren, werden als intralaminar bezeichnet. Ab einer Faserlänge von 5 mm ist sowohl die Spannung in der Faser als auch in der Matrix über deren Länge konstant [41]. Daneben können auf makromechanischer Ebene die interlaminaren Eigenspannungen und die laminaren Oberflächen-Kern-Spannungen auf der globalen Ebene unterschieden werden. Oberflächen-Kern-Spannungen resultieren aus Temperaturunterschieden zwischen Kern und Oberfläche eines Laminats. Deshalb treten diese Eigenspannungen insbesondere bei sehr dicken Laminaten auf. Im Extremfall können oberflächennahe Laminatschichten bereits erstarrt sein, während die Matrix in Kernlagen noch schmelzflüssig ist. Für dünne Laminatschichten unter 2,5 mm sind Oberflächen-Kernspannungen allerdings nicht relevant [42].

Aufgrund der Kombination von CF und GF Lagen in Hybridlaminaten treten in diesem Spezialfall makromechanische interlaminare Eigenspannungen auf. Diese sind für die vorliegende Arbeit von besonderer Bedeutung und sollen deshalb nachfolgend näher erörtert werden.

2.3.2 Interlaminare Eigenspannungen

Analog zu intralaminaren Eigenspannungen, bei denen der Unterschied zwischen den CTEs der Matrizes und der Fasern ursächlich ist, werden bei makromechanischen, interlaminaren Eigenspannungen die Faserverbundlagen und deren jeweilige CTEs als Ganzes betrachtet [43]. Die Einflussfaktoren können in intrinsische (Material, Lagenaufbau, Bauteilform) und extrinsische Faktoren (Prozessführung) unterteilt werden [44]. Die interlaminaren Eigenspannungen hängen stark vom Lagenaufbau und den Faserorientierungen ab. Der bekannteste Effekt von interlaminaren Eigenspannungen ist die Aufwölbung von asymmetrischen Laminataufbauten. In Abbildung 9 ist schematisch die Entstehung einer Aufwölbung eines asymmetrischen 0/90° Faserverbundlaminates dargestellt.

0/90° Aufbauten führen zu den höchsten Eigenspannungswerten. Die Krümmung entsteht aufgrund von thermisch induzierten Spannungen während des Abkühlprozesses. Aufgrund der starken Stauchungsunterschiede zwischen α_{\parallel} und α_{\perp} (siehe Abbildung 8) ergeben sich in den Einzellagen Zugspannungen bzw. Druckspannungen, die kombiniert ein Drehmoment verursachen, das zur Wölbung des Faserverbundlaminates führt.

Betrachtet man exemplarisch ein CF UD Laminat, so ändert sich die Länge der 0° Lage in Faserichtung nur unwesentlich, während sich die 90°-Lage matrixdominiert stark zusammenzieht. Das Krümmungsverhalten ist bei der Auslegung von asymmetrischen Laminaten stets zu be-

rücksichtigen, um gewünschte Konturen im Fertigteil tatsächlich ausformen zu können. Generell werden in der Praxis allerdings symmetrische Aufbauten bevorzugt. Bei diesen Laminaten sind die interlaminaren Eigenspannungen über den Querschnitt ausgeglichen, da die Spannungen aufgrund der Symmetrie im Laminat kompensiert werden. Dadurch ergibt sich im Idealfall kein Verzug der Laminatplatte.

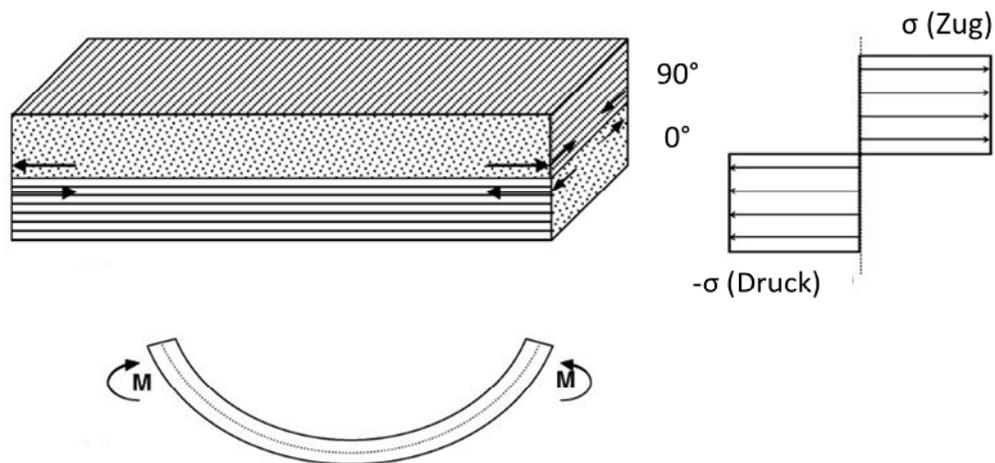


Abbildung 9 Aufwölbung eines 0/90° Faserverbundlaminates aufgrund von thermisch induzierten Eigenspannungen zwischen den Einzellagen [40]

Bei CF/GF Hybridlaminaten kommt mit der zusätzlichen Verstärkungsfaser eine dritte Komponente hinzu, die die Spannungsverhältnisse beeinflusst. Grundsätzlich sind die unterschiedlichen Wärmeausdehnungskoeffizienten unkritisch, so lange die Matrix flüssig bzw. schmelzflüssig ist. Sobald ein Erstarren der Matrix durch z. B. Vernetzen oder Kristallisation eingetreten ist, wird die Schrumpfung oder Stauchung der GF und CF Lagen behindert. Es bildet sich ein Kräftegleichgewicht mit Zugspannungen in den GF und Druckspannungen in den CF aus. Diese Vorspannung der CF unter Druckbelastung verursacht u. a. die in Kapitel 2.2.1 beschriebenen höheren Bruchdehnungen der Hybridlaminat unter Zugbelastung und damit den Hybrideffekt. Bis zu 10 % Zuwachs der Bruchdehnung können auf die Eigenspannungen zurückgeführt werden [7]. Unter einer 3-Punkt Biegebelastung jedoch wirken sich die Druckspannungen in den CF Lagen als Vorbelastung auf der Druckseite der Biegeprobe negativ auf die Bruchdehnung und die Biegefestigkeit aus. Die Matrix hingegen hat nur einen verhältnismäßig geringen Einfluss auf die resultierenden Eigenspannungen, der sich bei 0/90° Laminaten auf unter 5 % beläuft [45]. *Wisnom et al.* haben den Einfluss der Eigenspannungen auf die CF berechnet und ermittelten anhand von Formel (8) eine Stauchung von 0,023 % bei einer Differenz von 100 °C zwischen Aushärtetemperatur und RT.

$$\varepsilon_c = \frac{t_g E_g (\varepsilon_{frg} - \varepsilon_{frc})}{t_c E_c + t_g E_g} \quad (8)$$

E_c = E-Modul der Kohlenstofffaserlage

E_g = E-Modul der Glasfaserlage

t_c = Dicke der Kohlenstofffaserlagen

t_g = Dicke der Glasfaserlagen

ε_{frg} = Freie Dehnung der Glasfaserlage gemäß $\varepsilon = \alpha \Delta T$

ε_{frc} = Freie Dehnung der Kohlenstofffaserlage gemäß $\varepsilon = \alpha \Delta T$

Bei einem E-Modul der CF Lage von 100 GPa entspricht dies einer Druckspannung von 23 MPa [9]. Aber auch Spannungen bis 40 MPa konnten bereits nachgewiesen werden [44]. Je größer die Differenz zwischen Erstarrungstemperatur (über Rekrystallisationstemperatur) und Endtemperatur, desto höher sind die resultierenden Eigenspannungen im Laminat [46–48].

Eine Reduktion der Eigenspannungen kann durch eine Wärmebehandlung oberhalb der Glasübergangstemperatur der Hybridlamine oder die Zugabe von Additiven bzw. Füllstoffen in die Matrix erzielt werden [44]. Die Wärmebehandlung bewirkt eine Relaxation der Matrix und führt damit zur Reduktion der Spannungen in den Fasern [49]. Additive im Matrixmaterial reduzieren die Schrumpfung der Matrix und damit die auf die Fasern wirkenden Kräfte während des Abkühlvorganges.

Bei keiner oder schlechter Haftung zwischen den Einzellagen im Verbund können die unterschiedlichen CTEs auch bei symmetrischen Laminaten bereits zur Delamination der CF Lagen führen [13]. Aus diesem Grund ist bei Hybridlaminaten die Haftfestigkeit zwischen den Einzellagen von entscheidender Bedeutung. Ansonsten kann eine verlustfreie Kraftübertragung zwischen den Lagen im Faserverbundlaminat nicht sichergestellt werden.

Generell sollten Eigenspannungen bereits in der Auslegungsphase einer Struktur berücksichtigt und bestmöglich reduziert werden, um hohe Sicherheitsfaktoren und damit eine Überdimensionierung zu vermeiden.

2.3.3 Messung von interlaminaren Eigenspannungen

Bei der Bestimmung von Eigenspannungen in Faserverbundwerkstoffen kann zwischen zerstörungsfreien und zerstörenden Analyseverfahren unterschieden werden [44]. Verbreitete zerstörungsfreie optische Methoden sind beispielsweise die Photoelastizitäts-Methode und die „Raman Spectroscopy“, die allerdings eine transparente Matrix voraussetzen und deshalb lediglich

bei amorphen Thermoplasten angewendet werden können. Spannungen in Kunststoffen beeinträchtigen durch eine veränderte Verteilung der Molekülorientierung die Brechung von linear polarisiertem Licht. Neben der erforderlichen Transparenz der Matrix können nur sehr dünne Lamine mit Faservolumengehalt $< 40\%$ mit diesen Methoden analysiert werden. Daneben zählt noch die Krümmungsmethode zu den zerstörungsfreien Messverfahren. Hierbei werden gezielt unsymmetrische Lamine aufgebaut, um über die Plattenkrümmung den Grad der Eigenspannungen zu bestimmen. Allerdings ist es schwierig, die Eigenspannungen über diese Methode zu quantifizieren. Zudem können symmetrische Lamine nicht analysiert und keine Aussagen über das Profil der Eigenspannungen über die Laminatdicke getroffen werden.

Bereits ausgereifte und über viele Jahre entwickelte Methoden der Eigenspannungsanalyse gehören der Kategorie der zerstörenden Prüfmethode an. Dazu zählt man die Lagenentfernungsmethode sowie die Bohrlochanalyse. Dabei stellt die Bohrlochanalyse die am häufigsten verwendete Methode zur Bestimmung von Eigenspannungen in Faserverbunden dar [50–52]. Das Verfahren ist kostengünstig, kann auf alle Materialien angewandt werden und ist in der amerikanischen Prüfvorschrift ASTM E837 normiert [53]. Mit der Bohrlochanalyse ist die Messung von interlaminaeren Eigenspannungen zwischen zwei benachbarten Lagen mit unterschiedlichen Wärmeausdehnungskoeffizienten möglich [54]. Dabei wird ein kleines Loch in die Probe gebohrt, wodurch Material entnommen wird. Im Material befindliche Eigenspannungen werden dadurch freigesetzt und können in Form von Verschiebungen auf der Oberfläche rund um das Bohrloch mit Hilfe von Dehnmessrosetten oder optischen Methoden erfasst werden. Erstmals auf Faserverbundkunststoffe angewandt wurde die Norm bereits 1934 von *Mathar* [55]. Da die Messungen der Verschiebungen mit Dehnmessrosetten aufgrund ihrer Dimensionen im Vergleich zum Bohrloch und der schwierigen Positionierung oftmals fehlerbehaftet ist, wird in aktuellen Untersuchungen zumeist auf optische Verfahren zurückgegriffen [50,51]. Auf die Bohrlochanalyse wird in Kapitel 4.9.2 detaillierter eingegangen.

In Kombination mit einer FEM Simulation ist auf Basis der ermittelten Oberflächenverschiebungen eine Bestimmung der Spannung in Dickenrichtung des Laminates möglich. Dazu muss lagenweise ein Korrekturfaktor zwischen den Verschiebungen auf der Oberfläche und der tatsächlichen Verschiebungen im Bohrgrund ermittelt werden.

Die meisten Verfahren wurden bisher lediglich bei duroplastischen Faserverbundkunststoffen angewendet [56].

2.4 Einfluss der Umgebungstemperatur auf die Biegeeigenschaften von Hybridverbundkunststoffen

Rathore et al. analysierten den Einfluss einer erhöhten Umgebungstemperatur (RT bis 110 °C) auf die Biegeeigenschaften von CF/GF Hybridlaminaten, auf Basis von Glas- bzw. Kohlenstofffasergewebe-Lagen in einer Epoxidharz-Matrix [57]. Jeweils siebenlagige Hybridlamine [C₂/G₅], [G₅/C₂] und [C₂/G₃/C₂] sind untersucht worden. Dem Paper von *Rathore et al.* sind jedoch keine Angaben über den Faservolumengehalt der Einzellagen zu entnehmen. Es wird gezeigt, dass über der Glasübergangstemperatur von 110 °C sowohl die Modulwerte, als auch die Festigkeitswerte aller Lamine etwa auf dem selben Niveau liegen.

Im Allgemeinen fällt die Reduktion der Biegemoduln beim GF Monomateriallaminat geringer aus, als bei Hybridlaminaten bzw. dem CF Monomateriallaminat. Im Hinblick auf die Biegefestigkeit stellt die Matrix den begrenzenden Faktor dar. Durch die Erweichung der Epoxidharz-Matrix bei erhöhten Temperaturen werden die Biegefestigkeiten der Lamine deutlich reduziert. Die sinkende Biegefestigkeit mit steigendem Anteil an Kohlenstofffasern, wird auf die höhere Differenz der CTE Werte zwischen Faser und Matrix in den CF Lagen zurückgeführt. Daraus resultieren höhere intralaminare Spannungen in Form einer Druckbelastung, die die Widerstandsfähigkeit des Hybridlaminates negativ beeinflusst.

Die in diesem Kapitel zusammengefasste Publikation ist die bisher einzige, die sich dem Thema des Einflusses der Umgebungstemperatur auf die Biegeeigenschaften von Hybridlaminaten widmet. Dies verdeutlicht, dass die hybride Werkstofftechnologie noch nicht im praxisnahen Forschungs- und Entwicklungsumfeld etabliert ist.

2.5 Duroplastische Hybridverbundwerkstoffe unter dynamischer Beanspruchung

Wenngleich sich Eigenspannungen in faserverstärkten Kunststoffen insbesondere auf die dynamisch mechanischen Eigenschaften negativ auswirken [44,56], existieren bisher nur vereinzelte Veröffentlichungen zu den Ermüdungseigenschaften von Hybridverbundwerkstoffen [3]. Bei der Untersuchung der Ermüdungseigenschaften von UD Laminaten unter Zugbelastung wurde eine Verringerung der Bruchschwingspielzahl durch eine Hybridisierung von GF mit CF im Vergleich sowohl zu CF als auch zu GF Monomateriallaminaten festgestellt [58]. Als Grund hierfür wurden die großen E-Modul Unterschiede der beiden Komponenten und die daraus resultierenden hohen Schubspannungen zwischen den Einzelschichten genannt. Diese führen letztendlich zu einer Delamination und zum frühzeitigen Versagen der Proben. Zur Berechnung der dynamischen

Festigkeit wird wie bei den statischen mechanischen Eigenschaften die Mischungsregel herangezogen [59,60]. *Dickson et al.* haben dahingehend bereits eine positive Abweichung des tatsächlichen Festigkeitswertes von der Mischungsregel festgestellt [61]. Dieses Verhalten wurde sowohl für ein UD als auch für ein quasi-isotropes Laminat mit einem Faservolumengehalt von 60 % festgestellt. Wöhlerkurven von Laminaten mit unterschiedlichen Stapelreihenfolgen und Kohlenstofffaseranteilen (25, 50 und 75 Vol.-%) wurden unter einer dynamischen Zugbelastung mit einem R-Verhältnis von 0,1 kraft geregelt ermittelt. Alle drei Kurven weisen eine ähnliche Steigung auf und mit zunehmendem GF-Anteil sinkt der Ermüdungswiderstand unter dynamischer Zugbelastung. Zwischen den unterschiedlichen Stapelreihenfolgen konnten keine Unterschiede festgestellt werden.

Als Erklärung für einen dynamischen Hybrideffekt wurde das in Abbildung 10 dargestellte Diagramm herangezogen.

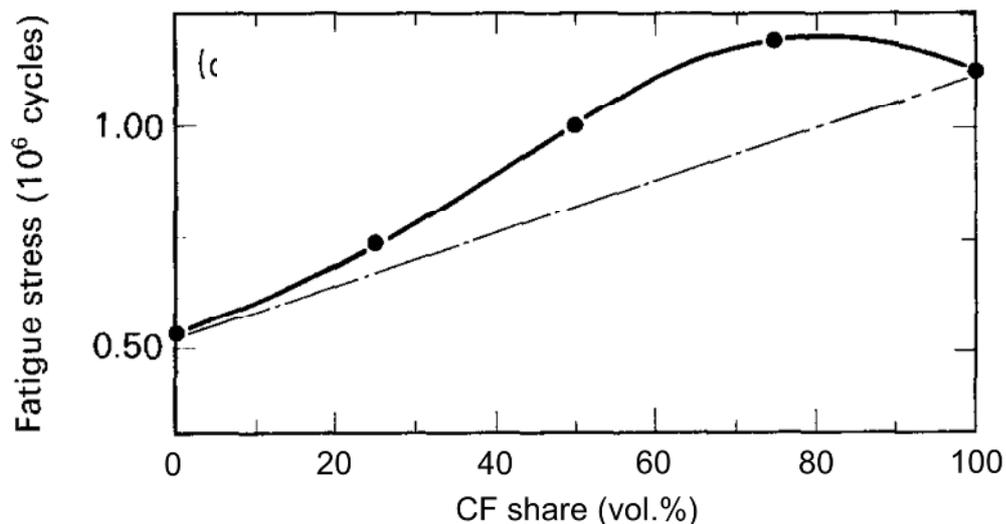


Abbildung 10 Dynamische Zugfestigkeit ($R = 1$) für 10^6 Lastzyklen in Abhängigkeit des CF Volumenanteils

Es zeigt die für 10^6 Lastzyklen maximal ertragbare Zugspannung in Abhängigkeit des CF Volumenanteils in UD Laminaten. Die Abweichung von der Strich-Punkt Linie, die der Mischungsregel entspricht, wurde als positiver Effekt der Hybridisierung interpretiert. In einer weiteren Publikation von *Hofer et al.* wurde festgestellt, dass die Verteilung der Lagen eine wichtige Voraussetzung für eine hohe Widerstandsfähigkeit der UD Hybridlaminat gegen eine dynamische Zugbelastung darstellt. In einem Sandwichaufbau (CF außen und GF innen) kommt es aufgrund der Unterschiede im E-Modul zu hohen interlaminaren Schubspannungen, was ein frühzeitiges Versagen zur Folge hatte [62]. Dennoch konnte anhand von Wöhlerkurven gezeigt werden, dass

in UD Hybridlaminaten annähernd gleiche Ermüdungseigenschaften wie bei CF Monomateriallaminaten erzielt werden.

Alle bisherigen Publikationen zu den Ermüdungseigenschaften von interlaminaeren CF/GF Hybridverbundwerkstoffen konzentrierten sich auf die dynamischen Zugeigenschaften. Untersuchungen zu den Biegeeigenschaften unter dynamischer Belastung sind bisher nicht verfügbar. Hinsichtlich der Matrixsysteme konzentrierte man sich bis dato ausschließlich auf duroplastische Epoxidharzsysteme. Welche Unterschiede eine thermoplastische gegenüber einer duroplastischen Matrix auszeichnen, wird im nachfolgenden Kapitel erläutert.

2.6 Gegenüberstellung von thermoplastischen und duroplastischen Hybridverbundwerkstoffen

Thermoplastische Faserverbundlagen werden häufig mit duroplastischen Faserverbunden kombiniert, um die Schadenstoleranz des Gesamtsystems zu erhöhen [63,64]. Dies ist auf die höhere Schlagzähigkeit thermoplastischer Faserverbundwerkstoffe zurückzuführen [65]. Diese nimmt bei erhöhten Umgebungstemperaturen weiter zu, während sie bei EP-Systemen abnimmt. Zudem weisen thermoplastische Systeme ein höheres Energieaufnahmevermögen und eine unbegrenzte Lagerbeständigkeit auf. Aufgrund der niedrigen Molekülmasse der Harzsysteme im Ausgangszustand sind diese bei RT dünnflüssig, was die Imprägnierung von Fasern begünstigt und somit höhere Faservolumenanteile als bei den hochmolekularen Thermoplasten ermöglicht. Eine oft langwierige chemische exotherme Nachhärtung fällt dagegen bei thermoplastischen FVK nicht an [66]. Dadurch können kurze Zykluszeiten erreicht werden. In Kombination mit der Schmelzbarkeit des Thermoplasts und die damit verbundene Umformbarkeit, eignen sich diese FVKs hervorragend für industrielle Großserienproduktionen. Im Bauteileinsatz zeigen Thermoplaste allerdings eine starke Kriechneigung im Vergleich zum vernetzten Duroplast [1]. Diese wirkt sich beim Verbund aufgrund des Fasergehalts allerdings weniger aus, insbesondere wenn die Eigenschaften in faserdominierter Richtung betrachtet werden.

Publikationen zu thermoplastischen CF/GF Hybridverbundwerkstoffen fokussierten sich bisher zumeist auf kurz- oder langfaserverstärktes Material. Es sind nur wenige Studien bekannt, die sich mit hybriden FVK mit thermoplastischer Matrix befassen [67–69]. Für die im Spritzgießprozess verarbeitete Kombination aus CF/GF-Kurzfasern in einer Polypropylen-Matrix (PP) wurde nachgewiesen, dass der E-Modul nur geringfügig von der ROM abweicht. Zudem wurde ein positiver HE auf die Zugfestigkeit im Vergleich zu den nach der ROM berechneten Werten festgestellt. Die Bruchdehnung des Hybridwerkstoffes übertraf die des rein CF verstärkten Referenz-

materialies um 30 % (FVG: 25 Vol.-%). Als Erklärung wurde ein rissstoppender und rissüberbrückender Effekt der GF angeführt [67]. *Lee et al.* stellten für CF/GF (1:4 Verhältnis der Volumenanteile) langfaserverstärktes PP einen positiven Hybrideffekt von 6-10 % auf den E-Modul im Zugversuch fest, während der Biege-E-Modul keine Hybrideffekte aufwies [69].

Endlosfaserverstärkte thermoplastische CF/GF Hybridverbundwerkstoffe wurden bisher nur von *Khatri und Koczak* behandelt [70]. Sie untersuchten die Biegeeigenschaften von UD und 0/90 PPS Laminaten in einer Sandwich Konfiguration mit GF Lagen in den Deckschichten zur Erhöhung der Schlagzähigkeit. Die Hybridlamine weisen eine Dicke von 2,5 bzw. 6,25 mm und CF Volumenanteile von 25, 50 und 75 % auf. Um eine Vergleichbarkeit der unterschiedlichen Dicken zu ermöglichen, sind die Steifigkeitswerte gegenübergestellt worden. Eine Berechnung der Kennwerte erfolgte auf Basis der klassischen Laminattheorie (CLT). Die berechneten Steifigkeitswerte entsprachen den realen Werten sehr gut. Das höchste Biegemoment konnte mit 50 und 75 Vol.-% Anteil CF-Lagen im Hybridlaminat festgestellt werden.

Im Allgemeinen muss man festhalten, dass eine höhere Duktilität und damit eine höhere Bruchdehnung der Matrix den positiven Effekt der Hybridisierung verstärkt [71]. Dies ist auf die erweiterte Fähigkeit des Matrixsystems bei Einzelfaserbrüchen Spannungsspitzen effektiv abzubauen, anstatt diese auf andere Fasern zu übertragen [1]. Damit kann ein frühzeitiges Versagen des Gesamtsystems aufgrund des Bruchs von Fasern mit niedrigerer Bruchdehnung in Hybridlaminaten verhindert werden.

2.7 Thermoplastische Faserverbundwerkstoffe für die automobiler Großserie

Bereits zu Beginn der 80er Jahre beschäftigte sich die Luftfahrtindustrie intensiv mit endlosfaserverstärkten, hochtemperaturbeständigen (HT) Thermoplasten [65,72,73]. Der Werkstoff mit dem Handelsnamen APC-2 (Aromatic Polymer Composite) des Herstellers Fiberite Europe ist ein Polyetheretherketon (PEEK) mit eingebetteten Kohlenstoff-Endlosfasern (bis zu 60 Vol.-%) zur Verbesserung der mechanischen Eigenschaften. Ferner ermöglicht die Schmelzbarkeit der Thermoplaste hoch automatisierbare Verarbeitungsprozesse, wie das Wickeln und Tapelegen, und eine finale Endkonturgebung im Autoklav oder in einer statischen Presse.

Neben PEEK wurden sukzessive andere HT Thermoplaste wie Polyetherimid (PEI), Polyphenylensulfid (PPS) und Polyetherketonketon (PEKK) als Matrixmaterialien in Faserverbundhalbzeugen etabliert, die in Medizinprodukten und insbesondere in der Luftfahrtindustrie Anwendung fanden. Ein Zeitstrahl mit Produkten aus CF verstärkten HT Thermoplasten in der Luftfahrt ist in Abbildung 11 gezeigt.



Abbildung 11 Zeitstrahl mit Strukturanwendungen von faserverstärkten Thermoplasten in der Luftfahrtindustrie

Nach den Faserverbundkunststoffen mit HT Thermoplasten wurden auch kostengünstigere technische Kunststoffe wie PA 6, PBT oder PC als Matrixmaterial eingesetzt [65]. Dennoch verhinderten die hohen Materialkosten für die Kohlenstofffasern sowie die schlechte CO₂-Bilanz bei der Herstellung (siehe Tabelle 2) bis dato den Einsatz in industriellen Großserienfertigungen mit Stückzahlen über 100.000 Stück.

Tabelle 2 Charakteristische Kennwerte verschiedener Faserwerkstoffe [1,66]

Faserwerkstoff	Preis [€/kg]	Emissionen [kgCO ₂ -eq/kg]	Dichte [g/cm ³]	E-Modul [GPa]
Glasfaser (E-Glas)	2 - 3	1,43 [74]	2,6	73
Kohlenstofffaser (IM)	20 - 80	20 bis 50 [75]	1,77	295

Stattdessen werden glasfaserverstärkte Thermoplaste in der Sportindustrie und insbesondere in der Automobilindustrie eingesetzt. Für die Bauteilherstellung werden im Wesentlichen die drei in Tabelle 3 zusammengefassten Herstellungsverfahren eingesetzt.

Tabelle 3 Verfahren zur Herstellung von Bauteilen aus thermoplastischen Faserverbundwerkstoffen

Herstellverfahren	Halbzeug	Prozessschritte
„Automated Fiber Placement“ (AFP) mit Tapelegekopf	UD-Tape	<ul style="list-style-type: none"> ▪ Lokales Heizen der Tapes mittels Laser ▪ „in-situ“ Konsolidierung durch Legen und direktes Pressen mittels Andrückrolle ▪ Aufbringung auf 2D oder 3D Kontur
Spritzpressen	Gewebe-Organoblech	<ul style="list-style-type: none"> ▪ Heizen des 2D Halbzeugs mittels Umluft oder Infrarot ▪ Umformung und Anspritzen in Spritzpresse zum 3D Bauteil mit Spritzgießfunktionalisierung (z. B. Rippen, Funktionselemente)
Spritzpressen	UD-Tape	<ul style="list-style-type: none"> ▪ Herstellung eines multiaxialen 2D UD-Tape Geleges mittels Tapelegeanlage ▪ Vorkonsolidierung in DBP zu 2D-Preform ▪ Umformung und Anspritzen entsprechend Gewebeorganoblech

Während das AFP Verfahren Ablegegeschwindigkeiten von ca. 3,5 m/min ermöglichen, können mit dem Spritzpressverfahren Taktzeiten von unter 60 s erzielt werden. Dadurch sind Großserienfertigungen mit Bauteil-Stückzahlen über 1 Mio. pro Jahr wirtschaftlich realisierbar.

Abbildung 12 zeigt exemplarisch zwei Großserien-Automobilbauteile (Stückzahlen bis 1 Mio. pro Jahr) aus endlosglasfaserverstärktem Polypropylen (Gewebe-Organoblech), die über das Spritzpressfahren hergestellt und einbaufertig mit Randabschluss, Anbindungselementen sowie einer Rippenstruktur funktionalisiert sind.

Der Türmodul-Träger des Automobilzulieferers „Brose“ wird mit einer Stückzahl von über einer Million pro Jahr realisiert und ermöglicht gegenüber einer Stahlvariante eine Gewichtsersparnis von 5 kg pro Fahrzeug [76].

Als Beispiel für eine Verarbeitungstechnologie für thermoplastische Faserverbundkunststoffe sei hier die bei der Neue Materialien Bayreuth GmbH entwickelte FORCE Prozesskette zu nennen. Diese besteht im Wesentlichen aus den Teilprozessschritten FORCE-Placement, FORCE-Con und FORCE-Mold (siehe Abbildung 13).



Abbildung 12 Automobile Großserienbauteile der Brose Fahrzeugteile GmbH & Co. KG aus glasgewebeverstärktem Polypropylen. Links: Türmodul-Träger; Rechts: Rücksitzdurchlade [77,78]

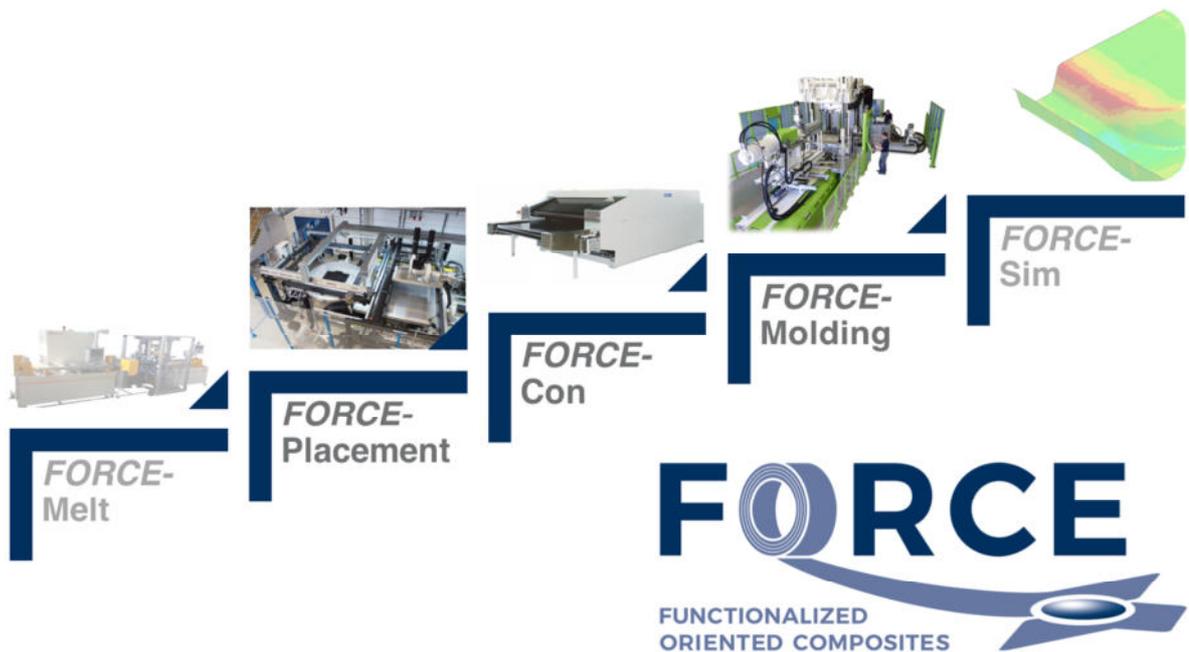


Abbildung 13 FORCE-Prozesskette für die Herstellung von thermoplastischen Faserverbundbauteilen [79]

Die glas- und/oder kohlenstofffaserverstärkten UD-Tapes werden mit einer Multiaxial-Tapelegeanlage (FORCE-Placement) zu einem Gelege verarbeitet, wobei die einzelnen Lagen

durch Ultraschallschweißpunkte lokal zusammengeheftet werden. Die so entstandenen Gelege werden nun in zwei zeitlich getrennten Konsolidierungsschritten zu einem fertigen Bauteil verarbeitet. Zunächst erfolgt die Vorkonsolidierung in einer Doppelbandpresse (FORCE-Con) zu einer Preform. Anschließend werden die 2D-Preforms bei Bedarf z. B. mit einer Wasserstrahlschneidanlage konturbeschnitten. Für die Endkonsolidierung werden die Zuschnitte in einem Umluft- oder Infrarotofen über die Schmelztemperatur erwärmt. Danach erfolgt das Handling in eine Spritzpresse (FORCE-Molding), wo die 2D-Preforms umgeformt und endkonsolidiert werden. Der Umformprozess in der Spritzpresse lässt sich zusätzlich mit dem Anspritzen von Verstärkungsstrukturen kombinieren.

Großserientaugliche Fertigungsverfahren für Bauteile aus UD-Tape basierten thermoplastischen CF Verbundwerkstoffen sind bereits vorhanden. Allerdings sind die Kosten für die Kohlenstofffasern (siehe Tabelle 2) noch vergleichsweise hoch, was eine Umsetzung im automobilen Großserienmaßstab oftmals unrentabel macht und deshalb vorrangig metallische Strukturen zum Einsatz kommen. Eine Ausnahme stellt die seit 2015 mit einem intelligenten Materialmix gebaute Karosserie des 7er BMW (G11/12) dar. In der Struktur des Fahrzeugs, das mit knapp 100.000 Einheiten pro Jahr produziert wird, kommen neben Stahl und Aluminium auch CFK-Komponenten zum Einsatz, wodurch das Gewicht im Vergleich zum Vorgängermodell um 130 kg gesenkt werden konnte [80].

Hybride CF/GF Faserverbundwerkstoffe ermöglichen indes das Potential von FVK durch ein attraktives Kosten/Nutzen Verhältnis zu erhöhen und damit den Weg von CF in weitere hochbelastete Strukturanwendungen mit Stückzahlen über 100.000 Stück/Jahr in der Automobil- oder Luftfahrtindustrie zu ebnen. Allerdings gibt es hierzu noch werkstoffseitige Fragestellungen hinsichtlich der interlaminaren Eigenspannungen und der Ermüdungseigenschaften von Hybridwerkstoffen, denen sich im Rahmen dieser Arbeit gewidmet werden soll.

3 Gegenstand und Zielsetzung der Arbeit

Mit dem Fachgebiet der thermoplastischen Faserverbundwerkstoffe ist der Inhalt dieser vorliegenden Dissertation im Allgemeinen definiert. Im Besonderen werden PA6 basierte GF/CF Hybridverbundwerkstoffe behandelt und deren Potential hinsichtlich ihrer mechanischen Eigenschaften gegenüber Monomateriallaminaten aufgezeigt. Dazu wurde die Stapelreihenfolge variiert und das sich ergebende Versagensverhalten unter einer statischen und dynamischen 3-Punkt Biegebelastung analysiert. Darauf aufbauend kann der sog. Hybrideffekt ermittelt werden, der ein Indikator für den Nutzen der Hybridisierung darstellt. Flankiert werden die mechanischen Analysen von Oberflächendeformationsmessungen mittels der Bohrlochmethode, die hierin erstmalig auf Hybridlamine angewendet wird. Die daraus resultierenden Verschiebungswerte können für die Bewertung der im Laminat vorherrschenden interlaminaren Eigenspannungen dienen. Dadurch können Zusammenhänge zwischen den aufgrund der Hybridisierung im Werkstoff vorhandenen Eigenspannungen und den mechanischen Eigenschaften herausgearbeitet werden. Durch die Untersuchungen wird ein grundlegendes Werkstoffverständnis aufgebaut und das Potential der Hybridtechnologie für die kommerzielle Nutzung zum Beispiel im Transportwesen aufgezeigt.

Das übergeordnete Ziel der vorliegenden Arbeit ist die Verbesserung der Kostenstruktur und der CO₂-Bilanz von CF Faserverbundbauteilen durch die Hybridisierung mit GF Anteilen. Abbildung 14 veranschaulicht die entsprechenden Emissionswerte bei der Herstellung von CFK im Vergleich zu u. a. metallischen und natürlichen Werkstoffen. Darin ist zu erkennen, dass der CO₂ Ausstoß bei der Herstellung von CFK den Wert von Stahl um mehr als das Achtfache übersteigt. Der Werkstoff Glas bewegt sich mit einem CO₂-Ausstoß von unter $1,5 \cdot 10^3$ kg pro Tonne Material noch unter dem von Stahl und ein Vielfaches unter dem von CFK. Aus diesem Grund bietet die Kombination von CF mit GF ein enormes Potential, die CO₂-Bilanz bei der Herstellung von Faserverbundwerkstoffen zu verbessern und damit eine umweltschonendere Produktion zu ermöglichen.

Dahingehend ist es jedoch zunächst erforderlich, die Grenzen und Potentiale von Hybridlaminaten aufzuzeigen und werkstoffwissenschaftliche Grundlagen für die Werkstofftechnologie zu erarbeiten. Dazu wird zunächst der Einfluss der Stapelreihenfolge in thermoplastischen Hybridverbundlaminaten auf deren quasi-statische und dynamische Eigenschaften untersucht, um damit Designrichtlinien für Konstrukteure ableiten zu können. Ferner wird die Zielsetzung durch die Ermittlung der Temperatursensitivität von thermoplastischen Hybridverbundwerkstoffen ergänzt.

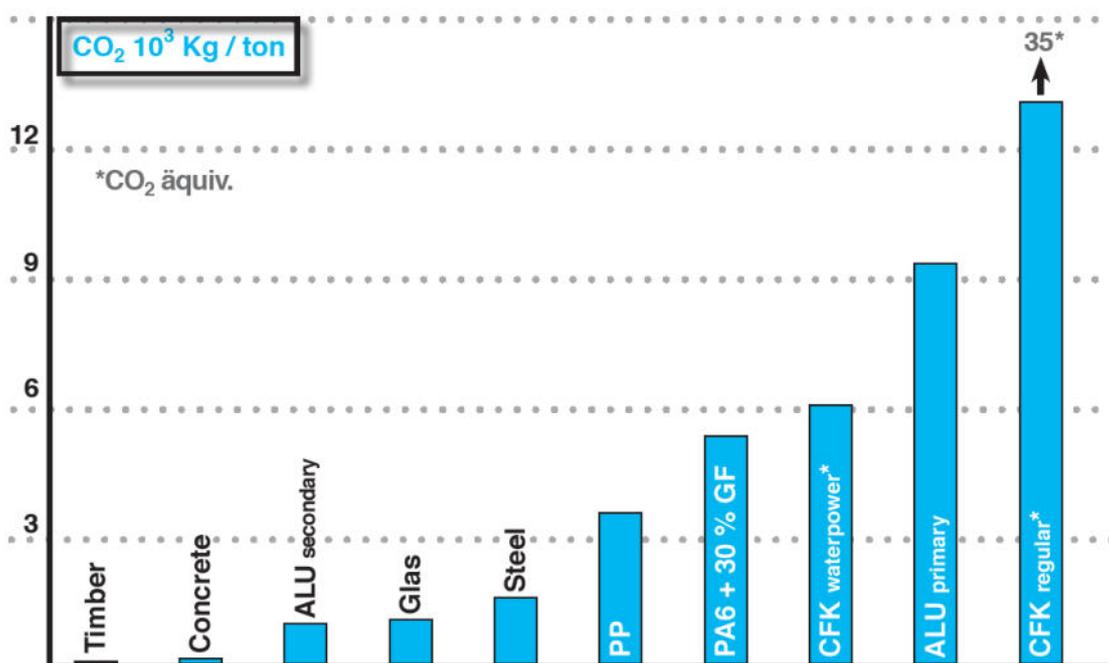


Abbildung 14 CO₂- Emissionen verschiedener Werkstoffe resultierend aus dem entsprechenden Herstellungsprozess [81]

Die mechanischen Eigenschaften der Laminat werden bei verschiedenen Umgebungstemperaturen charakterisiert und mit den Kennwerten sowie dem Versagensverhalten bei Normklimabedingungen verglichen. Damit wird die Basis für den Einsatz von thermoplastischen Hybridverbundwerkstoffen für Strukturanwendungen geschaffen. Ferner sind der Hybrideffekt entsprechend der vorhandenen Fachliteratur zu ermitteln, dessen Temperatursensitivität herauszuarbeiten und Unterschiede zu duroplastischen Hybridbauten hinsichtlich des resultierenden Hybrideffekts aufzuzeigen.

Neben den bereits genannten wissenschaftlichen Zielen werden mit der vorliegenden Abhandlung auch technische Ziele verfolgt. Mit der Auswahl einer adäquaten hybriden Laminatkonfiguration wird eine Kostenreduktion von 30 % pro m² angestrebt, bei mindestens 80 % der dynamischen Festigkeit eines kohlenstofffaserverstärkten Monomateriallaminates. Daneben muss das CO₂ Äquivalent um 50 % reduziert werden, um den ökologischen Fußabdruck entsprechend der Anforderungen an die Nachhaltigkeit von Industrieerzeugnissen Rechnung zu tragen.

Wie in Kapitel 2 beschrieben, existiert bis dato vorwiegend Literatur zu duroplastischen Glas- und Kohlenstofffaser Hybridverbundwerkstoffen, die sich insbesondere mit den quasi-statischen mechanischen Eigenschaften befasst. Hingegen sind kaum Abhandlungen zu thermoplastischen Hybridverbundwerkstoffen im Allgemeinen existent und nur wenige Veröffentlichungen zu den Ermüdungseigenschaften im Besonderen zu finden. Die interlaminaren Eigen-

spannungen und die dynamischen Eigenschaften von thermoplastischen CF/GF Hybridlamina-
ten werden erstmalig behandelt, weshalb die vorliegende Promotionsarbeit den Anspruch hat,
den materialwissenschaftlichen Stand der Technik hinsichtlich des Verständnisses der hybriden
Werkstofftechnologie zu erweitern.

4 Verwendete Materialien und experimentelles Vorgehen

4.1 Thermoplastische unidirektional verstärkte Tapes (UD-Tapes)

Für die Untersuchungen im Rahmen dieser Arbeit werden CF und GF UD-Tapes mit einer Polyamid 6 (PA6) Matrix des Herstellers TenCate (Morgan Hill, USA) verwendet. Das Halbzeug wird unter dem Handelsnamen TenCate Cetex® TC910 Nylon 6 geführt. In Tabelle 4 sind die für diese Arbeit maßgeblichen Materialeigenschaften zusammengefasst. Sofern nicht anders gekennzeichnet, sind die Kennwerte im Rahmen von Voruntersuchungen ermittelt worden.

Tabelle 4 Materialeigenschaften der verwendeten UD-Tape Halbzeuge. Aufgeführte Werte in Klammern sind Herstellerangaben.

Materialparameter	PA6/CF	PA6/GF	Prüfnorm
Faservolumengehalt	49,05 ± 1 % (49 %)	40,21 ± 2,2 % (40 %)	DIN 29 971 bzw. DIN EN ISO 1172
Reale Tapedicke	0,17 ± 0,01 mm (0,16 mm)	0,27 ± 0,01 mm (0,25 mm)	-
Flächengewicht	221 ± 2 g/m ² (230 g/m ²)	440 ± 2 g/m ² (430 g/m ²)	-
E-Modul Faserorientierung (Einzeltape)	95 ± 6,5 GPa (100 GPa)	32 ± 1,6 GPa (30 GPa)	Anlehnung an DIN EN ISO 527-5
Zugfestigkeit Faserorientierung (Einzeltape)	1560 ± 53 MPa (1900 MPa)	826 ± 15 MPa (900 MPa)	Anlehnung an DIN EN ISO 527-5
E-Modul Faserorientierung (1 mm dickes Laminat)	95 ± 4,7 GPa	33 ± 0,5 GPa	DIN EN ISO 527-5
Zugfestigkeit Faserorientierung (1 mm dickes Laminat)	1280 ± 71 MPa	775 ± 43 MPa	DIN EN ISO 527-5
Druckfestigkeit	375 MPa [82]	345 MPa [82]	ASTM D 3410
CTE in	1,3 x 10 ⁻⁶ K ⁻¹	5,9 x 10 ⁻⁶ K ⁻¹	-
CTE in ⊥	65 x 10 ⁻⁶ K ⁻¹	79 x 10 ⁻⁶ K ⁻¹	-
CO ₂ Fußabdruck der Fasern	2,8 kg _{CO₂-eq} /m ² gemäß [75]	0,37 kg _{CO₂-eq} /m ² gemäß [74]	-

Die Zugproben werden vor der Prüfung gemäß Kapitel 4.8 unter Normalklima konditioniert. Die Berechnung der CTEs der CF bzw. GF Lagen basiert auf den Formeln (6) und (7). Die angegebene

nen E-Moduln und Wärmeausdehnungskoeffizienten der Fasern sowie Matrixsysteme beruhen auf Literaturwerten [1,66]. Die aufgeführten Druckfestigkeiten sind Herstellerangaben.

4.2 Bestimmung des Faservolumengehalts

4.2.1 Glasfaserverstärkte UD-Tapes

Die Bestimmung des Fasergewichtgehalts von GF Monomateriallaminaten beruht auf Verfahren A gemäß DIN EN ISO 1172. Nach der normgerechten Trocknung der Proben bei 105 °C im belüfteten Wärmeschrank bis zur Massekonstanz, wird die Matrix der Materialproben (2-10 g) in Tiegeln verascht. Aus der Differenz der Gewichte der gefüllten Probetiegel vor und nach der Veraschung kann der Fasergewichtanteil des Materials bestimmt werden. Um einen Einfluss der Feuchte auszuschließen, findet eine Vortrocknung der Tiegel, ebenfalls nach Normvorgaben, statt. Zur Veraschung wird ein Mikrowellen-Muffelofen Phoenix (Fa. CEM GmbH, Kamp-Lintfort) verwendet. Zum Wiegen der Proben wird eine OHAUS ANALYTIC Plus Waage (Fa. Ohaus Europe GmbH, Nänikon, Schweiz) eingesetzt.

4.2.2 Kohlenstofffaserverstärkte UD-Tapes

Aufgrund der Oxidation der Kohlenstofffasern bei erhöhten Temperaturen (thermische Instabilität) ist eine Veraschung der Proben gemäß 4.2.1 nicht möglich. Auch eine Veraschung unter Sauerstoffausschluss ist nicht zielführend, da Zersetzungsrückstände der Matrix aufgrund einer unvollständigen Verbrennung das Messergebnis verfälschen. Der Faservolumengehalt der CF UD Tapes wird deshalb nasschemisch mit Salpetersäure (Konzentration $\geq 65\%$), die als Lösungsmittel für PA6 bekannt ist, entsprechend *Ehrenstein* und in Anlehnung an DIN 29 971 bestimmt [1]. Dazu wird das zuvor abgewogene Material zunächst in einem Erlenmeyer Kolben für eine Stunde mit der Säure vermengt. Nachdem sich die Matrix gelöst hat, wird der Inhalt des Kolbens in einen Glasfildertiegel gefüllt und die feste Phase (Fasern) von der gelösten Matrix getrennt. Nach einer mehrfachen Reinigung der verbliebenen Fasern mit destilliertem Wasser erfolgt eine abschließende Säuberung mit Aceton. Danach werden die Faserbündel bei 105 °C im Ofen getrocknet und wiederholt gewogen. Auf Basis der Massedifferenz kann der Gewichtsanteil der CF bestimmt werden.

4.3 Dynamische Differenzkalorimetrie

Zur Bestimmung des Schmelzbereiches und damit des eigenspannungsfreien Temperaturbereichs der Faserverbundlaminat werden dynamische Differenzkalorimetrie Messungen (engl.

differential scanning calorimetry, DSC) an jeweils 3 Proben der CF und GF UD-Tapes durchgeführt. Es wird eine DSC 821e (Mettler Toledo, Greifensee, Schweiz) eingesetzt. Die Messungen erfolgen unter Stickstoffatmosphäre. Die Probeneinwaage beträgt 10 ± 3 mg. Vor der Messung findet eine vierstündige Trocknung unter Vakuum bei 80 °C statt, um die Beeinträchtigung durch absorbiertes Wasser in der PA6 Matrix zu vermeiden. Anschließend werden die Proben auf 280 °C erwärmt und für 5 Minuten auf dieser Temperatur gehalten. Daraufhin erfolgt ein Abkühlen auf Raumtemperatur. Die Aufheiz- und Abkühlraten betragen jeweils 10 K / min .

4.4 Dynamisch mechanische Analyse (DMA)

Für die DMA Messungen kommt eine Gabo Eplexor® 500N (Fa. NETZSCH GABO Instruments GmbH, Selb) gemäß DIN 65583 (Verfahren A2) [83] zum Einsatz. Es handelt sich dabei um einen Biegeschwingversuch in 3-Punkt Biegeanordnung mit aufgelegter Probe. Die Prüfung ermöglicht insbesondere die Bestimmung der Glasübergangstemperatur. Der Prüfaufbau und die Prüfkammer sind in Abbildung 15 gezeigt.

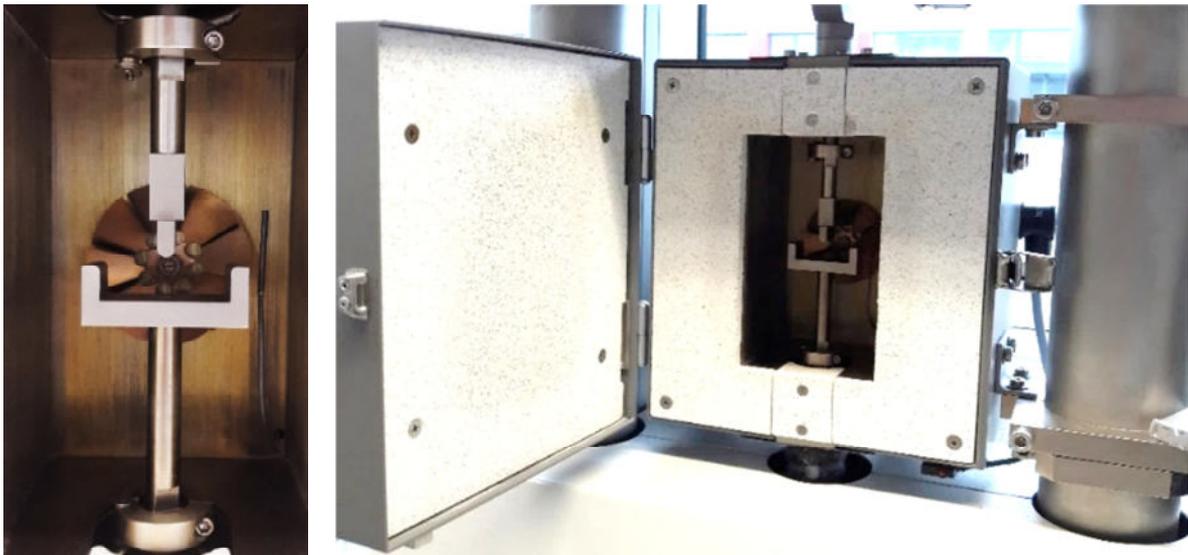


Abbildung 15 Versuchsaufbau (links) und Prüfkammer (rechts) für DMA Messungen in einer 3-Punkt Biegeanordnung

Die Probendimensionen werden mit $50 \times 10 \times 2\text{ mm}^3$ gewählt, um eine Vergleichbarkeit zu den Biegeuntersuchungen nach DIN EN ISO 14125 zu erzielen. Vor der Prüfung findet eine Konditionierung der Proben unter Normalklima ($23\text{ °C} / 50\%$ rel. Feuchte) für sieben Tage (168 h) statt. Die weiteren Parameter für die DMA-Messungen sind in Tabelle 5 zusammengefasst. Es werden jeweils zwei Proben pro Messreihe geprüft und die erste Aufheizung wird betrachtet. Die Be-

stimmung der Glasübergangstemperatur erfolgt gemäß Prüfvorschrift nach der Tangentenmethode (T_{g0}).

Tabelle 5 Prüfparameter für DMA Messungen

Prüfparameter	
Auflagerabstand	40 mm
Radius Auflager / Stempel	2 mm / 2,5 mm
A/D Verhältnis	20
Temperaturbereich	-40 bis 100 C
Heizrate	3 K/min
Frequenz	1 Hz
Elektrodynamisches Schwingersystem	500 N

4.5 Evaluierung der Vorkonsolidierungsqualität mittels der scheinbaren interlaminaren Scherfestigkeit

Zur Bewertung der Haftung der einzelnen Tapelagen in den vorkonsolidierten Laminaten wird der Kurzbiegeversuch nach DIN 2563 eingesetzt. Die scheinbare interlaminare Scherfestigkeit (A-ILSS) beruht auf der Umrechnung der gemessenen Kraft gemäß:

$$\tau = \frac{P_r}{4 b h} \quad (9)$$

P_r kennzeichnet dabei die maximale Kraft beim ersten Versagen, für deren Bestimmung ein Prüfabbruchkriterium mit einer Kraftabfallschwelle von 2 N definiert wird. Die Proben werden vor der Prüfung bei 80 °C für 4 h getrocknet. Die Prüfungen finden unter Normalklima (23 °C, 50 % rel. Luftfeuchte) an einer Universalprüfmaschine Zwick Z 050 (Fa. Zwick GmbH & Co. KG, Ulm) statt. Der Auflagerabstand wird für jedes getestete Laminat individuell justiert, so dass das Verhältnis von Auflagerabstand zu Probendicke (A/D) 5:1 beträgt. Die Prüfgeschwindigkeit wird gemäß Norm mit 1 mm/ min gewählt.

4.6 Laminatherstellung

Die UD-Tapes werden manuell entsprechend einer definierten Reihenfolge (siehe Kapitel 4.7) gestapelt. Die Orientierung der Einzellagen ist stets einheitlich unidirektional, um makromechanische Effekte aufgrund von variierenden Faserorientierung (siehe Abbildung 9) zu vermeiden und lediglich Einflüsse der Hybridisierung zu messen. Die Fixierung der Lagen erfolgt mittels eines Ultraschallschweißgerätes MS soniPRO 35/100 (Fa. MS Ultraschall Technologie GmbH, Spaichingen) mit einer Waffelsonotrode in den Ecken des Geleges. Die Gelegeaufbauten und die daraus resultierenden Faserverbundlaminare sind quadratisch mit einer Kantenlänge von 210 mm.

4.6.1 Vorkonsolidierung der Gelege

Die Tapegelege werden in einer Doppelbandpresse (DBP) KFK-E 1700 (Fa. Maschinenfabrik Herbert Meyer GmbH, Roetz) unter Druck und Temperatureinfluss vorkonsolidiert. Im Hinblick auf eine industriennahe Verarbeitung findet keine Vorkonditionierung statt. Der Aufbau und die Funktionsweise der DBP sind schematisch in Abbildung 16 dargestellt.

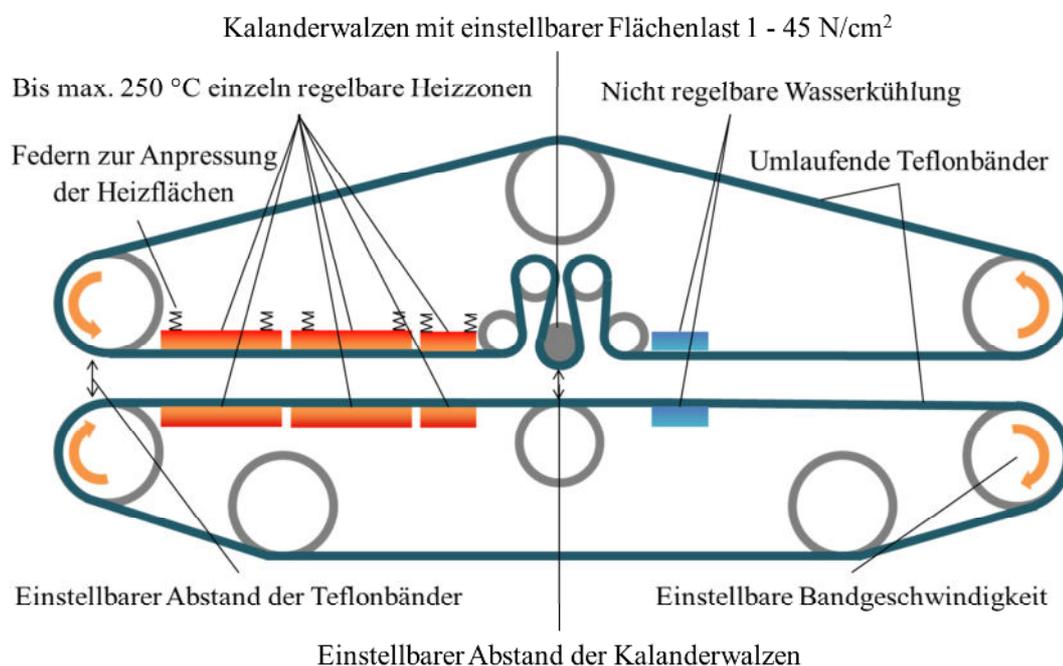


Abbildung 16 Schematische Darstellung der Doppelbandpresse KFK-E 1700

Nach der Einführung der UD-Tape Gelege in die Presse durchlaufen diese drei individuell regelbare Heizzonen. Die Heizzonen werden durch Federn an das Teflonband gepresst, wodurch das Gelege aufgeschmolzen wird. Zwischen den Kalanderwalzen geschieht unter Druck die Verpres-

sung des aufgeschmolzenen Geleges zu einem Laminat. Nach der Kalandervalze folgt eine wassertempertierte Kühlzone, in der das Laminat bei etwa 10 °C wieder abgekühlt wird.

In den Heizzonen ist eine Temperaturrampe mit 5 °C Stufen bis zur Maximaltemperatur eingestellt. Für die verwendete Gelege-Breite von 210 mm tritt eine Flächenlast von 1 N/cm² bei einem Druck von 0,8 bar auf. Die verwendeten Parameter für die Vorkonsolidierung der Lamine sind in Tabelle 6 aufgelistet.

Tabelle 6 Verwendete Prozessparameter für die Vorkonsolidierung der Lamine in einer Doppelbandpresse

Konsolidierungstemperatur	Bandgeschwindigkeit	Konsolidierungsdruck
250 °C	1,5 m/min	0,8 bar

4.6.2 Endkonsolidierung

Die Endkonsolidierung der vorkonsolidierten Lamine erfolgt mit einer Lauffer Laborpresse RMV 125/1 HT (Maschinenfabrik Lauffer GmbH & Co. KG, Horb am Neckar) unter Druck und Temperatur. Zur Formgebung wird ein beheizbares, quadratisches Tauchkantenwerkzeug (210 x 210 mm²) genutzt. Die Presse mit gerüstetem Tauchkantenwerkzeug ist in Abbildung 17 dargestellt.

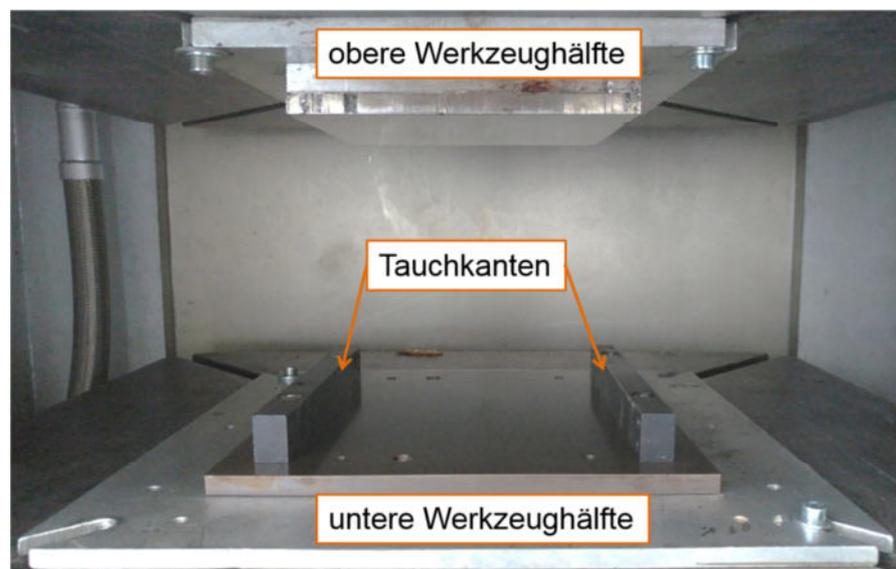


Abbildung 17 In Laborpresse gerüstetes Tauchkantenwerkzeug (210 x 210 mm²)

Vor dem Pressen werden die Lamine in einem Umluftofen Nabertherm N 60/85 HA (Nabertherm GmbH, Lilienthal) erwärmt, bevor sie im Anschluss ins Werkzeug eingelegt und endkon-

solidiert werden. Der Transport vom Umluftofen in die Presse erfolgt mit Hilfe eines Draht-Transportgestelles. Tabelle 7 zeigt die zur Endkonsolidierung verwendeten Prozessparameter für Umluftofen und Laborpresse.

Tabelle 7 Prozessparameter für die Endkonsolidierung der Laminat

Umluftofen		Laborpresse		
Heiztemperatur	Heizzeit	Werkzeugtemperatur	Presszeit	Presskraft
295 °C	10 min	190 °C	5 min	45 kN

Die Presskraft von 45 kN entspricht bei einer Fläche von 210 x 210 mm² einem Druck von 10 bar.

Nach dem 5-minütigen Pressvorgang wird das endkonsolidierte Laminat aus der Presse entnommen und senkrecht stehend in ein Abkühlgestell platziert, um eine beidseitige gleichmäßige Abkühlung zu gewährleisten. Der resultierende Temperaturverlauf während der Endkonsolidierung eines PA6 Hybridlaminates ist in Abbildung 18 dargestellt.

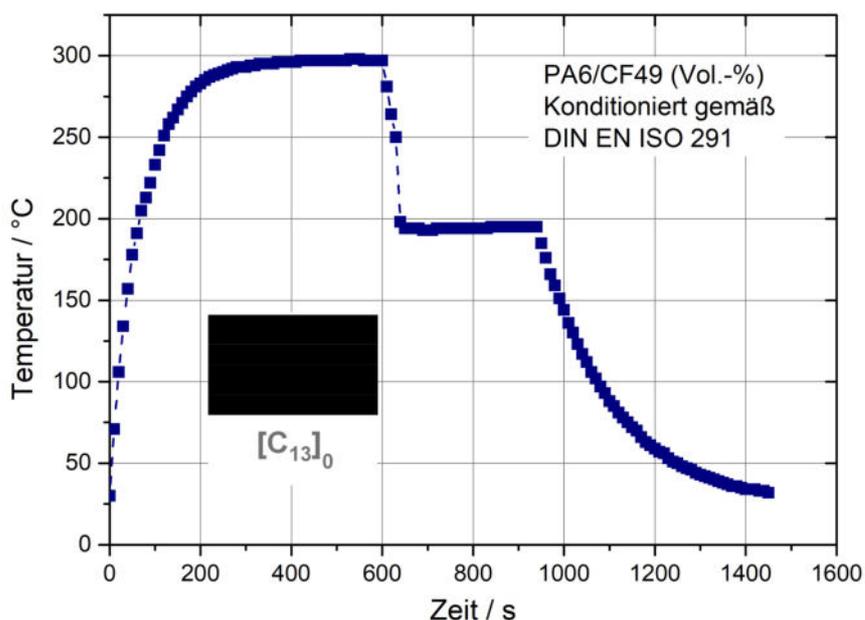


Abbildung 18 Temperaturverlauf im Kern eines achtlagigen PA6 Hybridlaminates ($h = 1,82$ mm) während der Endkonsolidierung [84]

Nach der zehnmütigen Aufheizung bei 295 °C und dem fünfminütigen Endkonsolidieren bei 190 °C ist von einer vollständigen Trocknung und einem Feuchtegehalt von annähernd 0 % aus-

zugehen. Damit liegt bei allen Laminaten nach der Endkonsolidierung ein einheitlicher Konditionierungszustand vor.

4.7 Stapelreihenfolgen der Laminare und Steifigkeitsberechnung

Abbildung 19 zeigt die wesentlichen in dieser Arbeit betrachteten Mono- und Hybridlaminare und die verwendete Nomenklatur.

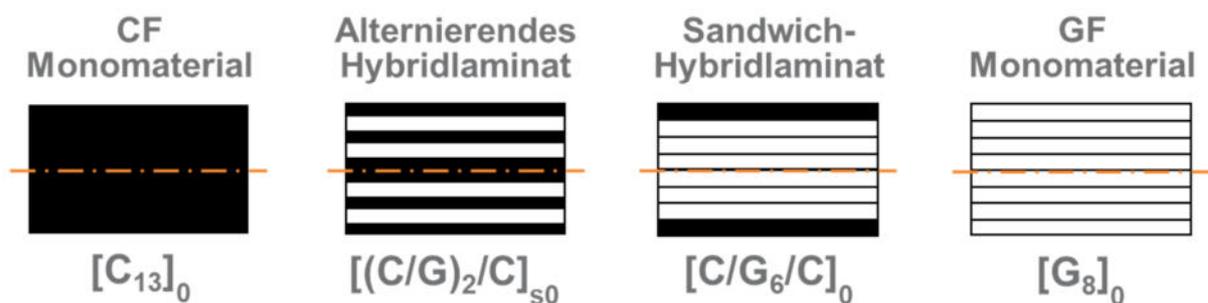


Abbildung 19 Stapelreihenfolgen verwendeter Monomaterial- und Hybridlaminare

In Tabelle 8 sind die relevanten Eigenschaften der untersuchten Laminare zusammengefasst.

Tabelle 8 Übersicht der wesentlichen Parameter der untersuchten Laminare

Laminatparameter	$[C_{13}]_0$	$[(C/G)_2/C]_{s0}$	$[C/G_6/C]_0$	$[G_8]_0$	$[C_2/G_5/C_2]_0$	$[C/G_7]_0$
Theoretische Dicke [mm]	2,08	1,96	1,82	2,00	1,89	1,91
Reale Dicke [mm]	1,95 ± 0,03	1,90 ± 0,03	1,83 ± 0,03	2,05 ± 0,01	1,89 ± 0,02	2,03 ± 0,02
Flächengewicht [kg/m ²]	2,87 ± 0,02	3,09 ± 0,02	3,08 ± 0,02	3,52 ± 0,02	3,08 ± 0,02	3,30 ± 0,02
Volumenanteil CF Lagen [Vol.-%]	100	52,5	18,7	0	33,6	8,6
FVG CF [Vol.-%]	100	57,6	22,0	0	38,3	10,3
Hybridverhältnis	0	0,42	0,78	1	0,62	0,90
Zug E-Modul nach ROM [GPa]	95	65,1	43,8	32	53,2	37,4

Das CF Monomateriallaminat besteht aus insgesamt 13 CF Lagen, während das GF Laminat aufgrund der höheren Einzelschichtdicke (siehe Tabelle 4) aus acht Lagen aufgebaut ist. Grundsätz-

lich werden zwei symmetrische Hybridlamine unterschieden. Zum einen das alternierende Hybridlaminat bestehend aus insgesamt zehn Lagen und zum anderen das Sandwich-Hybridlaminat aus acht Lagen. Im alternierenden Hybridlaufbau wechseln sich CF und GF Lagen ab, wobei das Verhältnis CF-Lagen zu GF-Lagen bei 6:4 liegt. Beim Sandwich-Hybridlaminat werden im Vergleich zum GF Monomateriallaminat die zwei äußersten GF mit CF Lagen ersetzt.

Zur Maximierung von E-Modul und Festigkeit sowie zur Ergänzung von zwischenliegenden Hybridverhältnissen werden im Rahmen der statischen Untersuchungen exemplarisch die in Abbildung 20 dargestellten Hybridlamine analysiert.

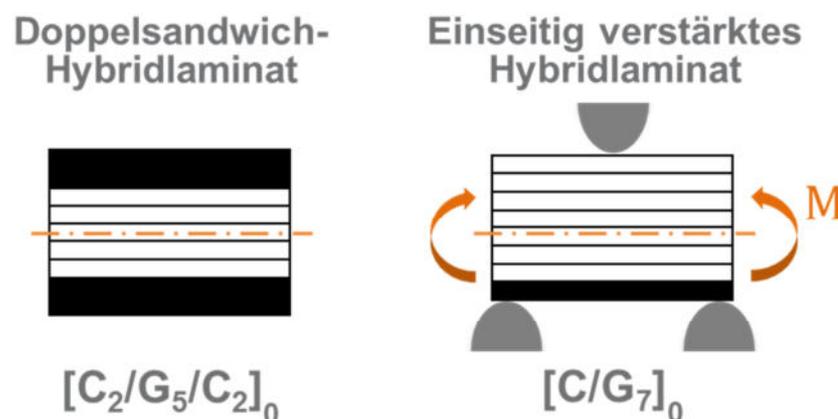


Abbildung 20 Stapelreihenfolgen ergänzender Hybridlamine

Links ist das neunlagige Doppelsandwich-Hybridlaminat dargestellt, das einem Sandwich-Hybridlaminat mit jeweils einer weiteren CF Lage und einer dafür entfernten GF Lage entspricht. Rechts ist das einseitig CF verstärkte Hybridlaminat gezeigt, das einem GF Monomateriallaminat gleicht, auf dem einseitig eine CF Lage aufgebracht ist. Die CF Lage wird bei Biegeversuchen so positioniert, dass diese unter einer Biegelast einer Zugbeanspruchung unterliegt. Die Fasern in allen untersuchten Laminaten sind unidirektional ausgerichtet, was durch die Null hinter der eckigen Klammer in der gekennzeichnet ist.

Zur Bestimmung der realen Laminatdicke und der genauen Faservolumenanteile sowie Hybridverhältnisse erfolgt die Vermessung der einzelnen Lamine mit Hilfe des Carl Zeiss Auflicht-Mikroskops Axioskop 2 MAT (Carl Zeiss AG, Oberkochen) und dem entsprechenden Auswertetool der Mikroskopie-Software an senkrecht zur Faserrichtung angeschliffenen Proben. Es werden je drei Proben von jedem Laminataufbau vermessen.

Anhand der in Abbildung 21 dargestellten Mikroskopieaufnahme des Querschnitts eines Hybridlaminates wird die Vorgehensweise der Schichtdickenmessung erläutert.

Zunächst werden die Laminatgrenzen (äußere blaue Linien) definiert, wodurch sich die neutrale Faser des Laminats ergibt. Die Berechnung der Laminatdicke erfolgt auf Basis von 19 Messstellen, die senkrecht zur neutralen Faser liegen, über den arithmetischen Mittelwert. Die Grenzen zwischen den jeweiligen Schichten im Laminat werden manuell eingezeichnet. Darauf aufbauend können wiederum die durchschnittlichen Dicken der Einzelschichten basierend auf dem arithmetischen Mittelwert bestimmt werden. Anhand der Abweichung der realen von der theoretischen Laminatdicke können Prozesseinflüsse bzw. Dickenschwankungen im Tapehalbzeug festgestellt werden. Die realen Schichtdicken der CF Lagen im verpressten Laminat belaufen sich auf $0,16 \pm 0,01$ mm. Die durchschnittliche Dicke der GF Schichten im Laminat liegt bei $0,25 \pm 0,01$ mm.

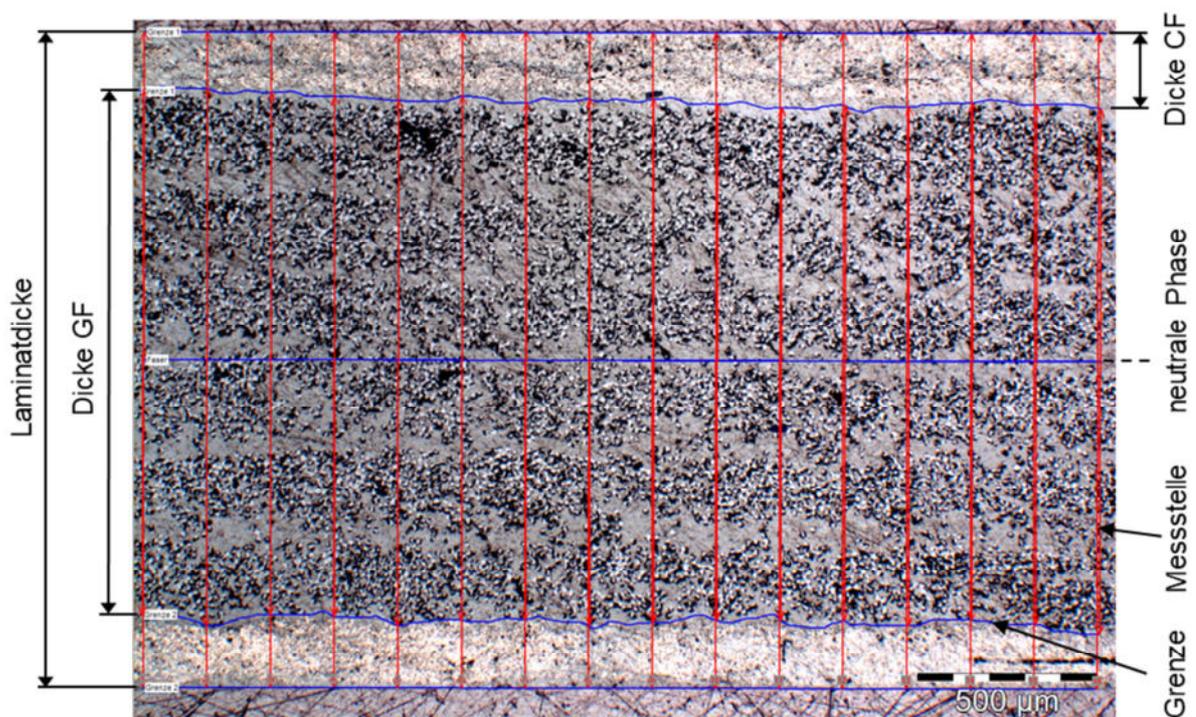


Abbildung 21 Mikroskopieaufnahme des Querschnitts eines Sandwich-Hybridlaminates zur exemplarischen Darstellung der Vermessung der Schichtdicken [85]

Ergänzend zum Querschnitt eines Sandwich-Hybridlaminates sind in den nachstehenden Abbildungen zudem Mikroskopieaufnahmen aller weiteren untersuchten Hybridlaminats dargestellt.



Abbildung 22 Mikroskopieaufnahme des Querschnitts eines alternierenden Hybridlaminates



Abbildung 23 Mikroskopieaufnahme des Querschnitts eines Doppelsandwich-Hybridlaminates

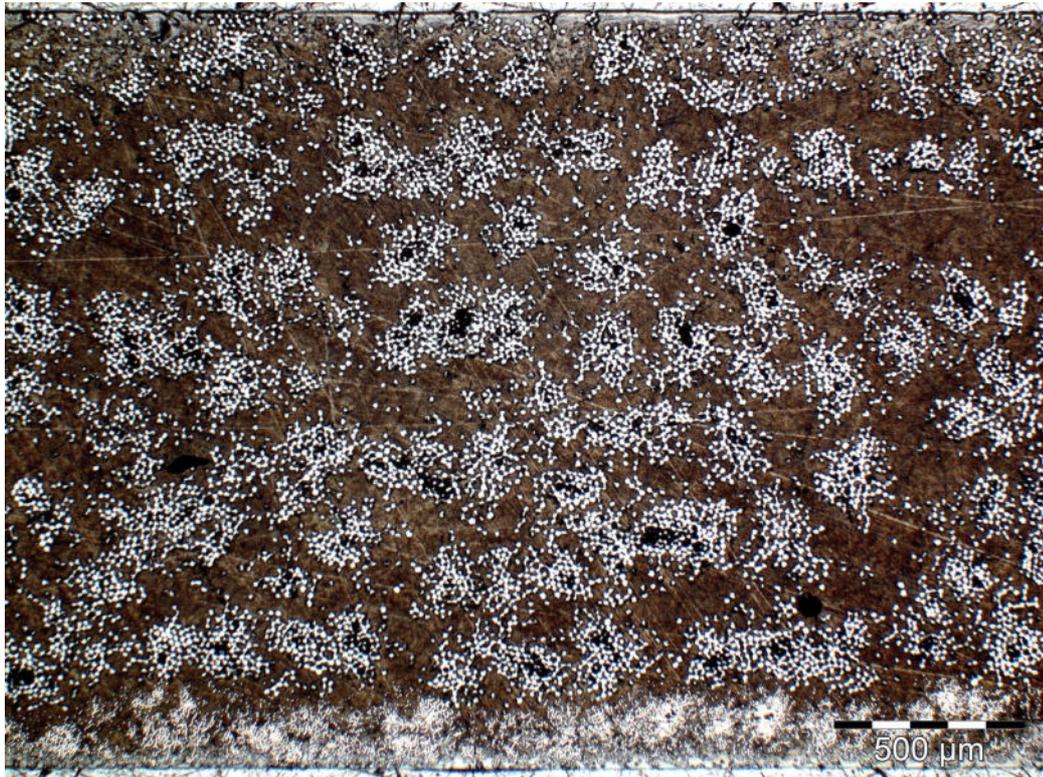


Abbildung 24 Mikroskopieaufnahme des Querschnitts eines einseitig verstärkten Hybridlaminates

Die Volumengehalte werden gemäß *Pandya et al.* bestimmt [8]. Der Volumenanteil V_{CF} der CF Lagen errechnet sich aus dem Verhältnis des Volumenanteils der CF verstärkten Lagen zum Gesamtvolumen des Hybridlaminates. Der FVG der CF am gesamten Hybridlaminat basiert auf der nachfolgenden Gleichung:

$$V_f^{CF} = \frac{V_{f_{CF}} V_{CF}}{[V_{f_{CF}} V_{CF} + V_{f_{GF}} (1 - V_{CF})]}$$

Mit: $V_{f_{CF}} = 0,49 \text{ vol. -\%}$

$V_{f_{GF}} = 0,40 \text{ vol. -\%}$

Das Hybridverhältnis wird nach *Dong et al.* gemäß Formel (4) bestimmt, wobei $r_h = 0$ dem reinen CF und $r_h = 1$ dem reinen GF Monomateriallaminat entspricht. Zur Kalkulation des E-Moduls der Hybridlaminare wird die Mischungsregel angewendet.

4.8 Probenkonditionierung

Bevor die Lamine bzw. Proben den jeweiligen Untersuchungen unterzogen werden, findet eine Konditionierung unter Normklima 23/50 (23 °C, 50 % relativer Luftfeuchtigkeit) gemäß DIN EN ISO 291 für mind. 7 Tage (Vorgabe aus Norm: mind. 88 h) statt. Dieser Konditionierungszustand wird gewählt, da sich bei trockenen Proben bei einer mehrtägigen dynamischen Prüfung unter Normklima ein undefinierbarer Feuchtegehalt in den Proben einstellen würde. Zudem kommen diese Konditionierungsbedingungen dem Einsatzgebiet in der Praxis am nächsten. Wenn nicht anders explizit vermerkt, findet stets der zuvor genannte Konditionierungszustand Anwendung.

Exemplarische Messungen des Feuchtegehalts in den Hybridlaminatproben nach der Konditionierung haben einen Wert von $0,38 \pm 0,1$ Gew.-% ergeben.

4.9 Bestimmung der interlaminaren Eigenspannungen mittels Bohrlochanalyse

4.9.1 Oberflächenvorbehandlung

Die Oberflächen der Faserverbundlamine werden vor der Behandlung mit Ethanol gereinigt, um Schmutzpartikel zu entfernen und eine fehlerfreie Anhaftung der mattierenden Beschichtung zu ermöglichen. Anschließend ist eine Sprühlack-Grundierung aufzutragen, die eine fehlerfreie Erkennung von Oberflächenverschiebungen durch die verwendeten und nachfolgend beschriebenen optischen Systeme gewährleistet. Der Grundierungslack wird nach der Auftragung für mindestens 12 Stunden getrocknet.

4.9.2 Messmethode

Für die Messung der Oberflächenverschiebungen wird ein Eigenspannungsmessgerät der Fa. Stresstech GmbH (Rennerode) eingesetzt. Das entsprechende Messsystem mit den wesentlichen Komponenten (Bohrer, Laser und Kamera) ist in Abbildung 25 dargestellt.

Die Messeinheit besteht aus einem Probenhalter, in dem das lackierte Laminat eingespannt ist, einer Bohreinheit, einem Laser sowie einer Kamera. Der Bohrer ist mit einer Kontrolleinheit verbunden, die die Drehzahl und den Vorschub des Bohrers regelt. Alle weiteren Elemente sind wiederum über eine Steuereinheit mit einem Computer verbunden, mit dem die Einstellung des Messsystems mittels einer Software vorgenommen werden kann. Das Messsystem nutzt die „Electronic Speckle Pattern Interferometry“ (ESPI), um die Oberflächenverzerrungen zu messen,

die durch das Entfernen des mit Eigenspannungen versehenen Materials entstehen. Die genaue Funktionsweise ist der Herstellerseite [86] und [50,52] zu entnehmen.

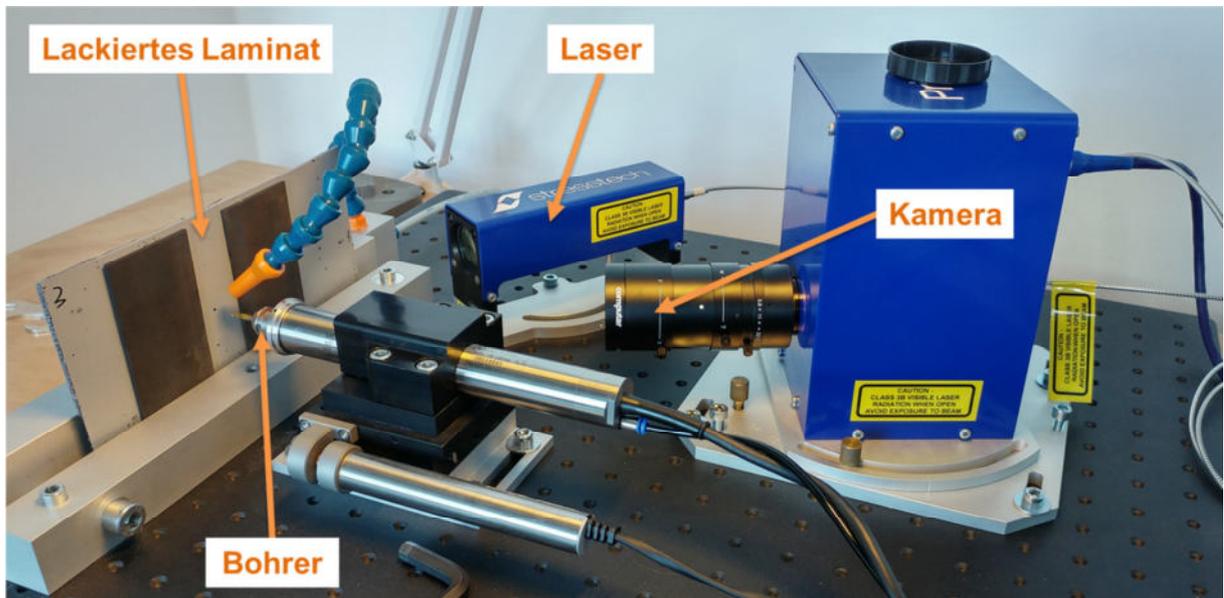


Abbildung 25 Eigenspannungsmessgerät zur Quantifizierung der Eigenspannungen mittels der Bohrlochmethode.

Nach der Fixierung des Laminats im Probenhalter wird der Bohrer mit einem Durchmesser von 1,6 mm manuell an die Probenoberfläche herangefahren, so dass die Grundierungsschicht gerade angebohrt wird. Dadurch erfolgt die Erkennung der Probenoberfläche, die vom System als Nullposition definiert wird. Im Anschluss werden über die Benutzeroberfläche der Kamerafokus sowie die Intensität des Beleuchtungs- und Referenzstrahls eingestellt.

Jedem von der Kamera aufgezeichneten Pixel wird ein Verschiebungswert zugeordnet. Dabei handelt es sich um Phasenverschiebungen, die durch die Multiplikation mit einem Korrekturfaktor (siehe Formel (10) und (11)), der vom Messgerätehersteller bereitgestellt wird, in tatsächliche Verschiebungen in nm umgerechnet werden.

Für die ersten 0,09 mm Bohrtiefe werden 0,02 mm Bohrschritte gewählt, um eine genaue Analyse des Randbereichs zu ermöglichen, in dem entsprechend dem Stand der Technik die höchsten Eigenspannungen zu erwarten sind. Ab einer Bohrtiefe von 0,1 mm bis 1 mm werden 0,05 mm Bohrschritte angewendet. Nach jedem Bohrschritt fährt der Bohrer aus dem Laminat aus und es erfolgt eine Messung der Verschiebungen auf der Oberfläche referenziert zum letzten Stand. Je Platte werden insgesamt fünf Messungen bzw. Bohrungen durchgeführt. Zwischen den einzel-

nen Messstellen ist ein Abstand von mindestens 20 mm einzuhalten, um eine Beeinflussung der Messungen untereinander zu vermeiden.

$$MF = \frac{\lambda}{2 \times \pi \times SF} \approx 65,376 \text{ nm} \quad (10)$$

$$SF = \sqrt{2} \times \sqrt{\sin(\alpha_K) \times \sin(\alpha_L) + \cos(\alpha_K) \times \cos(\alpha_L)} \approx 1,2951 \quad (11)$$

MF = Multiplikationsfaktor

SF = Sensitivitätsfaktor

α_K = Winkel zwischen Kamera und Bohrer (25°)

α_L = Winkel zwischen Laser und Bohrer (58°)

λ = Wellenlänge des Lasers (532 nm)

In Tabelle 9 ist die Bestimmung der tatsächlichen Oberflächenverschiebungen auf Basis der anhand der Bohrlochmethode ermittelten Phasenverschiebungen aufgezeigt.

Tabelle 9 Exemplarische Darstellung der Ermittlung der tatsächlichen Verschiebungen auf Basis der gemessenen Phasenverschiebungen eines alternierenden Hybridlamina-tes

Bohrlochtiefe [mm]	Gemittelte Pha- senverschiebung	Tatsächliche Ver- schiebung [nm]	Normierung auf die Bohrschrittiefe [nm/mm]
0,01	-0,03378	-2,21	-220,9
0,03	-0,05458	-3,57	-178,4
0,05	-0,10546	-6,89	-344,7
0,07	-0,07547	-4,93	-246,7
0,09	-0,12846	-8,40	-419,9
0,1	-0,08043	-5,26	-525,8
0,15	-0,46974	-30,71	-614,2
0,2	-0,34843	-22,78	-455,6
...

Die mittels des Eigenspannungsmessgerätes detektierten Phasenverschiebungen auf der Oberfläche der Probe werden mit dem Korrekturfaktor (siehe Formel (10)) multipliziert. Daraus ergeben sich die tatsächlichen Verschiebungen in nm. Zuletzt wird der Verschiebungswert auf die entsprechende Tiefe des Bohrlochschrattes (0,02 bzw. 0,05 mm) normiert.

4.10 Charakterisierung der 3-Punkt Biegeeigenschaften

4.10.1 Statisch

Zur Ermittlung des Werkstoffverhaltens unter einer 3-Punkt Biegebelastung wird eine Universalprüfmaschine Zwick Z020 (Fa. Zwick GmbH & Co. KG, Ulm) verwendet. Eine den Prüfaufbau umgebende Temperierkammer ermöglicht neben den Prüfungen unter Normalklima (23 °C, 50 % relative Luftfeuchtigkeit, siehe Kapitel 4.8) auch Untersuchungen bei eingestellten Umgebungstemperaturen von -30 °C und +90 °C. Die Probengeometrie wird nach DIN EN ISO 14125 – Klasse IV [87] mit einer Größe von 100 x 15 x 2 mm³ gewählt. Die Präparation der Proben aus dem Laminat erfolgt mittels einer Wasserstrahlschneidanlage des Typs Mach 500 (Flow Europe GmbH, Weiterstadt). Mit der lt. Norm vorgegebenen Stützweite von 80 mm ergibt sich ein A/D Verhältnis von 40. Der Prüfweg wird über die Traversenbewegung gemessen. Beim einseitig verstärkten Hybridlaminat wird die Probe so eingelegt, dass durch das aufgebrachte Biegemoment die CF Lage einer Zugbeanspruchung unterliegt (siehe Abbildung 20).

Die wesentlichen Parameter für die 3-Punkt Biegeprüfung sind in Tabelle 10 aufgeführt.

Tabelle 10 Parameter zur 3-Punkt Biegeprüfung nach DIN EN ISO 14125

Prüfparameter	
Druckfinnenradius R_1	5 mm
Auflagerradius R_2	2 mm
Stützweite	80 mm
Vorkraft	5 N
Prüfgeschwindigkeit	5 mm/min

Nach Erreichen der Soll-Temperatur von +90 °C wurde eine Wartezeit von 7 min vorgesehen, um ein homogenes Aufheizen der Prüfkammer, der Prüfvorrichtung und des Probekörpers sicherzustellen. Für die 3-Punkt Biegeprüfung bei einer Ist-Temperatur von -30 °C wurde keine

Wartezeit eingeplant, da alle Proben mindestens 30 Minuten vor der Prüfung bereits in die Temperierkammer eingelegt wurden. Dadurch erreichten diese die Prüftemperatur bereits vor dem Einlegen in die 3-Punkt Biegevorrichtung. In einer Messreihe wurden mindestens fünf gültige Proben geprüft.

4.10.2 Dynamisch im Laststeigerungsversuch

Die dynamischen Laststeigerungsversuche unter einer 3-Punkt Biegebelastung erfolgen in Anlehnung an DIN 53398 mit gleichen Prüfparametern, wie bei der statischen Analyse (siehe Tabelle 10). Die Prüfungen werden auf einem servo-hydraulischen Prüfstand Instron Schenck PL10N (Instron GmbH, Darmstadt) unter Normalklima (siehe 4.8) durchgeführt. Neben der 1,25 kN Kraftmessdose HBM U10M (Hottinger Baldwin Messtechnik GmbH, Darmstadt) kommt der Wegaufnehmer Messotron LVDT (Messotron Hennig GmbH & Co KG, Seeheim-Jugenheim) zum Einsatz.

Die Untersuchung der Ermüdungseigenschaften erfolgt spannungsgeregelt bei einer Frequenz von 5 Hz und einem Verhältnis Ober- zu Unterspannung von 0,1 ($R = 0,1$). In Abbildung 26 ist exemplarisch der Spannungsverlauf in einer Probe mit entsprechenden Last- und Erholungsstufen dargestellt.

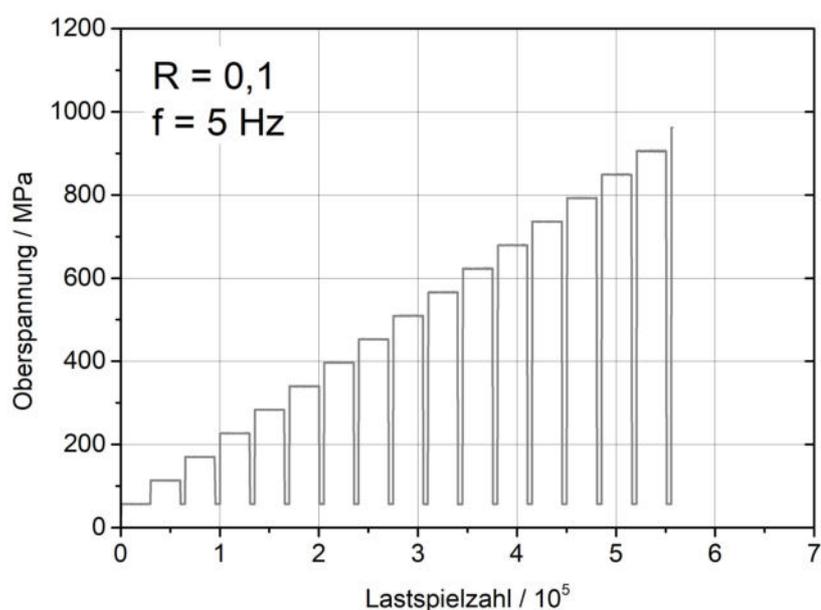


Abbildung 26 Exemplarischer Spannungsverlauf im Laststeigerungsversuche zur Ermittlung der Ermüdungseigenschaften

Stufen mit steigender Belastung, in Kombination mit jeweils einer zwischenliegenden Entlastungsstufe, bilden das Lastkollektiv. Die erste Laststufe wird mit 56,6 MPa als 10 %iger Anteil

des Mittelwerts der wiederum gemittelten Biegefestigkeiten der Monomaterial- und Hybridlamine vorhergehender Untersuchungen bestimmt. Damit ist sicherzustellen, dass das dynamische Probenversagen nicht im Bereich der ersten drei Laststufen eintritt und eine mögliche Materialermüdung nachgewiesen werden kann. Die Laststufen umfassen 30.000 Lastzyklen, während die Erholungsstufen 5.000 Lastzyklen andauern. Unter Berücksichtigung der Frequenz von 5 Hz dauern 100.000 Lastzyklen etwa 5,5 Stunden. Belastungszyklen werden mittels der Software DynMat digitalisiert und auf Basis dessen charakteristische Kennwerte, wie z. B. die Verlustarbeit, errechnet. Geprüft werden pro Laminataufbau zwei bis drei Probekörper in Abhängigkeit der Abweichung der Festigkeitskennwerte. Versagen die ersten beiden Probekörper bei derselben Laststufe, so wurde auf einen dritten Probekörper verzichtet.

Zur Sicherstellung, dass die Probentemperatur während der Prüfung nicht steigt, werden Oberflächentemperaturmessungen mit einem Pyrometer durchgeführt.

Eine Umgebungstemperatur von +90 °C wird mittels einer Temperierkammer eingestellt.

4.11 In-situ REM Versagensanalyse

In-situ REM-Aufnahmen werden mit einem Zeiss EVO MA15 Rasterelektronenmikroskop (Carls Zeiss AG, Oberkochen) in Kombination mit einem in-situ Prüfmodul (Fa. Kamrath & Weiss GmbH, Dortmund) erstellt. Dieses war bis dato lediglich für Zug- und Druckprüfungen ausgelegt, was die Konstruktion und Fertigung eines Zusatzmoduls im Rahmen dieser Arbeit zur Durchführung von 3-Punkt Biegeprüfungen erforderlich machte (siehe Abbildung 27).

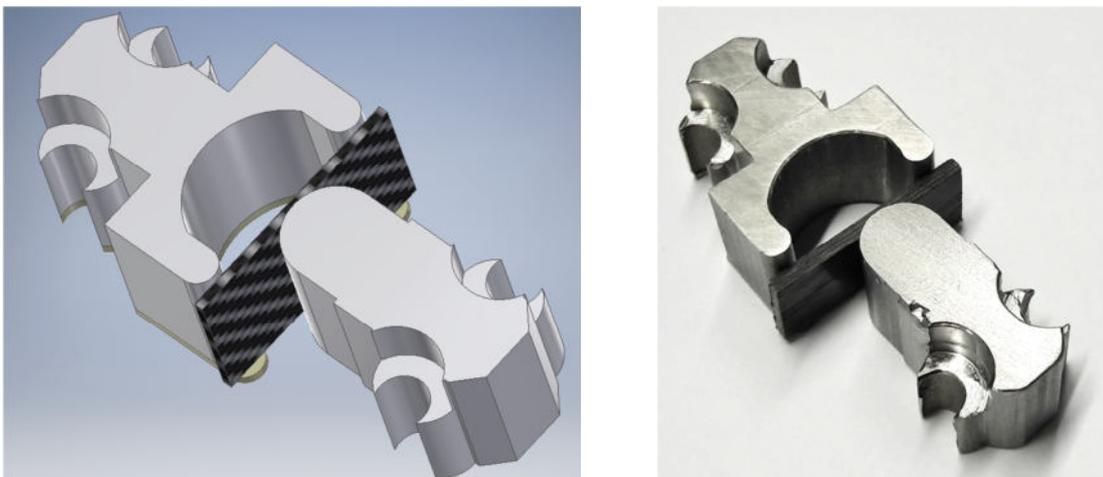


Abbildung 27 CAD-Konstruktion der Auflager- und Druckfingereinsätze (links) und fertig hergestellte Einsätze mit Probe (rechts) [85]

Die Radien des Stempels ($r = 5 \text{ mm}$) und der Auflager ($r = 2 \text{ mm}$) wurden der statischen 3-Punkt Biegeprüfung nach DIN EN ISO 14125 nachempfunden. Der Auflagerabstand wurde hinsichtlich des vorhandenen Bauraums mit 20 mm maximal gewählt. Das A/D Verhältnis beläuft sich bei dieser Prüfung auf etwa zehn, weshalb eine direkte Vergleichbarkeit zu den nach Kapitel 4.10.1 geprüften Proben nicht gegeben ist und höhere Schubspannungen im Laminat zu erwarten sind. Die in-situ Prüfvorrichtung mit integriertem 3-Punkt Biegeeinsatz ist in Abbildung 28 dargestellt.

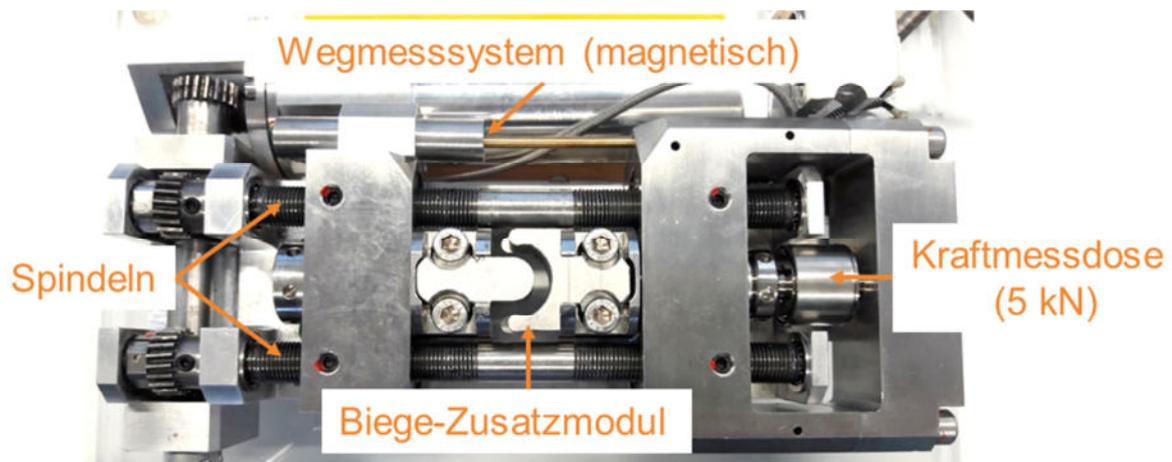


Abbildung 28 In-situ REM Prüfmodul mit Einsätzen für 3-Punkt Biegung

Die lineare Bewegung des Biegestempels wird durch einen Elektromotor realisiert, der über ein Getriebe die Spindeln des Prüfmoduls antreibt. Ein magnetisches Wegmesssystem (Linear-Encoder) detektiert berührungslos mit einer Auflösung von 100 nm die Stempelbewegung. Die Ermittlung der angelegten Biegekräfte erfolgt mittels einer 5 kN Kraftmessdose.

Die Probekörper mit den Abmessungen $26 \times 15 \times 2 (\pm 0,2) \text{ mm}^3$ werden an einer Seitenfläche mit Nassschleifpapier der Körnung 500 und 1.000 auf eine Breite von etwa 14,8 mm plan angeschliffen, um eine gute Oberflächenqualität zu gewährleisten. Danach werden die Proben an beiden Seiten mit leitfähigem Klebeband beklebt und anschließend goldbesputtert (siehe Abbildung 29 links).

Im Anschluss sind die präparierten Probekörper wie in Abbildung 29 (rechts) dargestellt in das in-situ Prüfmodul einzusetzen und mit einer Vorkraft zwischen 60 und 100 N zu beaufschlagen. Anschließend erfolgen die in-situ REM Aufnahmen unter einer 3-Punkt-Biegebelastung mit konstanter Prüfgeschwindigkeit von $6 \mu\text{m/s}$ ($0,36 \text{ mm/min}$).

In Tabelle 11 sind die Einstellungen aufgelistet, die für die Erstellung der in-situ REM Aufnahmen zur Anwendung kamen.

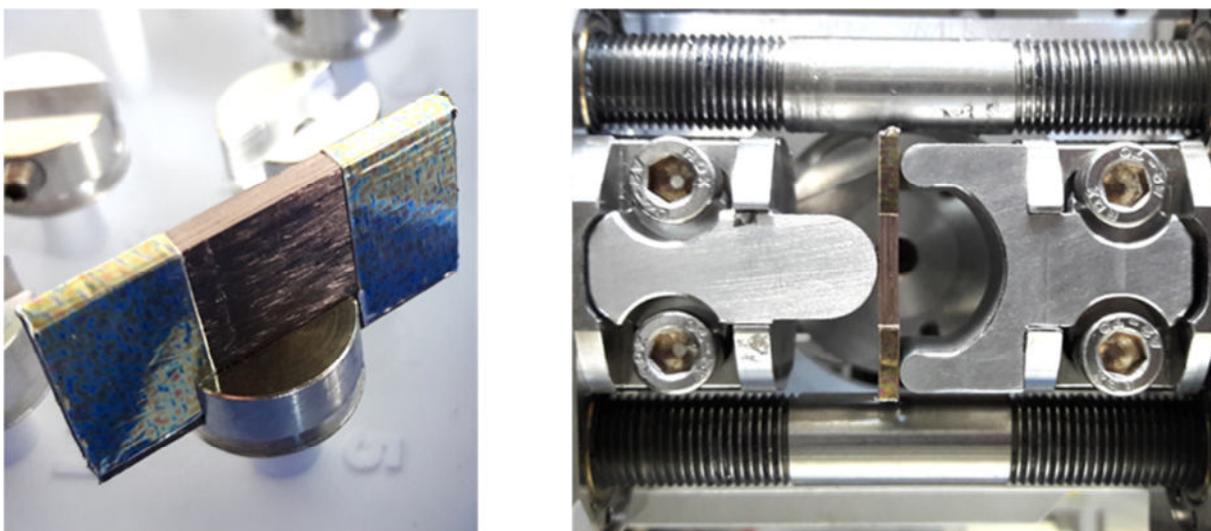


Abbildung 29 Besputterter Probekörper für in-situ REM Prüfung (links) und eingespannte Probe im 3-Punkt-Biegeprüfmodul (rechts)

Tabelle 11 Scan-Parameter des REM

Auflösung	Scan Speed	Vergrößerung	Spannung
1024 x 768	6	25-fach	7 kV

5 Ergebnisse und Diskussion

5.1 Thermisch-physikalische Eigenschaften der Halbzeuge

5.1.1 DSC

In Abbildung 30 sind exemplarisch jeweils eine DSC-Kurve der CF (links) und GF (rechts) UD-Tapes abgebildet.

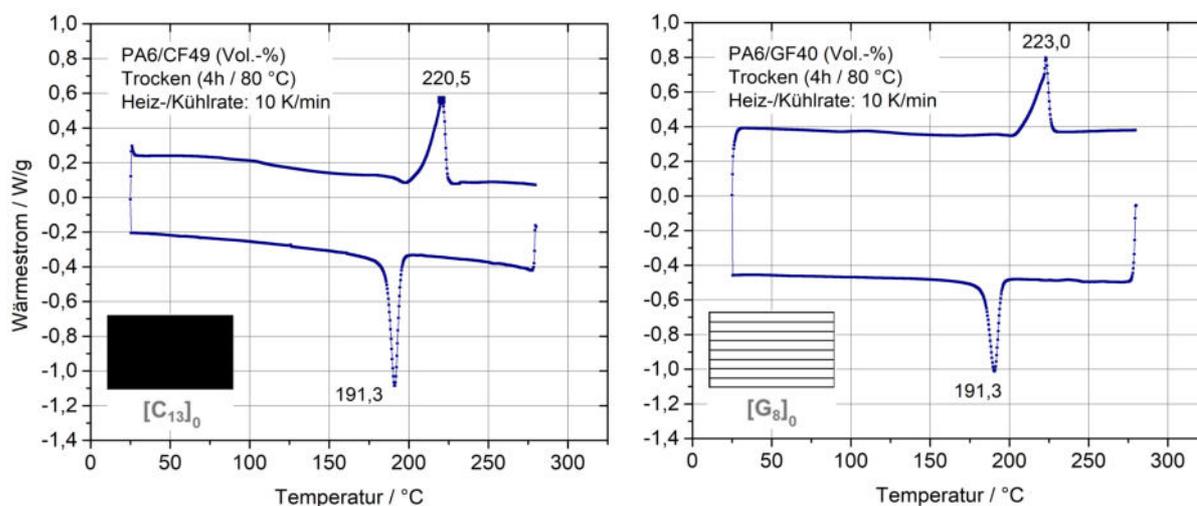


Abbildung 30 DSC Kurven zur Bestimmung des Schmelzbereichs und des Schmelzpeaks der CF (links) und GF UD-Tapes (rechts)

Die jeweils untere Kurve stellt die Abkühlkurve dar und ermöglicht das Ermitteln des Kristallisationspeaks, der für beide Tapes bei 191 °C liegt (siehe Tabelle 12).

Tabelle 12 Thermische Kennwerte der UD-Tape Halbzeuge

UD Tape	Kristallisationstemperatur	Schmelztemperatur
PA6/CF49 (Vol.-%)	191,2 ± 0,1 °C	219,6 ± 1,0 °C
PA6/GF40 (Vol.-%)	191,1 ± 0,4 °C	221,8 ± 1,0 °C

Die Kristallisationstemperatur begrenzt beim Abkühlen den spannungsfreien Bereich, der über diesem Kennwert liegt. Darunter sind Kristallstrukturen der teilkristallinen PA6 Matrix ausgebildet und die Wärmeausdehnung der Fasern wird behindert. Der Peak des Wärmestroms re-

präsentiert die Schmelztemperatur der Matrix. Dieser liegt für das CF Tape bei 220 °C und für das GF Tape bei 222 °C.

Die Glasübergangstemperatur kann den DSC Kurven nicht entnommen werden, sodass zusätzlich DMA Messungen erforderlich sind.

5.1.2 DMA

Das Biege-Speichermodul E' der Mono- und Hybridlaminare in Abhängigkeit der Umgebungstemperatur, das im Rahmen einer DMA ermittelt wurde, ist in Abbildung 31 dargestellt.

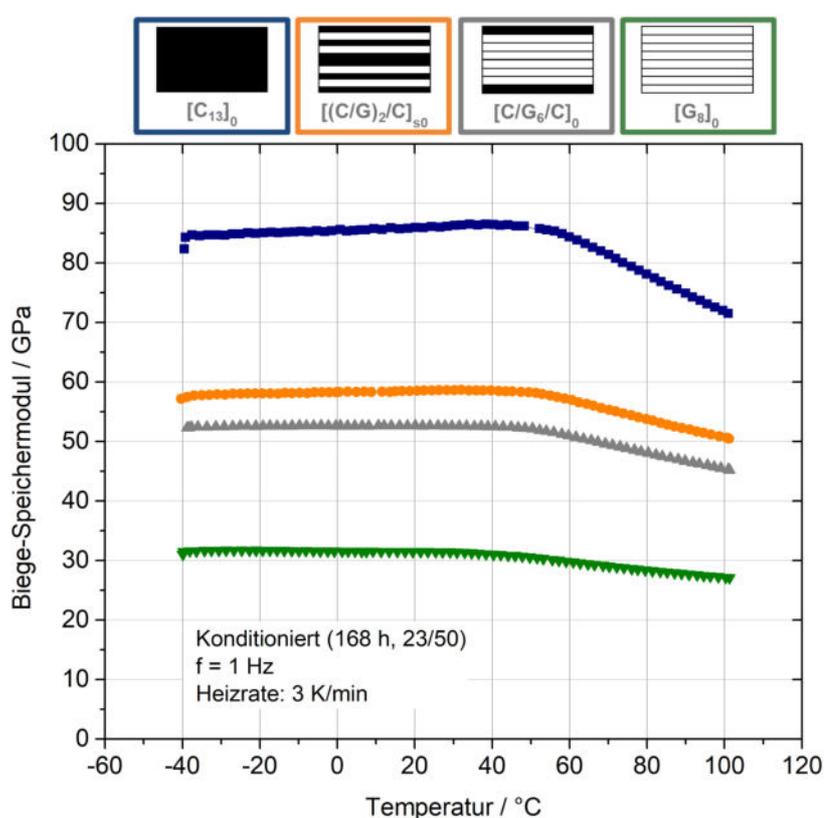


Abbildung 31 Biege-Speichermodul in Abhängigkeit der Umgebungstemperatur aus den DMA-Messungen der Mono- und Hybridlaminare

Die geometrische Ermittlung der Glasübergangstemperatur mithilfe der Tangentenmethode aus dem oben gezeigten Diagramm liefert auf Basis des CF Laminats einen T_{g0} von PA6 von 52,8 °C. Der anhand des GF Laminates ermittelte T_{g0} von PA6 liegt bei 38,2 °C. Oberhalb dieses Temperaturwertes beginnt der Biege-Speichermodul der Laminare zu fallen.

In Tabelle 13 sind die jeweiligen Glasübergangstemperaturen der Monomaterial- und Hybridlaminare zusammengefasst. Zur Überprüfung der Ergebnisse ist eine 2. Messung durchgeführt

worden, deren Ergebnisse ebenfalls gezeigt sind. Zudem sind die auf Basis des Hybridverhältnisses und der Mischungsregel (siehe Formel (3) und (4)) berechneten Glasübergangstemperaturen dargestellt. Es zeigt sich, dass mit steigendem Kohlenstofffaseranteil der Abfall des E-Moduls zu höheren Temperaturen verschoben wird. Somit ist der Modul der CF Lagen weniger abhängig von den temperaturbedingten, stabilisierenden Wirkung der PA6 Matrix als die GF Lagen.

Tabelle 13 Glasübergangstemperatur der Monomaterial- und Hybridlamine und die resultierenden Hybrideffekte

Aufbau		$[C_{13}]_0$	$[(CG)_2/C]_{s0}$	$[C/G_6/C]_0$	$[G_8]_0$
Glasübergangstemperatur auf Basis von E' (Speichermodul) [°C]	1. Messung	52,8	48,0	46,7	38,2
	2. Messung	52,6	48,1	46,8	36,4
Berechnete Glasübergangstemperatur (nach Mischungsregel) [°C]		-	46,2	40,7	-
Temperatur bei Maximum von E'' (Verlustmodul) [°C]	1. Messung	84,3	76,5	73,9	61,3
	2. Messung	87,7	79,8	74,7	60,9
Temperatur bei Maximum von $\tan \delta$ (Verlustfaktor/Dämpfung) [°C]	1. Messung	93,9	95,3	88,8	66,9
	2. Messung	100,9	89,0	86,0	68,6

Die ermittelte Glasübergangstemperatur der Hybridlamine liegt höher als der durch die Mischung der beiden Einzelkomponenten berechnete thermische Kennwert. Der mit dem T_g verbundene Abfall des E-Moduls wird durch die Hybridisierung zu höheren Temperaturwerten verschoben und es kann somit eine höhere Wärmeformbeständigkeit der Werkstoffe erwartet werden.

Die Maxima der Verlustmodule können jeweils bei Temperaturen von etwa 30 °C über der anhand des Biege-Speichermoduls ermittelten Glasübergangstemperatur verzeichnet werden. Dementsprechend liegt das Maximum des Verlustfaktors, der das Dämpfungsverhalten beschreibt und aus dem Verhältnis des Verlustmoduls zum Speichermodul resultiert, bei deutlich höheren Temperaturen. Der temperaturabhängige Verlauf der beiden Kennwerte Verlustmodul und Verlustfaktor wurde ausgewertet, zeigt aber keine für diese Arbeit relevanten Auffälligkeiten, sodass auf eine Darstellung verzichtet wird.

5.1.3 Zusammenfassung

Die Untersuchung der thermisch-physikalischen Eigenschaften der thermoplastischen UD-Tapes mittels DSC ermöglicht zum einen die Ermittlung des Schmelzpunktes der verwendeten PA6 Matrix, der bei $219,6 \pm 1,0$ °C (CF) respektive $221,8 \pm 1,0$ °C (GF) liegt, sowie zum anderen die Definition eines für den Abkühlprozess relevanten spannungsfreien Bereichs oberhalb der Rekristallisationstemperatur, die für beide Halbzeugarten bei 191 °C liegt. Ab Erreichung des Schmelzbereichs des Matrixsystems können molekulare Diffusionsprozesse gemäß [88] und [89] zwischen den Tape-Einzellagen stattfinden, was die Konsolidierung des Tape-Geleges ermöglicht und wodurch die untere Grenze der Verarbeitungstemperatur festgelegt ist. Die Rekristallisationstemperatur beschreibt den Startpunkt für die Bildung der für diese Arbeit relevanten interlaminaren Eigenspannungen in den Hybridlaminaten, da sich beim Abkühlen der Lamine ab dieser Temperatur ein Großteil der kristallinen Strukturen des Matrixsystems ausgebildet haben und die Molekülbewegungen im Polymer nur noch eingeschränkt möglich sind.

Eine Glasübergangstemperatur des PA6 Matrixsystems der Halbzeuge kann mittels der DMA nicht eindeutig matrixspezifisch ermittelt werden. Die Werte liegen in Abhängigkeit des Laminataufbaus zwischen 36 °C (Monomaterial GF) und 53 °C (Monomaterial CF). Der Kennwert des jeweiligen Laminates stellt ein Indiz für die Wärmeformbeständigkeit dar und dient als Orientierung bei der Bewertung der mechanischen Untersuchungen bei erhöhten Umgebungstemperaturen (+90 °C). Dabei ist zu berücksichtigen, wie weit man jeweils über der ermittelten Glasübergangstemperatur des Matrixsystems liegt, weil dies Einfluss hat auf die Absenkung des Matrixmoduls und eintretende Kriechrelaxationseffekte.

5.2 Einfluss der Vorkonsolidierung auf Eigenschaften und Struktur

Zu Beginn der Untersuchungen ist zu prüfen, ob eine Vorkonsolidierung der Hybridlamine in einer Doppelbandpresse notwendig ist, um einen ausreichenden Verbund zwischen den Einzellagen im endkonsolidierten Laminat zu erzielen. Gemäß dem Stand der Technik ist diese Haftung Grundvoraussetzung für eine Kraftübertragung zwischen den CF und GF Lagen in Hybridlaminaten (siehe Kapitel 2.3.2).

Die Ergebnisse in diesem Kapitel entstammen zum Teil der vom Verfasser betreuten Diplomarbeit von Johann Reichstein mit dem Titel „Untersuchung des Vorkonsolidierungsprozesses von Mono- und Multi-Material-Gelegen aus thermoplastischen Tapes mit unidirektionaler Glas- und Kohlenstoff-Endlosfaserverstärkung“ [90].

5.2.1 Definition von Vorkonsolidierungsqualitäten

Um eine Korrelation zwischen der Vorkonsolidierung und der Qualität des endkonsolidierten Laminates aufstellen zu können, ist es zunächst erforderlich, im Rahmen von Voruntersuchungen Vorkonsolidierungsqualitäten an GF Monomateriallaminaten zu definieren (vgl. Tabelle 14).

Tabelle 14 Prozessparameter der auf Basis von Voruntersuchungen an GF Monomateriallaminaten definierten Vorkonsolidierungsqualitäten

Vorkonsolidierungsparameter	Vorkonsolidierungsqualität		
	Schlechte	Gute	Beste
Konsolidierungsdruck [bar]	4.8	2.9	1
Bandgeschwindigkeit [m/min]	2.0	1.1	0.2
Heiztemperatur [°C]	230	240	250

Zur Bewertung der Vorkonsolidierungsqualität werden Mikroskopieaufnahmen des Querschnitts sowie die defektsensitive interlaminare Scherfestigkeit (ILSS), ermittelt im Kurzbiegeversuch (DIN EN 2563), herangezogen [91].

Im nächsten Schritt sind die Vorkonsolidierungsqualitäten auf ein Sandwich-Hybridlaminat zu übertragen. Bei der Prüfung der vorkonsolidierten Hybridlaminat im Kurzbiegeversuch werden aufgrund der beschleunigten Erwärmung der hybriden Gelege in der DBP signifikante Abweichungen zu den mit den gleichen Parametern hergestellten GF Monomateriallaminaten festgestellt (siehe Abbildung 32).

Diese Abweichung ist u. a. auf die höhere Wärmeleitfähigkeit (siehe Tabelle 4) und die geringere Dicke des Sandwich-Hybridlaminates (siehe Tabelle 8) zurückzuführen. Beim Hybridlaminat, das mit der schlechten Vorkonsolidierungsqualität hergestellt wird, liegt die Scherfestigkeit bereits bei knapp 50 %, während das GF Monomateriallaminat bei diesen Parametern noch unter 20 % liegt. Zwischen der „guten“ und der „besten“ Vorkonsolidierung des Hybridlaminates ist trotz der höheren Heiztemperatur und weitaus höheren Prozesszeit nur noch ein Unterschied von etwa 12 % in der Scherfestigkeit festzustellen. Die A-ILSS Werte beider Laminat nähern sich mit einer Erhöhung der Vorkonsolidierungsqualität an. Bei der besten Vorkonsolidierungsqualität liegt der Unterschied zwischen Monomaterial- und Hybridlaminat lediglich noch bei 13 %. Aufgrund der höheren Wärmeleitfähigkeit des Sandwichaufbaus wird das Plateau der Scherfestigkeit bereits bei niedrigeren Prozesszeiten (Bandgeschwindigkeiten) erreicht.

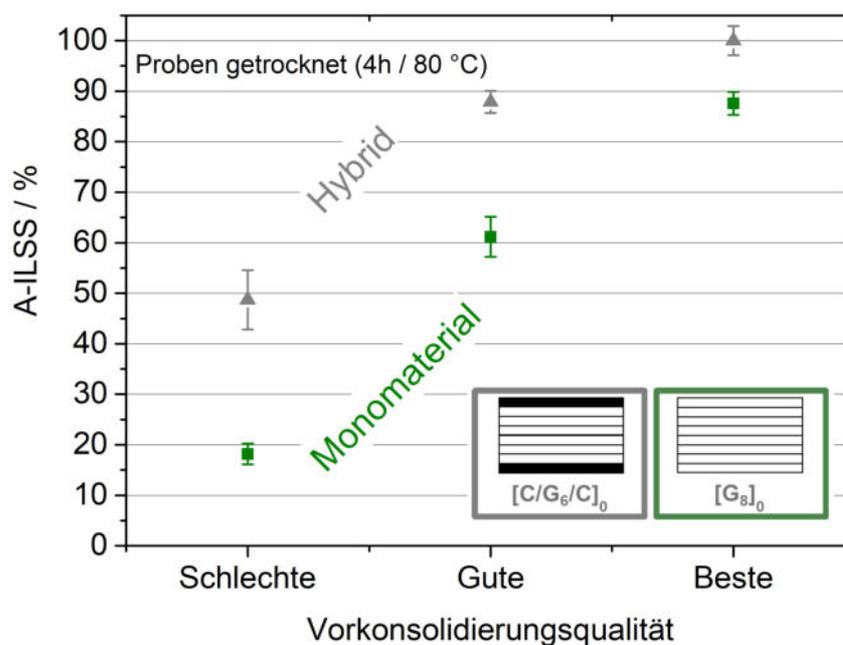


Abbildung 32 Scherfestigkeit von vorkonsolidierten GF Monomateriallaminaten und Sandwich-Hybridlaminaten normiert auf den Maximalwert in Abhängigkeit der Vorkonsolidierungsqualität

Mit den in Abbildung 33 und Abbildung 34 gezeigten Mikroskopieaufnahmen kann der Einfluss der unterschiedlichen Vorkonsolidierungsparameter auf die Struktur der vorkonsolidierten Laminat bewertet und eine Korrelation zu den ermittelten ILSS-Werten (siehe Abbildung 32) abgeleitet werden.

Daraus geht hervor, dass bei einer schlechten Vorkonsolidierung die Lagen weitestgehend flächig verschweißt sind, lokal jedoch auch unverschweißte Bereiche vorhanden sind (3). Die Übergänge zwischen den einzelnen Tapelagen sind weiterhin deutlich erkennbar (2). An einigen Stellen sind Lufteinschlüsse auszumachen (4). Die Dauer des Temperatureintrags ins Material reicht nicht für eine den kompletten Querschnitt der Probe umfassende, homogene Verschweißung der Einzellagen. Die resultierende Dicke des vorkonsolidierten Laminates liegt bei $1,93 \pm 0,03$ mm. In Abbildung 34 ist die Struktur eines Laminates dargestellt, das mit optimalen Vorkonsolidierungsparametern verarbeitet wurde.

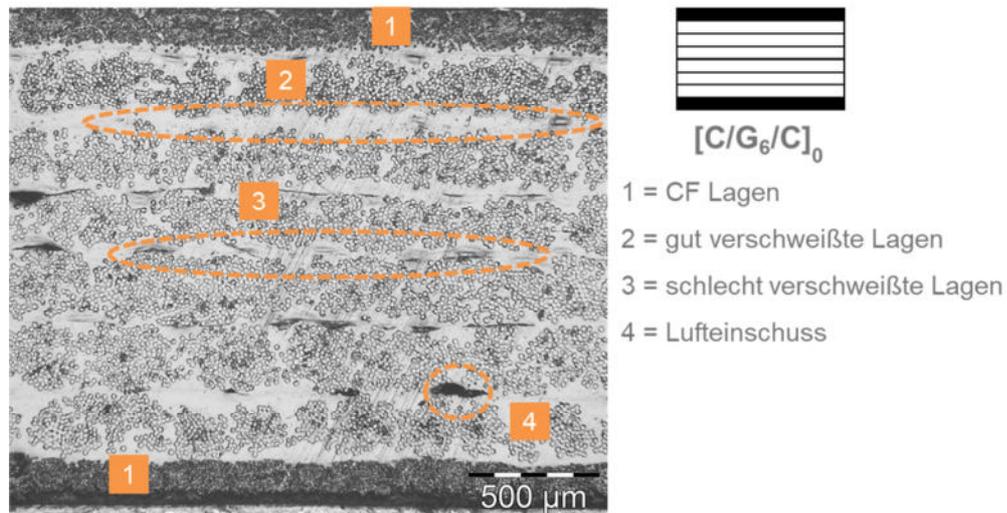


Abbildung 33 Mikrostruktur eines vorkonsolidierten Sandwich-Hybridlaminates mit schlechter Vorkonsolidierungsqualität

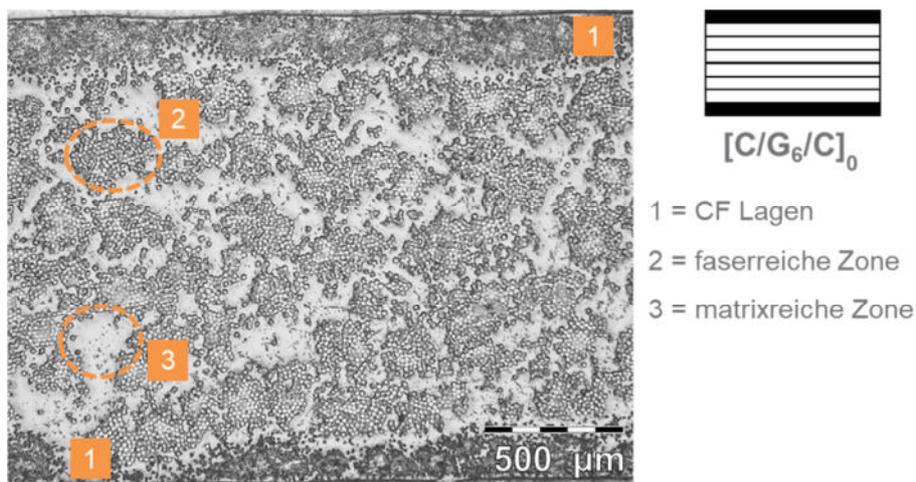


Abbildung 34 Mikrostruktur eines vorkonsolidierten Sandwich-Hybridlaminates mit bester Vorkonsolidierungsqualität

Der Querschnitt des Hybridlaminates weist eine homogenere Mikrostruktur auf, bei der nur noch vereinzelt matrixreiche und faserreiche Bereiche vorliegen (2 bzw. 3). Die Faserrovings haben sich aufgrund des hohen Drucks aufgelöst und gleichmäßig verteilt. Durch die homogene Mikrostruktur können die im Vergleich zum Laminat mit schlechter Konsolidierung bzw. Lagenverschweißung hohen Scherfestigkeiten (siehe Abbildung 32) erklärt werden. In der Deckschicht zeigen sich vereinzelt an CF verarmte Bereiche (1). Es ist zu vermuten, dass die starke Kompaktierung und damit das Eindrücken der GF in die CF Lagen zu lokalen Verschiebungen der CF führt. Die resultierende Dicke beläuft sich trotz des geringen Druckes von 1 bar auf nur $1,67 \pm 0,03$ mm. Dies verdeutlicht, dass die Laminatdicke im Wesentlichen von der eingestellten

Temperatur und der Bandgeschwindigkeit und somit dem Temperatureintrag abhängig ist. Der gewählte Druck in der DBP, der über den Kalandrier aufgebracht wird, hat nur einen geringen Einfluss auf die Laminatdicke. Die Dicke wird bei einem bereits erweichten Laminat vorrangig über den Abstand der Kalandrierwalzen (siehe Abbildung 16) eingestellt.

5.2.2 Einfluss der Vorkonsolidierungsqualität auf die mechanischen Eigenschaften

Um den Zusammenhang der **Vorkonsolidierungsqualität** und der resultierenden mechanischen Eigenschaften der Hybridlamine nach der **Endkonsolidierung** zu ermitteln, werden mit den drei definierten Qualitätsabstufungen (siehe Tabelle 14) Hybridlamine hergestellt. Anschließend werden die statischen Biegeeigenschaften der Lamine untersucht und einem Laminat gegenübergestellt, bei dem auf die Vorkonsolidierung verzichtet wurde.

Optisch sind bereits deutliche Unterschiede zwischen den Hybridlaminaten ohne und mit Vorkonsolidierungsschritt erkennbar (siehe Abbildung 35).



Abbildung 35 Vergleich der Oberflächen von endkonsolidierten Sandwich-Hybridlaminaten ohne (links) und mit Vorkonsolidierungsschritt (rechts) [90]

Bei den Laminaten ohne Vorkonsolidierung zeigen sich großflächige Delaminationen, bei denen Luft unter der CF Deckschicht eingeschlossen war. Für Lamine, die unter Einsatz der Vorkonsolidierung in der DBP hergestellt werden, fanden sich nur vereinzelt kleine (< 1 cm) Lufteinschlüsse. Zwischen den verschiedenen Vorkonsolidierungsqualitäten sind keine optischen Unterschiede auf der Oberfläche auszumachen.

Auf Basis der ermittelten Vorkonsolidierungsqualitäten wird darauf folgend deren Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften im endkonsolidierten Laminat untersucht und einem Laminat, das ohne Vorkonsolidierung verarbeitet wurde, gegenübergestellt. Die Ergebnisse sind in Abbildung 36 zusammengefasst.

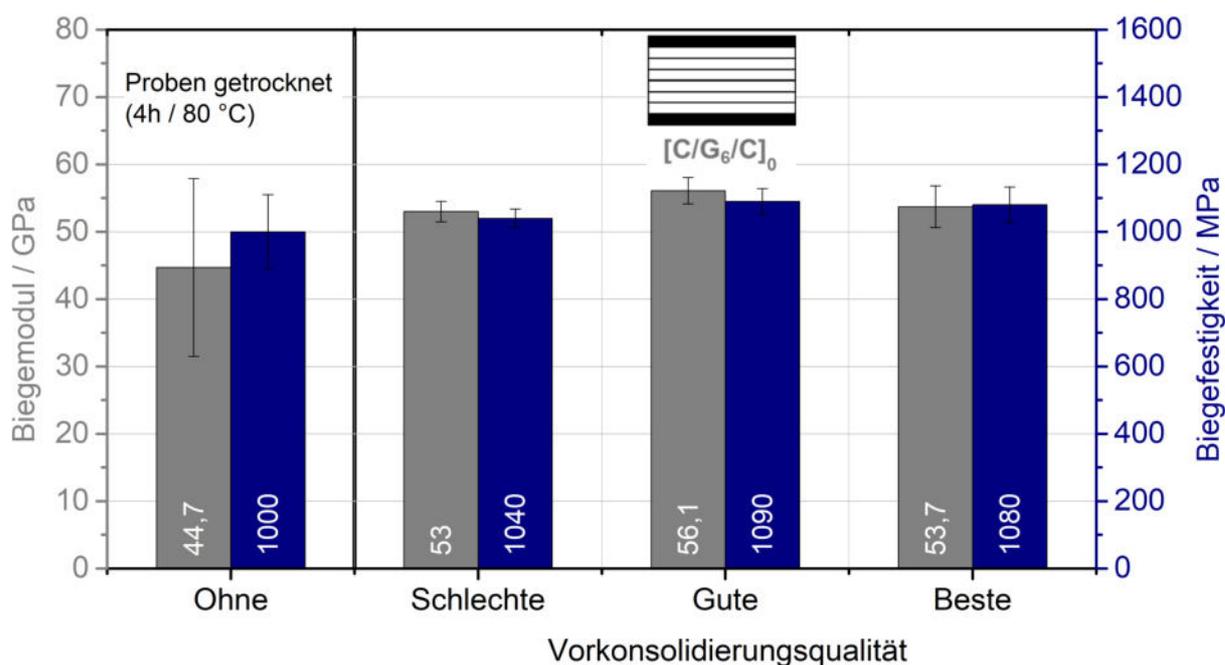


Abbildung 36 Biegeeigenschaften von Sandwich Hybridlaminaten in Abhängigkeit der Vorkonsolidierungsqualität

Es ist erkennbar, dass die Eigenschaften des ohne Vorkonsolidierung hergestellten Laminats eine starke Streuung aufweisen, was auf eine unzureichende Anhaftung der CF Deckschichten im Bereich der Lufteinschlüsse zurückzuführen ist. Durch die Vorkonsolidierung kann der Biegemodul um bis zu 24 %, die Biegefestigkeit um bis zu 10 % gesteigert werden. Zwischen den endkonsolidierten Hybrid-Laminaten, die jeweils mit unterschiedlichen Vorkonsolidierungsqualitäten hergestellt wurden, sind im Rahmen der Standardabweichung keine signifikanten Unterschiede feststellbar.

Die erhöhte Standardabweichung und die leicht geringeren Werte bei Verwendung der besten Vorkonsolidierung im Vergleich zur guten Vorkonsolidierung kann auf ein Verschwimmen der Verstärkungsfasern zurückgeführt werden.

Der Grund für die Delaminationen im nicht vorkonsolidierten Laminat ist die unzureichende Haftfestigkeit der Lagen. Durch die Vorkonsolidierung kann die Haftung zwischen den Einzellagen in dem Maße verbessert werden, dass die aufgrund der Differenz zwischen den thermischen Ausdehnungskoeffizienten der CF und der GF Einzellagen (siehe Tabelle 4) auftretenden Schubspannungen nicht zu einer Trennung der selbigen führen. Dies hat jedoch das Vorhandensein von interlaminaren Eigenspannungen im Laminat zur Folge.

5.2.3 Zusammenfassung

Zusammenfassend kann festgehalten werden, dass beim Vorkonsolidierungsprozess von Sandwich-Hybridlaminaten für das Erreichen einer homogenen Struktur und damit einer hohen Scherfestigkeit der vorkonsolidierten Lamine eine hohe Prozesszeit (= niedrige Bandgeschwindigkeit) und eine hohe Heiztemperatur erforderlich sind. Infolgedessen erreicht das Gelege rasch den Schmelzbereich der Matrix (siehe Kapitel 5.1.1), und durch die hohe Verweilzeit der Lagen im Schmelzbereich (hohe Prozesszeit) werden der zeitabhängige intermolekulare Diffusionsprozess und damit die Verschweißung der Einzellagen begünstigt. Der eingestellte Druck bei der Vorkonsolidierung hat nur einen geringfügigen Einfluss auf die Konsolidierungsgüte. Das erweichte Laminat erfordert nur niedrige Drücke zur homogenen Lagenverschweißung, und die resultierende Laminatdicke wird im Wesentlichen über den Abstand der Kalandrwalzen eingestellt.

Aufgrund der geringeren Dicke und der höheren thermischen Leitfähigkeit der [C/G₆/C]-Gelege im Vergleich zum GF Monomaterialgelege wird der Schmelzbereich der PA6-Matrix im Gelegekern früher erreicht. Dadurch kommt es zu einem zeitlich früheren Einsetzen von Interdiffusionsprozessen, was eine Lagenverschweißung bei niedrigeren Prozesszeiten ermöglicht. Letztlich konnte durch die Vorversuche eine Beziehung zwischen der Mikrostruktur der Sandwich-Hybridlaminat und der in Abbildung 32 aufgeführten Scherfestigkeitswerte nachgewiesen werden.

Ferner kann als Resümee dieses Kapitels festgehalten werden, dass durch den Einsatz des Vorkonsolidierungsschrittes Delaminationen und damit Lufteinschlüsse bei endkonsolidierten Sandwich-Hybridlaminaten verhindert werden können, obwohl Differenzen im CTE der Einzellagen vorliegen. In der Konsequenz führt die Vorkonsolidierung zu verbesserten mechanischen Eigenschaften und homogeneren Laminaten im Vergleich zu direkt endkonsolidierten Tape-Gelegen. Der positive quantitative Einfluss der Vorkonsolidierung auf den Biegemodul kann mit bis zu 24 % und auf die Biegefestigkeit mit etwa 10 % beziffert werden. Die Qualität des vorkonsolidierten Laminates, das als Halbzeug Verwendung findet, hat nur einen sehr geringen Einfluss (< 5 % Unterschied der mechanischen Eigenschaften).

Die aufgrund der verschiedenen Wärmeausdehnungskoeffizienten der Einzellagen (siehe Tabelle 4) im Hybridlaminat resultierenden Eigenspannungen sind im Weiteren zu quantifizieren und deren Auswirkungen auf die mechanischen Eigenschaften zu untersuchen.

5.3 Interlaminare Eigenspannungen in thermoplastischen Hybridlaminaten

Die in diesem Kapitel zusammengefassten Ergebnisse sind zum Teil der vom Verfasser betreuten Bachelorarbeit von Marcel Dippold mit dem Titel „Einfluss des Abkühlprozesses bei der Endkonsolidierung auf die Eigenspannungen in Multi-Material-Laminaten aus thermoplastischen Tapes mit unidirektionaler Glas- und Kohlenstoff-Endlosfaserverstärkung“ entnommen [84].

5.3.1 Auswertungsmethode zur Darstellung der interlaminaren Eigenspannungen

Mit einem Multiplikationsfaktor (siehe Kapitel 4.9.2, Formel (10)) können gemessene Verschiebungen in x-Richtung für jeden Pixel in nm umgerechnet werden. Das Aneinanderfügen der Verschiebungen rund um das Bohrloch ermöglicht für jeden einzelnen Bohrschritt die Erstellung eines Verschiebungsmusters (siehe Abbildung 37).

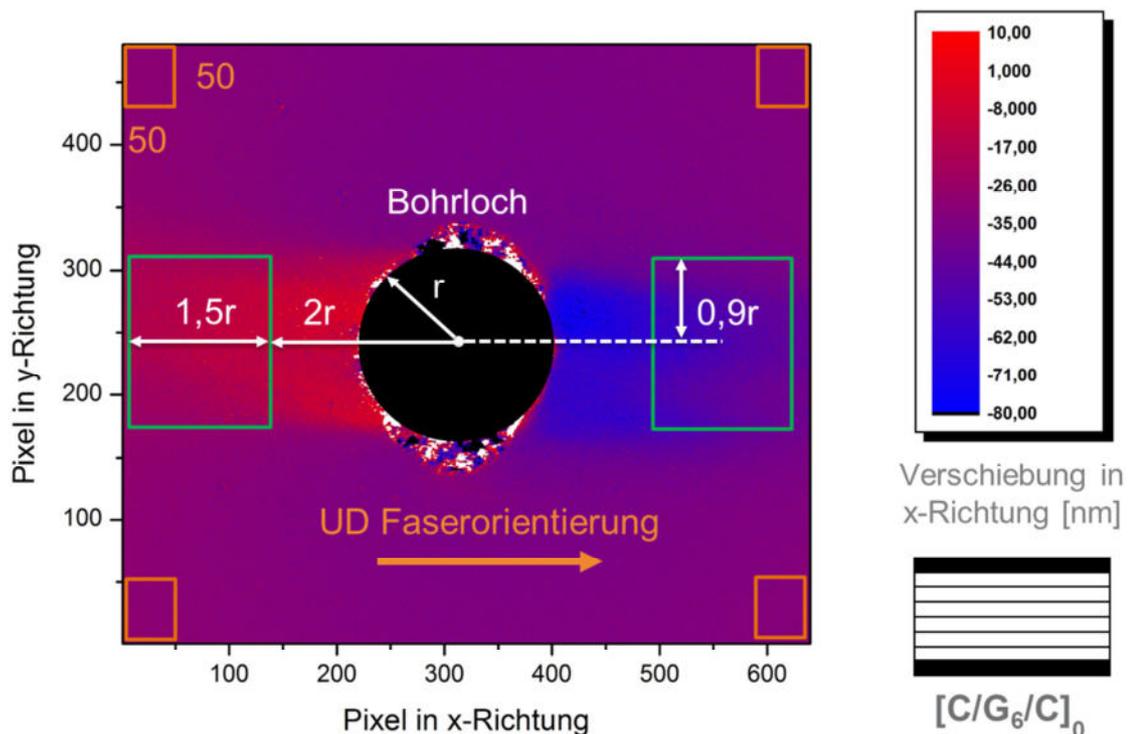


Abbildung 37 Exemplarische Falschfarbendarstellung der Verschiebungen auf der Oberfläche eines Sandwich-Hybridlaminates bei einer Bohrtiefe von 0,11 mm [84]

Das Auswertungsraster hat eine Auflösung von 640 (x) und 480 (y) Pixel. Anhand der Farben blau, violett und rot sind die Verschiebungswerte in x-Richtung (Faserrichtung) zu unterscheiden. Es ist zu erkennen, dass sich die Verschiebungen um das Bohrloch herum konzentrieren. Links vom Bohrloch sind positive Verschiebungen zum Bohrloch hin und rechts vom Bohrloch

negative Verschiebungen ebenfalls in Richtung des Bohrlochs festzustellen. Dies deutet auf Druckspannungen im Bohrgrund dieser Probe hin, da nach dem Entfernen des Materials die Oberflächenverzerrungen zur Lochmitte gerichtet sind. Die orange umrandeten Zonen in den Ecken der Falschfarbendarstellung (50 x 50 Pixel) liegen in der Mitte der Skala, obwohl hier keine Verschiebungen zu erwarten sind. Allerdings ist die Messung anfällig für äußere Einflüsse wie Luftfeuchtigkeit und Helligkeit, weshalb die Werte stets auf die Verschiebungen in den Ecken normiert werden müssen. Dazu wird ein Durchschnittswert aus den vier Ecken errechnet und als Referenzwert angenommen. Alle weiteren Verschiebungswerte werden auf diesen Referenzwert normiert.

Die Werte in den grün markierten Rechtecken stellen die Basis für die Auswertung der Verschiebungen dar. Der Lochmittelpunkt (x,y) sowie der Lochradius werden von der Software definiert. Die Längsseiten der Rechtecke sind jeweils mit 3,5-fachen bzw. 2-fachen Bohrlochradius vom Mittelpunkt des Bohrlochs festgelegt (siehe Abbildung 37). In y -Richtung werden die Rechtecke ausgehend vom Bohrlochmittelpunkt beidseitig durch den 0,9-fachen Bohrlochradius begrenzt. Somit weisen die Rechtecke in x -Richtung den 1,5-fachen und in y -Richtung den 1,8-fachen Bohrlochradius als Seitenlängenmaß auf. Aus den beiden Bereichen ist ein Durchschnitt der Verschiebungen zu berechnen und zum Referenzwert in Bezug zu setzen.

Da ein Tiefenprofil zu ermitteln ist und die einzelnen Bohrschritte nicht immer gleich groß sind, wird der resultierende Verschiebungswert auf die jeweilige Bohrschritttiefe normiert. Damit ergeben sich Verschiebungen in der Einheit Nanometer pro Millimeter.

Da die Differenz der Verschiebungen im Bohrgrund und der gemessenen Verschiebungen auf der Laminatoberfläche mit zunehmender Bohrtiefe steigt, nimmt die Messungengenauigkeit folgerichtig mit steigender Bohrtiefe ab.

5.3.2 Eigenspannungsprofil in Abhängigkeit der Stapelreihenfolge

Zunächst sind als Benchmark die Oberflächenverschiebungen in Monomateriallaminaten zu betrachten. Hierzu ist in Abbildung 38 das Tiefenprofil der Verschiebungen von CF und GF Laminaten dargestellt.

Anhand des Kurvenverlaufs wird ersichtlich, dass unter Berücksichtigung der Mittelwerte die Verschiebungen für beide Laminatarten zwischen etwa -100 und $+150$ nm liegen. Insbesondere oberflächennah bei einer Bohrtiefe zwischen 0 und 0,3 mm zeigen sich die größten Verschiebungen und somit die höchsten Eigenspannungen im Laminat.

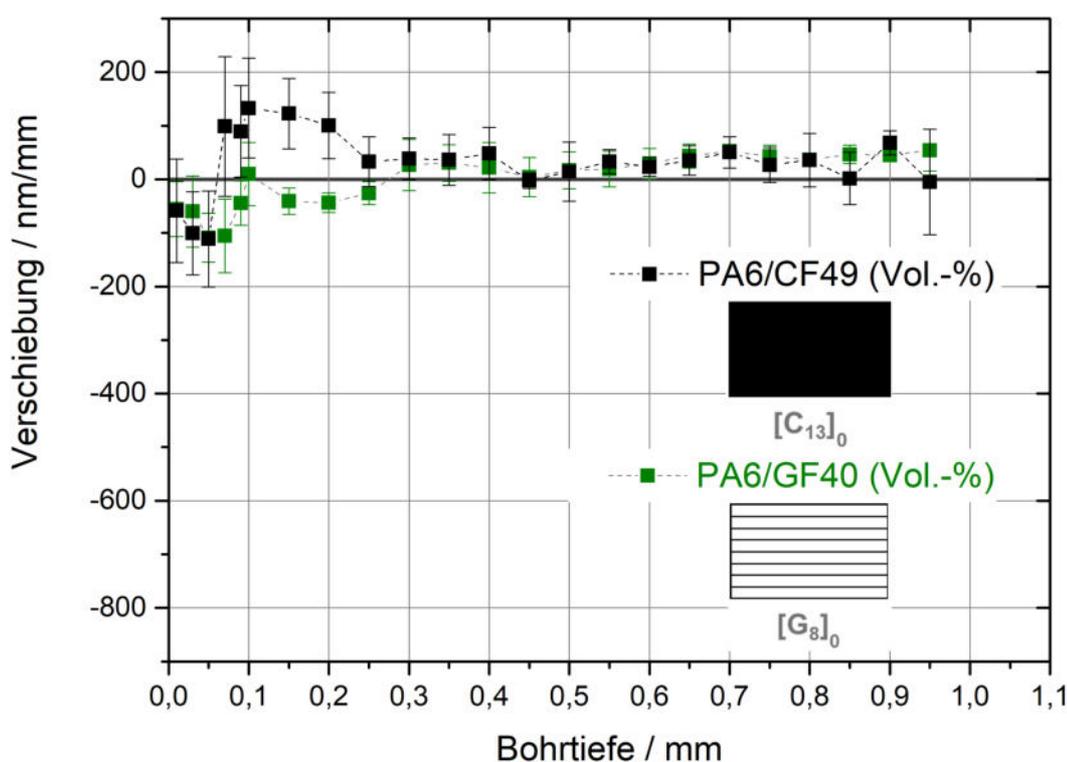


Abbildung 38 Tiefenprofil der Oberflächenverschiebungen von Monomateriallaminaten normiert auf die jeweilige Bohrschritttiefe

Dies ist auf die Wechselwirkung des Materials mit dem Umfeld während der Endkonsolidierung zurückzuführen. Das temperierte Werkzeug bzw. die abkühlende Umgebungsluft treffen als erstes auf die Oberfläche und führen zu den größten Eigenspannungseffekten, da das Matrixpolymer umgehend erstarrt und die thermische Bewegung der Fasern behindert. In beiden Laminaten sind zunächst negative Verschiebungen festzustellen, die auf Druckspannungen im Laminat hinweisen. Im weiteren Verlauf (Bohrtiefe > 0,3 mm) liegen die Verschiebungswerte zwischen 0 und +50 nm und können als vernachlässigbar angesehen werden. Generell ist festzuhalten, dass die Verschiebungen oberflächennah nur etwa 100 nm größer sind als im Laminatinneren.

Weitaus deutlicher ist die Differenz der Oberflächenverschiebungen zwischen oberflächennahen Bohrtiefen und dem Laminatinneren bei einem Sandwich Hybridlaminat, wie im Diagramm in Abbildung 39 zu erkennen ist.

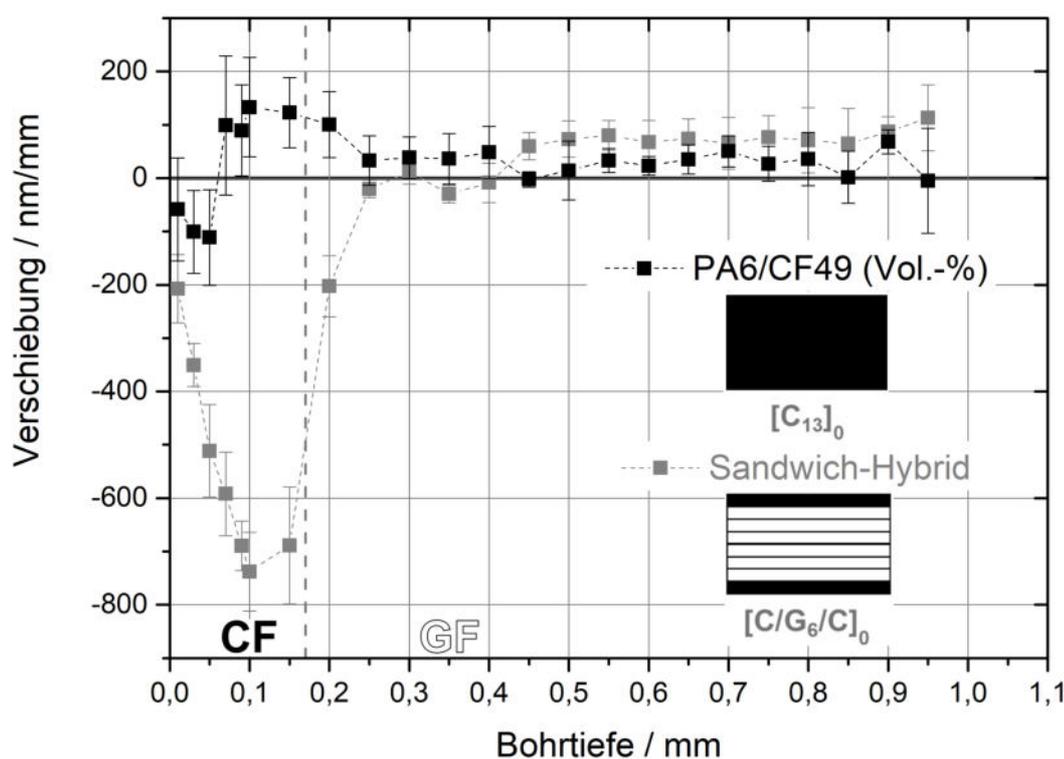


Abbildung 39 Tiefenprofil der Oberflächenverschiebungen von einem Sandwich Hybridlaminat und dem CF Laminat normiert auf die jeweilige Bohrschritttiefe

Während die Verschiebungen im Laminatinneren zumeist zwischen 0 und 100 nm liegen und auch stets im positiven Bereich verbleiben, belaufen sich die Verschiebungen in der CF Lage des Sandwichlaminates auf über 700 nm. Diese deutlichen Verschiebungen zum Bohrloch hin weisen starke Druckspannungen bis zu einer Laminattiefe von 0,25 mm nach und wirken sich vorrangig auf die Kohlenstofffasern in den Decklagen des Sandwichlaminates aus. Der Übergang zwischen CF und GF Lagen im Hybridlaminat ist jeweils mit einer gestrichelten, vertikalen Linie gekennzeichnet.

Das Maximum der Verschiebungen liegt bei einer Bohrtiefe von 0,15 und 0,20 mm und somit im Bereich der Dicke der CF Lage von 0,16 mm. Im Übergang hin zur GF Lage sinken die Verschiebungen wieder und liegen in der Mitte der GF Lage wieder bei 0 nm. Erst nach der ersten GF Lage bei einer Bohrtiefe von > 0,45 mm liegen die Verschiebungen wieder leicht im positiven Bereich und deuten damit auf Zugspannungen hin. Dies entspricht dem Monomaterialverhalten, das bereits in Abbildung 38 herausgestellt worden ist.

Durch den Hybridbau induzierte Eigenspannungen sind in dieser Bohrtiefe nicht mehr identifizierbar. Dieses Verhalten wird ebenfalls bei der Betrachtung der Verschiebungen des Sandwich-Hybridbaus mit jeweils zwei CF Decklagen erkennbar (siehe Abbildung 40).

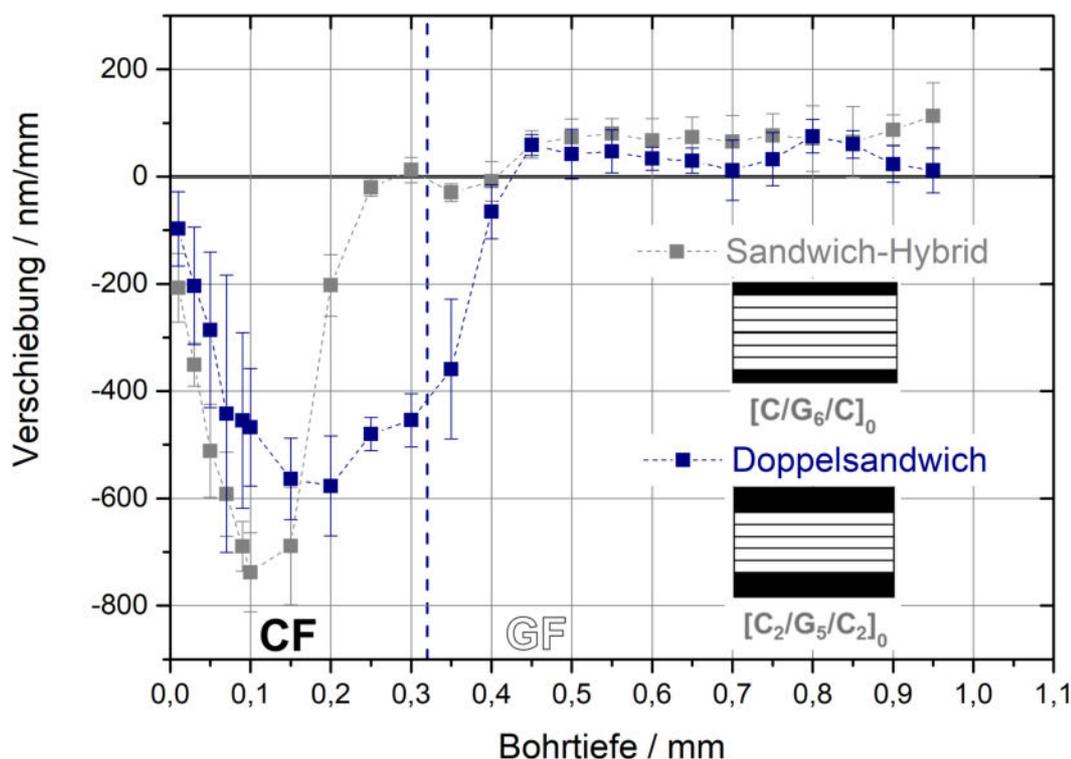


Abbildung 40 Gegenüberstellung der Tiefenprofile der Oberflächenverschiebungen von Sandwich Hybridlaminaten

Ab einer Bohrtiefe von 0,45 mm liegen die Verschiebungen im positiven Bereich auf demselben Niveau. Der Maximalwert auf der Oberfläche hingegen ist mit knapp unter 600 nm etwa 20 % niedriger als beim Sandwichaufbau mit je einer CF Decklage. Dies ist darauf zurückzuführen, dass sich die wirkenden Kräfte auf die beiden CF Lagen und damit auf eine größere Querschnittsfläche verteilen. Zudem wird der Betrag der Eigenspannungen durch die zweite CF Lage reduziert, da beide Lagen das gleiche thermische Verhalten aufweisen und die Eigenspannungen nicht durch eine direkt angrenzende GF Lage zusätzlich verstärkt werden.

Die Verteilung der Kräfte auf eine größere Fläche wird auch im Tiefenprofil des Doppel Sandwich Laminates ersichtlich. Während bei einer Bohrtiefe von 0,3 mm im einfachen Sandwich-Hybridlaminat keine Verschiebungen mehr festgestellt werden können, liegen diese für das Doppel-Sandwich bei etwa 425 nm. Die negativen Verschiebungen sind bis zu einer Bohrtiefe von mind. 0,4 mm identifizierbar, bis die Verschiebungen ab 0,45 mm wieder im positiven Bereich verlaufen.

Ein dem Sandwich-Hybridlaminat ähnelndes Tiefenprofil der Oberflächenverschiebungen weist das alternierende Laminat auf (siehe Abbildung 41).

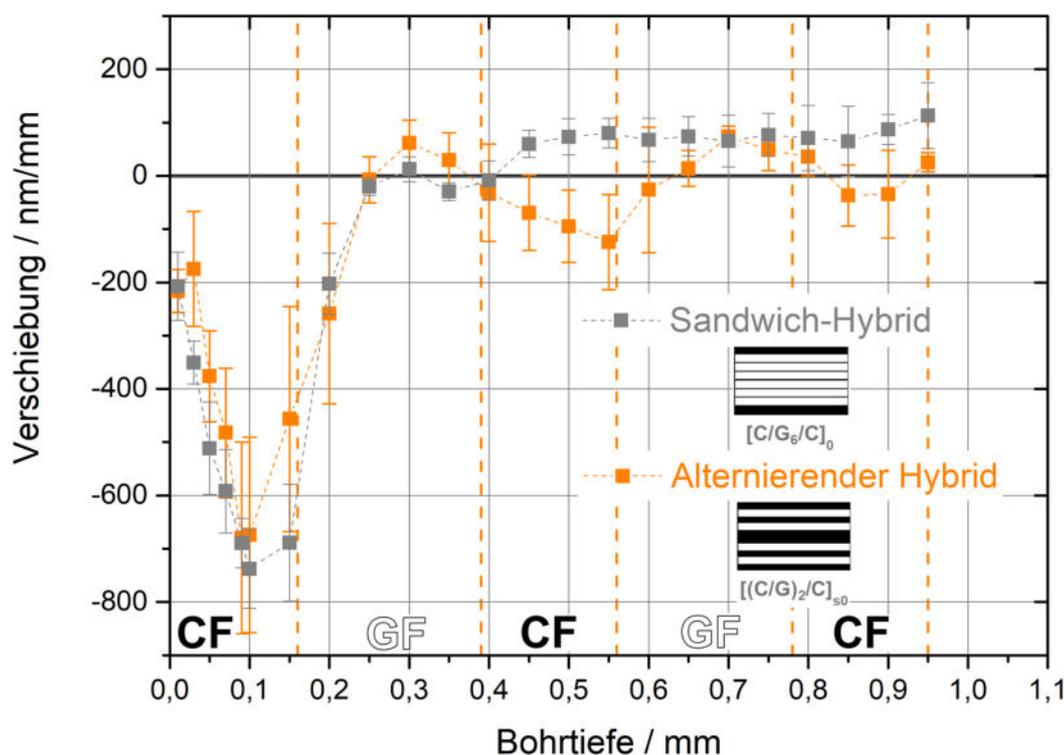


Abbildung 41 Tiefenprofil der Oberflächenverschiebungen von einem Sandwich und dem alternierenden Hybridlaminat normiert auf die jeweilige Bohrschritttiefe

Insbesondere der Verlauf bis zu einer Bohrtiefe von 0,4 mm ist sehr ähnlich, wobei auch eine deutliche Standardabweichung zu erkennen ist. Das entspricht dem Bereich der Lamine, in denen diese gleich aufgebaut sind. Beim Übergang der ersten GF Lage zur dritten Lage (0,3 bis 0,4 mm) sind kleine Unterschiede zu erkennen. Diese sind vermutlich auf die Einflussnahme der Nachbarlage zurückzuführen, die beim alternierenden Aufbau eine CF Lage ist, die die positiven Verschiebungen in der GF Lage noch einmal verstärkt und im Sandwich Hybridlaminat eine GF Lage, die nur einen sehr geringen Einfluss hat. Ab einer Bohrtiefe von 0,4 mm entwickeln sich die Verschiebungen in gegensätzliche Richtungen.

Während der Sandwichaufbau im leicht positiven Bereich verläuft, nimmt die Entwicklung der Oberflächenverschiebungen des alternierenden Aufbaus eine wellenförmige Gestalt zwischen -130 und +100 nm/mm an.

Dabei bewegen sich die Verschiebungen zwischen 0,4 und 0,6 mm im negativen Bereich, bevor diese daraufhin wieder in positive Verschiebungen (Bohrtiefe: 0,6 – 0,8 mm) übergehen. Im Anschluss folgen nochmals negative Verschiebungen, die der letzten CF Lage im Kern des Laminats entsprechen. Das Tiefenprofil spiegelt damit exakt den Wechsel von CF und GF Lagen im alter-

nierenden Aufbau wider: Negative Verschiebungen in den CF Lagen und positive Verschiebungen in den GF Lagen.

In Abbildung 42 sind alle Tiefenprofile nochmals zusammengefasst dargestellt.

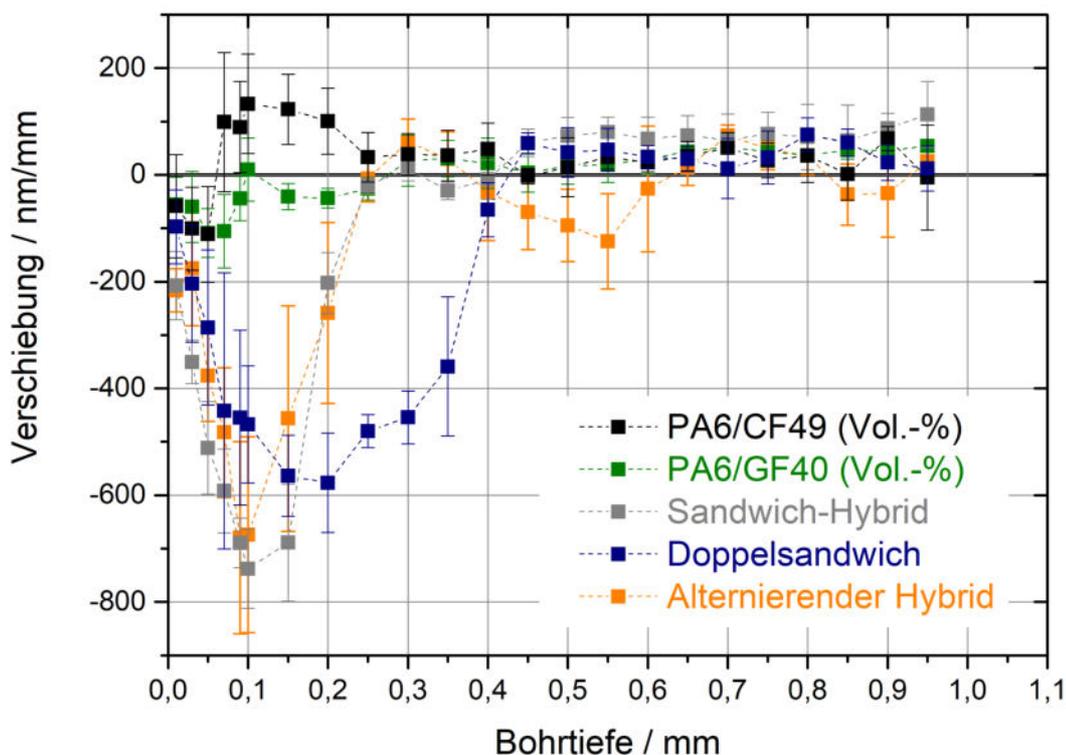


Abbildung 42 Oberflächenverschiebungen normiert auf die jeweilige Bohrschritttiefe in Abhängigkeit der Gesamtbohrtiefe für Monomaterial- und Hybridlaminat

Es sind teilweise Ähnlichkeiten hinsichtlich der Verschiebungsmaximalwerte auszumachen. Die Tiefenprofile der Laminat hingegen unterscheiden sich deutlich, sodass auf Basis der Verschiebungskurven eine Identifizierung der einzelnen Laminat möglich ist.

Auf Basis der maximalen Verschiebungen lassen sich die im Laminat vorherrschenden Eigenspannungen in MPa berechnen. Dazu werden die Verschiebungen auf den Bohrlochdurchmesser (1,6 mm) normiert, der als Bezugsgröße L_0 herangezogen wird.

$$\varepsilon = \frac{\Delta L}{L_0} \quad (12)$$

Die daraus resultierende Dehnung wird mit dem E-Modul der CF Lage multipliziert, woraus sich die Eigenspannungen in den oberflächennahen CF Decklagen ergeben.

$$\sigma = \varepsilon * E_C \quad (13)$$

Die jeweiligen maximalen Eigenspannungswerte der Hybridlaminare sind in Tabelle 15 zusammengefasst.

Tabelle 15 Resultierende maximale Eigenspannungen in den CF Lagen der Hybridlaminare

Laminataufbau	[C/G6/C] ₀	[C ₂ /G ₅ /C ₂] ₀	[(CG) ₂ /C] _{s0}
Max. Verschiebungen [nm]	- 738	- 577	- 679
Stauchung [%]	- 0,0461	- 0,0361	- 0,0424
Eigenspannungen aus Bohrlochmethode [MPa]	- 43,8	- 34,3	- 40,3
Berechnete Eigenspannungen nach Wisnom et al. [MPa]	- 43,9	- 29,5	- 17,1

Zur Validierung der bestimmten Eigenspannungen sind auf Basis der von *Wisnom et al.* genutzten Berechnungsformel (siehe Formel (8)) Vergleichswerte ermittelt worden. CTE und E-Modul der Einzellagen wurden Tabelle 4 entnommen. Die thermischen Dehnungen der Einzellagen wurden gemäß Formel (14) berechnet.

$$\varepsilon_{th} = \alpha * \Delta T \quad (14)$$

ΔT entspricht der Differenz zwischen dem spannungsfreien Bereich, dessen Grenze mit der Kristallisationstemperatur von 191 °C (siehe Tabelle 12) definiert ist, und der RT, die mit 23 °C angenommen wurde. Zudem wurden die mikroskopisch bestimmten realen Dickenwerte angewendet.

Es ist zunächst ersichtlich, dass die Spannungswerte im selben Wertebereich liegen. Allerdings stimmen die berechneten Werte nur für die Sandwichhybridlaminare hinreichend überein. Der errechnete Spannungswert für das alternierende Hybridlaminat weicht signifikant vom gemessenen Wert ab, was deutlich macht, dass die Berechnungsformel für diesen Laminataufbau nicht geeignet ist, da die Stapelreihenfolge nicht berücksichtigt wird. Zudem wird eine konstante

Stauchung/Dehnung über die Laminatdicke angenommen, was aufgrund des sich ergebenden Temperaturgradienten zwischen Laminatoberfläche und -kern nicht der Realität entspricht. Aufgrund der Ähnlichkeit des alternierenden Aufbaus zum Sandwich-Hybridbau im Außenbereich des Laminates wären annähernd gleiche Eigenspannungen plausibel. Abgeschwächt werden diese allerdings durch die nach der GF Lage folgende CF Lage im alternierenden Aufbau, weshalb die Eigenspannungen 8 % niedriger ausfallen. Im Doppelsandwich-Hybridlaminat teilen sich die aus der Dehnungsdifferenz resultierenden Spannungen auf zwei CF Lagen auf, was dazu führt, dass die resultierenden maximalen Eigenspannungen niedriger ausfallen.

5.3.3 Zusammenfassung

Die Bohrlochanalyse stellt ein geeignetes Verfahren zur Messung der tiefenabhängigen Verschiebungsprofile von Hybridlaminaten dar. Damit können schichtabhängig interlaminare Eigenspannungen gemessen und in Folge dessen eine Korrelation zur entsprechenden Stapelreihenfolge hergestellt werden. Die Verschiebungsprofile der Hybridlaminat in Abhängigkeit der Bohrtiefe ermöglichen die klare Abgrenzung und Identifizierung der Einzellagen im Laminat.

Monomateriallaminat weisen mit Verschiebungswerten zwischen -200 und 200 nm pro mm Bohrtiefe nur geringfügige oberflächennahe interlaminare Eigenspannungen auf. Ab einer Bohrtiefe von 0,3 mm sind keine signifikanten Spannungen mehr messbar. Mit über 700 nm/mm liegen die Werte der interlaminaren Eigenspannung in Hybridlaminaten das 3,5-fache über den in Monomateriallaminaten gemessenen Kennwerten. Diese Eigenspannungen weisen eine hohe Druckbelastung der äußeren CF Lagen nach. Auf Basis der Ergebnisse der Bohrlochanalyse sowie gemäß näherungsweise Berechnungen aus der Literatur belaufen sich die Druckspannungen in den Außenlagen der Sandwich-Hybridlaminat auf rund 44 MPa.

Darauf aufbauend ist nun zu untersuchen, wie sich die nachgewiesenen interlaminaren Eigenspannungen im Material auf die mechanischen Eigenschaften der Hybridlaminat auswirken. Die folgenden Kapitel widmen sich der wissenschaftlichen Aufklärung dieser Struktur-Eigenschaftsbeziehungen.

5.4 Statische 3-Punkt Biegeeigenschaften

Durch die Ermittlung der statischen mechanischen Eigenschaften kann das Potential von Hybridlaminaten gegenüber Monomateriallaminaten aufgezeigt und entsprechende Hybrideneffekte abgeleitet werden. Zudem wird untersucht, inwieweit sich die vorhandenen Eigenspannungen (siehe Kapitel 5.3.2) auf die mechanischen Eigenschaften auswirken. Die Prüfung bei erhöhter

(+90 °C) und verringerter (-30 °C) Umgebungstemperatur ermöglicht ergänzend dazu, die Temperatursensitivität der jeweiligen Laminataufbauten zu ermitteln.

Die nachfolgend präsentierten Ergebnisse entstammen zum Teil der vom Verfasser betreuten Bachelorarbeit von Stefan Stiel mit dem Titel „Einfluss der Temperatur auf die Biegeeigenschaften von thermoplastischen Multi-Material-Laminaten aus unidirektional glas- und kohlenstofffaserverstärkten Tapes“ [85].

5.4.1 Bei Raumtemperatur

Zunächst sind die statischen Biegeeigenschaften unter Normklimabedingungen zu betrachten. Abbildung 43 zeigt den Biegemodul sowie die statische Biegefestigkeit unterschiedlicher Laminat mit variierender Stapelreihenfolge.

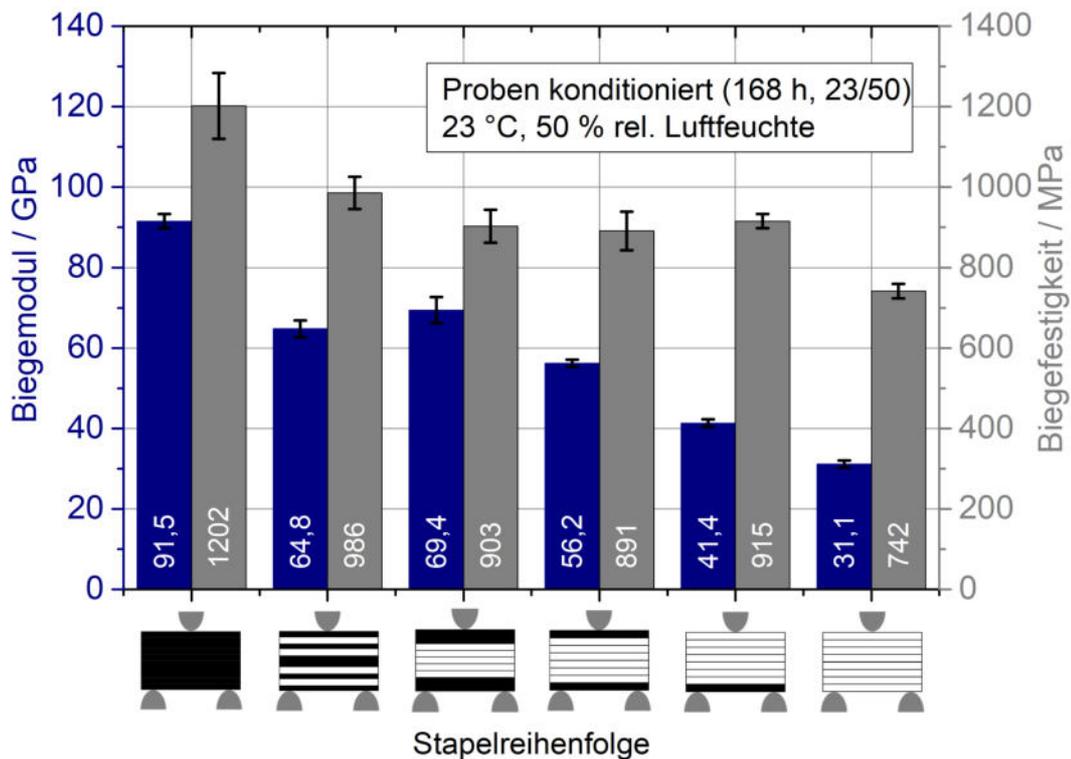


Abbildung 43 Statische Biegeeigenschaften von Monomateriallaminaten und Hybridlaminaten unter Normklimabedingungen. Die Proben sind gemäß Kapitel 4.8 unter Normklimabedingungen konditioniert. Der Kohlenstofffaseranteil nimmt von links nach rechts ab.

Mit einem Biegemodul von 91,5 GPa und einer Biegefestigkeit von 1202 MPa stellt das CF Laminat den Benchmark dar. Der Trend einer Reduktion des Moduls und der Festigkeit mit abnehmendem Kohlenstofffaseranteil ist erkennbar, was auf eine Konformität mit der Mischungsregel hindeutet. Sowohl Modul als auch Biegefestigkeit sind beim GF Monomateriallaminat mit 31,1

GPa bzw. 742 MPa am niedrigsten. Den höchsten Modul der Hybridlamine weist das Doppelsandwich-Hybridlaminat mit 69,4 GPa auf und erreicht damit über 76 % des CF Laminates. Dabei liegt der FVG an CF bei 38,3 Vol.-% und das Hybridverhältnis bei 0,62 (siehe Tabelle 8). Trotz des deutlich höheren Anteils an CF (57,6 Vol.-%) weist das alternierende Hybridlaminat nur einen Biegemodul von 64,8 GPa auf. Dies ist auf die Positionierung der CF Lagen mit maximalem Abstand von der neutralen Phase im Sandwichaufbau zurückzuführen.

Hinsichtlich Ihrer Festigkeit liegen alle Hybridlamine auf einem ähnlichen Niveau innerhalb von 100 MPa zwischen 891 und 986 MPa. Damit erreichen die Hybridlamine zwischen 74 und 82 % der Biegefestigkeit des CF Laminates. Besonders hervorzuheben ist, dass das einseitig auf der Zugseite der Biegeprobe verstärkte Hybridlaminat mit 915 MPa mit einem FVG der CF von lediglich 10,3 Vol.-% eine höhere Biegefestigkeit aufweist als das Sandwich- und Doppelsandwich-Hybridlaminat (22 bzw. 38,3 Vol.-%). Dies liegt in der geringeren Druckstabilität der CF im Vergleich zur GF begründet, die auf den geringen Filamentdurchmesser der CF von etwa 6 μm zurückzuführen ist und somit ein Ausknicken der CF unter Druckbelastung begünstigt. Die wirkt sich festigkeitsmindernd auf das Laminat aus. Dieser negative Einfluss der CF auf der Biegedruckseite zeigt sich ebenso im Vergleich zwischen dem alternierenden Hybridlaminat und dem Doppelsandwich.

Entsprechend der Erkenntnisse aus der Literatur für duroplastische Hybridlamine (Kapitel 2.2) ist auch bei thermoplastischen Laminaten ein positiver Hybrideffekt festzustellen. Durch die Kombination der Kohlenstofffasern mit Glasfasern im Hybridlaminat kann die Bruchdehnung erhöht werden (siehe Tabelle 16).

Tabelle 16 Bruchdehnung von Mono- und Hybridlaminaten unter statischer Biegebeanspruchung

Aufbau	$[\text{C}_{13}]_0$	$[(\text{CG})_2/\text{C}]_{s0}$	$[\text{C}_2/\text{G}_6/\text{C}_2]_0$	$[\text{C}/\text{G}_6/\text{C}]_0$	$[\text{C}/\text{G}_7]_0$	$[\text{G}_8]_0$
Bruchdehnung [%]	1,41	1,79	1,66	2,14	2,82	3,28
Erhöhung Bruchdehnung [%]	-	27 %	18 %	52 %	100 %	133 %
Kosten [%]	100 %	63,3 %	52,3 %	41,2 %	37,8 %	34,4 %

Beim alternierenden Hybridlaminataufbau sowie beim Doppel-Sandwich ist nur ein geringer Hybrideffekt festzustellen. Der Sandwichaufbau hingegen weist eine Erhöhung der Bruchdehnung gegenüber dem CF Laminat um mehr als 50 % auf, bei weniger als 41,2 % der Kosten eines reinen CF Laminates. Das einseitig verstärkte Hybridlaminat weist nochmals eine deutliche Erhöhung der Bruchdehnung um weitere 50 % auf, was auf die fehlende CF Lage auf der Druckseite zurückzuführen ist, die nur deutlich geringere Randfaserdehnungen zulässt. Die Bruchdehnung korreliert mit der Festigkeit, wobei nicht von einem direkt proportionalen Zusammenhang gesprochen werden kann.

5.4.2 Versagensanalyse unter in-situ-REM

Ein besseres Verständnis für das Versagensverhalten der Hybridlaminat unter einer 3-Punkt Biegebelastung wird mittels einer in-situ REM Untersuchung generiert. Dabei kann der Versagensverlauf der Proben analysiert werden. Abbildung 44 zeigt in-situ-REM Aufnahmen der sukzessiven Schädigung eines Sandwich-Hybridlaminates.

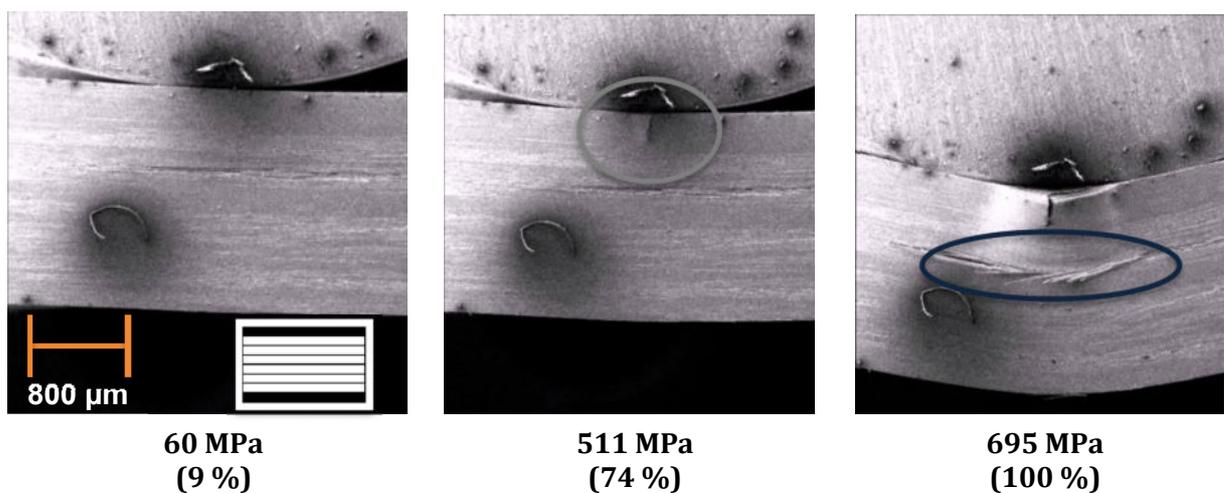


Abbildung 44 Schädigungsverlauf eines Sandwich-Hybridlaminates unter einer statischen 3-Punkt Biegebelastung

Auf der Druckseite der Biegeprobe sind eine Ausbeulung und ein Riss mit einer Länge von etwa 200 µm zu erkennen (grauer Kreis). Dabei handelt es sich um die CF Lage auf der Oberseite der Probe, die bereits bei einer Randfaserdehnung von 1,4 % versagt (siehe Abbildung 47 grauer Kreis), was der Bruchdehnung des CF Monomateriallaminates entspricht (siehe Tabelle 16). Dies führt dazu, dass die reale Querschnittsfläche der Probe reduziert wird und sich die Spannung in den benachbarten GF Lagen schlagartig erhöht. Damit einhergehend sinkt die Steifigkeit des Laminates, weshalb die Steigung der Kurve ebenfalls reduziert wird. Etwa in der Mitte der

Probe hat eine kleine Fehlstelle in Kombination mit hohen Querkräften aufgrund des geringen A/D Verhältnisses von etwa zehn zum Ausknicken einzelner Fasern geführt (siehe Abbildung 44 blauer Kreis), was zu einem finalen Schubversagen der Probe und damit einhergehend zu einem Abfall der Steifigkeit führt. Im weiteren Schädigungsverlauf kommt es zum lagenunabhängigen Versagen der Probe auf der Zugseite.

Bei einem einseitig mit einer CF Lage auf der Zugseite verstärkten Hybridlaminat hingegen kommt es auf der Druckseite, wie in Abbildung 45 dargestellt, zwar ebenfalls zu einem Ausbeulen (grüner Kreis), allerdings ist kein Lagenversagen festzustellen.

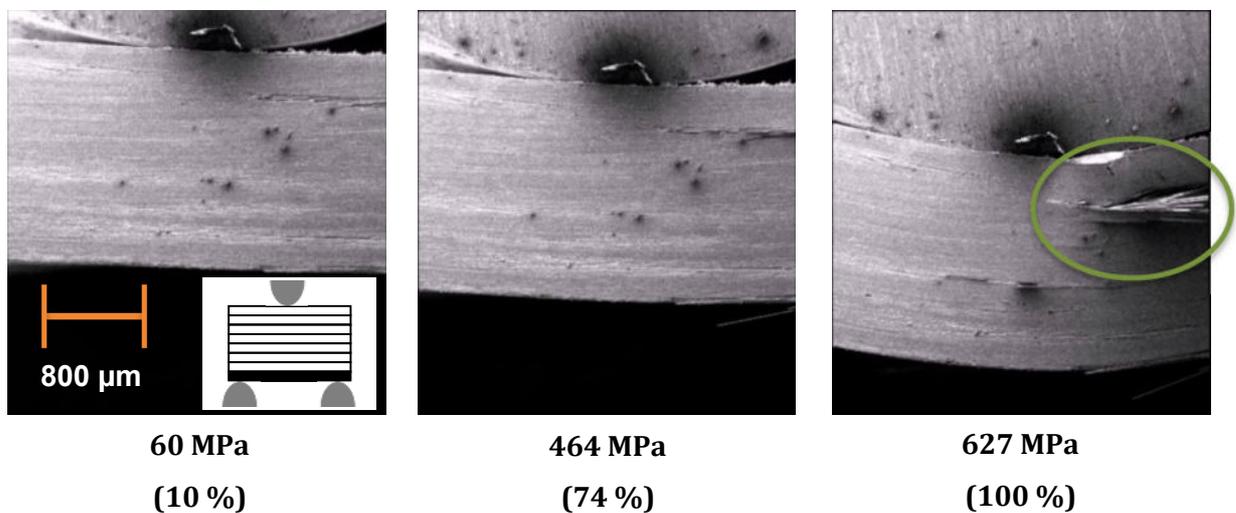


Abbildung 45 Schädigungsverlauf eines auf der Zugseite mit CF verstärkten Hybridlaminates unter einer statischen 3-Punkt Biegebelastung

Die für Sandwich-Hybridlaminat charakteristische Rissbildung (Brechen der Fasern) auf der Druckseite ist nicht erkennbar. Die nicht vorhandene Vorschädigung der Probe ist auch im konstanten Kurvenverlauf wiederzuerkennen (siehe Abbildung 47 grüne Kurve). Die GF können auf der Druckseite länger die Lasten (höhere Stauchungen) tragen, bevor es zu einem tatsächlichen Versagen der Fasern kommt.

Allerdings wirkt sich dies reduzierend auf die Steifigkeit aus, was an der geringeren Steigung der Spannungs-Dehnungs-Kurve der in-situ-REM Messung zu sehen ist. Es ist ein kontinuierlicher Übergang vom linear-elastischen in den plastischen Bereich erkennbar. Die in Abbildung 45 grün gekennzeichnete Ausbeulung in Kombination mit quer zu den Druckspannungen aus der Probe knickenden Glasfasern (Schubversagen) verursachen den in Abbildung 47 grün markierten Abfall der Steigung der Kurve (Steifigkeit) bei der max. Biegespannung von 627 MPa.

Abbildung 46 zeigt den mikroskopischen Schadensverlauf einer Probe aus einem alternierenden Hybridlaminat.

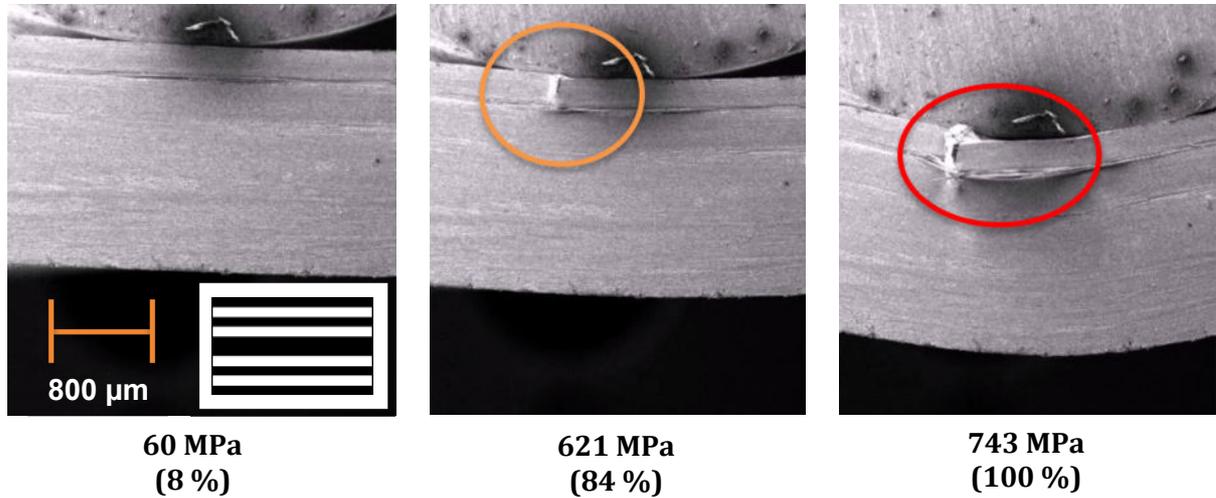


Abbildung 46 Schädigungsverlauf eines alternierenden Hybridlaminats unter einer statischen 3-Punkt Biegebelastung

Ähnlich wie beim Sandwichaufbau kommt es zu einem frühen Ausknicken der Kohlenstofffaser auf der Druckseite, was entsprechend der Spannungs-Dehnungs-Kurve in Abbildung 47 bei einer höheren Randfaserstauchung von 2 % (orangefarbener Kreis) eintritt.

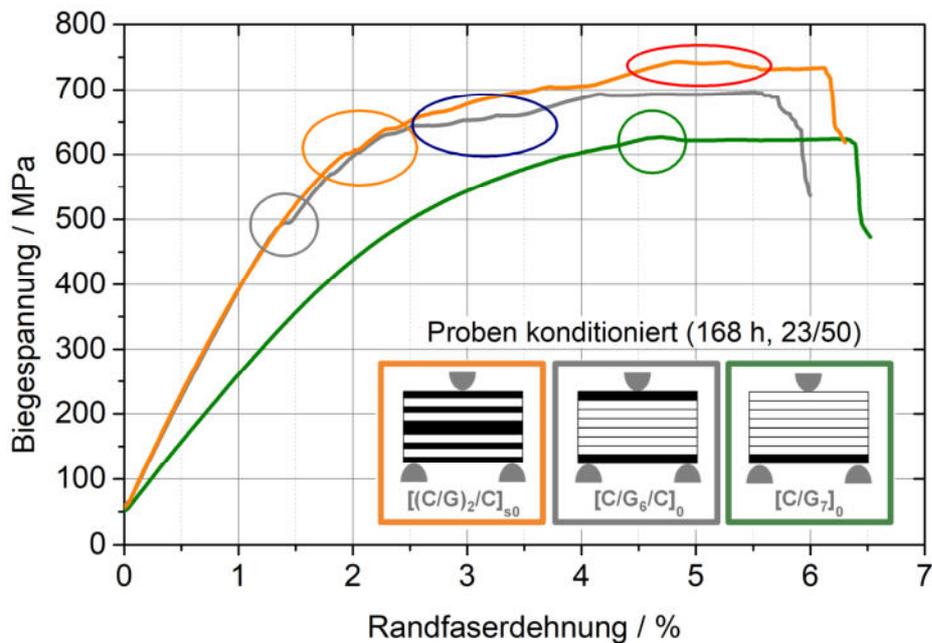


Abbildung 47 Spannungs-Dehnungs-Diagramm aus der in-situ-REM 3-Punkt Biegeprüfung von drei untersuchten Hybridlaminaten

Dem ersten Knick in der Kurve, der mit einem Rückgang der Steigung verbunden ist, folgt bei einer Stauchung von 2,3 % ein zweiter Knick. Dieser wird durch das Versagen der zweiten CF Lage auf der Druckseite verursacht. Der zweiten Schädigung folgt ein Delaminationsvorgang in dem sich die 3 CF Lage von der GF Lage (vierte Lage) trennt, was mit einem Auffalten der obersten drei Lagen (C/G/C) und einem seitlichen Ausknicken (Schubknicken) der CF einhergeht (siehe Abbildung 46 roter Kreis). Dieses finale Probenversagen erfolgt bei einer max. Biegespannung von 743 MPa.

Das Versagen der CF Lage bei einer höheren Dehnung ist anteilig in den geringeren Eigenspannungen im alternierenden Hybridlaminat (siehe Tabelle 15) begründet. Zudem kommt es vermutlich zu rissstoppenden Effekten in der äußersten CF Lage durch die darauffolgenden GF Lage und CF Lage, die ebenfalls hohe Kräfte aufnehmen können. Daraus resultiert wiederum die höhere max. ertragbare Biegespannung des alternierenden Hybridlaminates (743 MPa) im Vergleich zum Sandwich-Hybridlaminat (695 MPa).

Für ein besseres Verständnis des Spannungszustandes in den Hybridlaminaten sind in Abbildung 48 der Biege- und Schubspannungsverlauf im Sandwich-Hybridlaminat und alternierenden Hybridlaminat schematisch dargestellt.

Beim Sandwichaufbau wirkt ein Großteil der Kräfte auf die äußersten CF Lagen, was Spannungsspitzen, hohe Spannungsgradienten und damit hohe Schubbeanspruchungen zur Folge hat. Die Ursache dafür liegt im hohen Steifigkeitsunterschied zwischen der CF und GF Lage. Die hohe Schubbeanspruchung im Randbereich der Probe, ist anhand der hohen Steigung der Kurve im Schubspannungsprofil und dem Knick an der Grenze zwischen CF und GF Lage zu identifizieren. Zur Probenmitte hin erhöhen sich im Übergang zwischen der Biege-Druckseite und der Biege-Zugseite nochmals die Schubanteile.

Im alternierenden Hybridlaminat ergeben sich unter einer quasi-statischen Biegebelastung komplexere Spannungszustände über die Laminatdicke. Durch die Abwechslung von CF und GF Lagen resultieren mehr kritische Grenzflächen, die starke Schubbeanspruchungen hervorrufen. Bei schlechter Haftung der Einzellagen unter einander führt dies frühzeitig zu Delaminationen und zu einem Probenversagen. Begünstigt wird dies ferner durch die in Kapitel 5.3.2 nachgewiesenen schubfestigkeitsmindernden Eigenspannungen in Hybridlaminaten. Zusätzlich verstärkt werden die Schubanteile durch das bauraumbedingte geringe A/D Verhältnis in der in-situ REM.

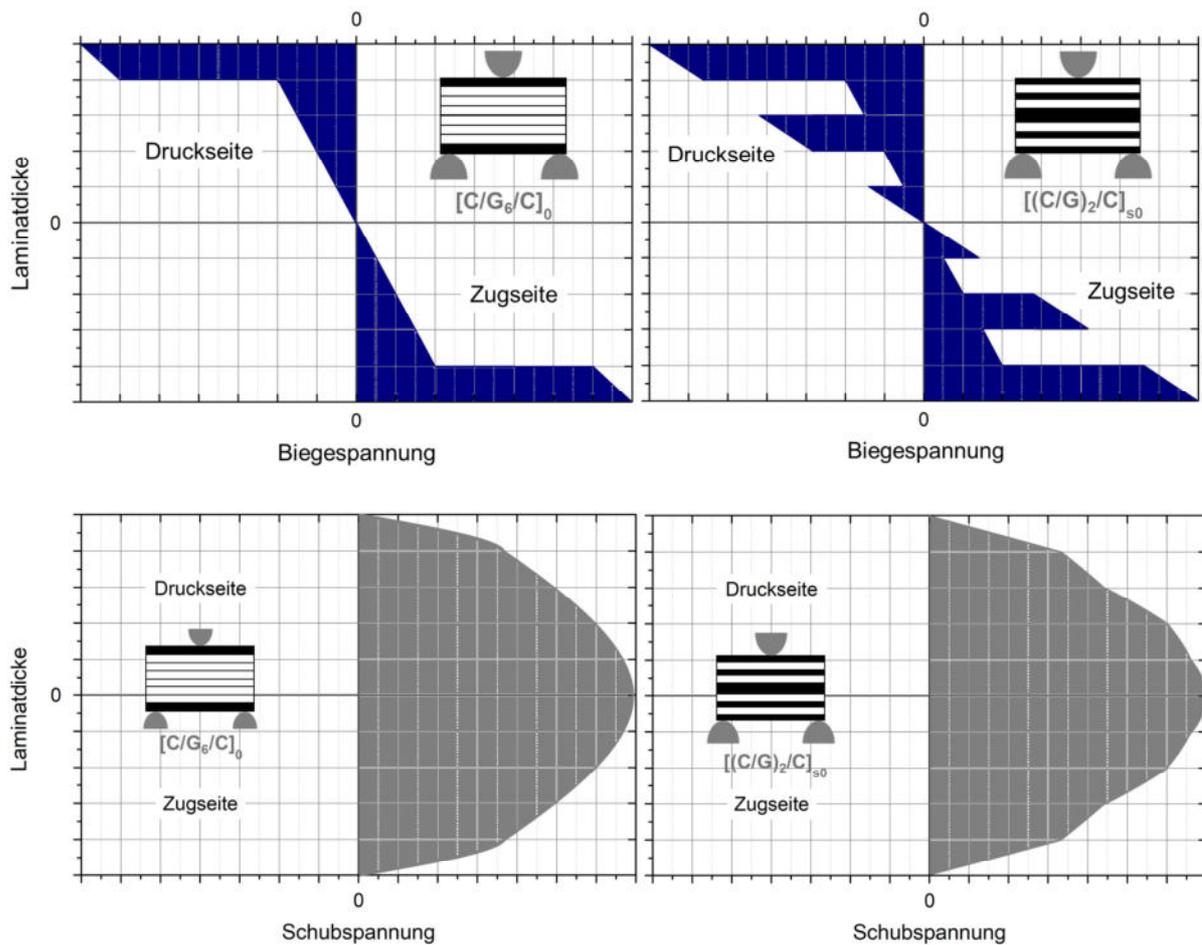


Abbildung 48 Schematischer Biege- (oben) und Schubspannungsverlauf (unten) in einer 3-Punkt Biegeprobe eines Sandwich-Hybridlaminates (links) und eines alternierenden Hybridlaminates (rechts)

Die auf Basis einer mechanischen Simulation mit der Software Abaqus 2018 (Dassault Systèmes, Vélizy-Villacoublay, Frankreich) abgeleiteten schematischen Schubspannungsverläufe zeigen zudem, dass die Spannungswerte in den äußeren CF Lagen des Sandwich-Hybridlaminates höher sind, als beim alternierenden Aufbau. Dies führt in Kombination mit der maximalen Biegespannung in diesem Bereich und den leicht höheren Eigenspannungswerten (siehe Tabelle 15) insgesamt zu einer höheren mechanischen Beanspruchung der äußeren CF Lagen im Sandwich-Hybridlaminat im Vergleich zum alternierenden Hybridlaminat. Ferner verursacht die höhere mechanische Belastung das vorzeitige Versagen der CF Lage des Sandwich-Hybridlaminates auf der Biege-Druckseite bei niedrigeren Spannungen (siehe Abbildung 47).

5.4.3 Bei -30 und +90 °C

Nachstehend wird der Einfluss der Umgebungstemperatur auf das mechanische Verhalten unter einer statischen 3-Punkt Biegebeanspruchung behandelt. Abbildung 49 zeigt den statischen Biegemodul für unterschiedliche Umgebungstemperaturen.

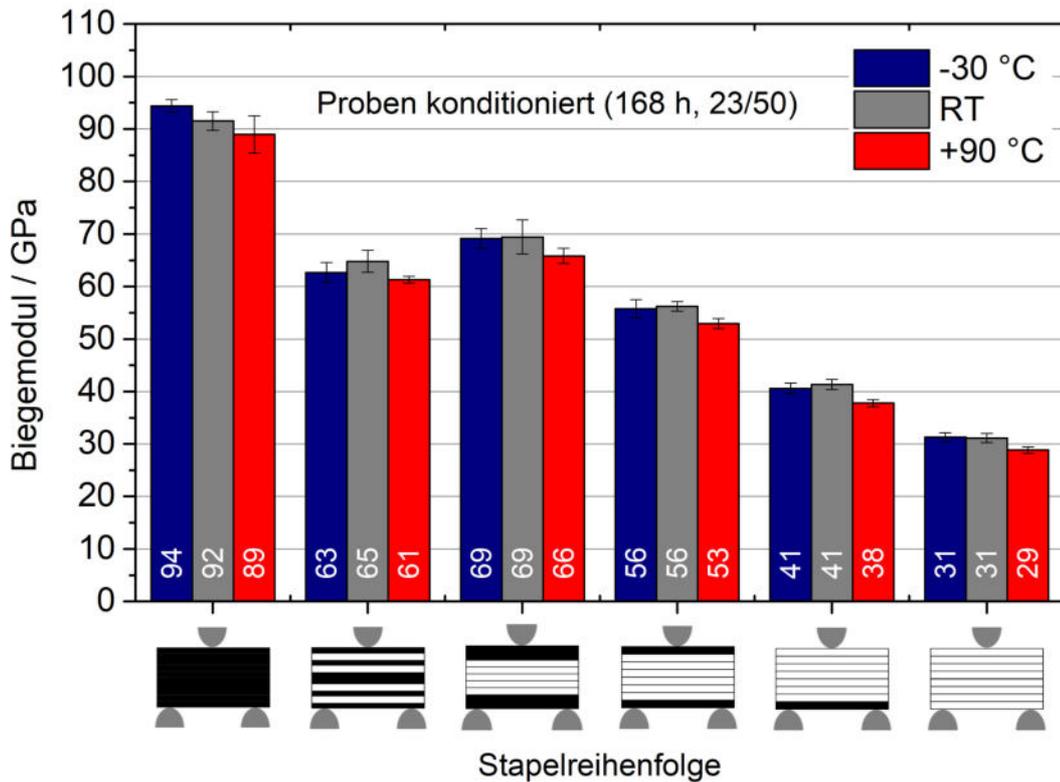


Abbildung 49 Statischer Biegemodul von Monomaterial- und Hybridlaminaten bei -30 °C, RT und +90 °C. Der Kohlenstoffanteil nimmt von links nach rechts ab.

Tendenziell nimmt der Biegemodul bei +90 °C (ca. 40 °C über T_g) leicht ab. Ein Rückgang des Biegemoduls aller Laminaten auf ein ähnliches Niveau über T_g , wie bei *Rathore et al.* [57], ist nicht festzustellen. Bei -30 °C ist kein klarer Trend auszumachen. Der Biegemodul bleibt zumeist konstant. Lediglich beim CF Monomateriallaminat kann eine leichte Erhöhung des Biegemoduls festgestellt werden. Die Erhöhung im Vergleich zur RT liegt bei etwa 3 % und ist aber unter Berücksichtigung der Standardabweichung nicht signifikant. Beim alternierenden Hybridlaminat hingegen ist ein leichter Abfall des Biegemoduls bei -30 °C festzustellen. Auch in dieser Betrachtung liegt die Differenz bei etwa drei Prozent und ist im Rahmen der Standardabweichung nicht signifikant. Somit kann man konstatieren, dass der Biegemodul im untersuchten Bereich nicht temperatursensitiv ist. Dies ist insbesondere auch darauf zurückzuführen, dass der E-Modul bei UD Laminaten faserdominiert ist. Dadurch wirkt sich die Erweichung der Matrix nur geringfügig auf den Biegemodul aus.

Dagegen weisen die thermoplastischen Faserverbundlaminat eine deutliche Temperatursensitivität hinsichtlich ihrer Biegefestigkeiten auf. Abbildung 50 stellt die statische Biegefestigkeit aller behandelten Laminat für -30 und +90 °C sowie für RT dar.

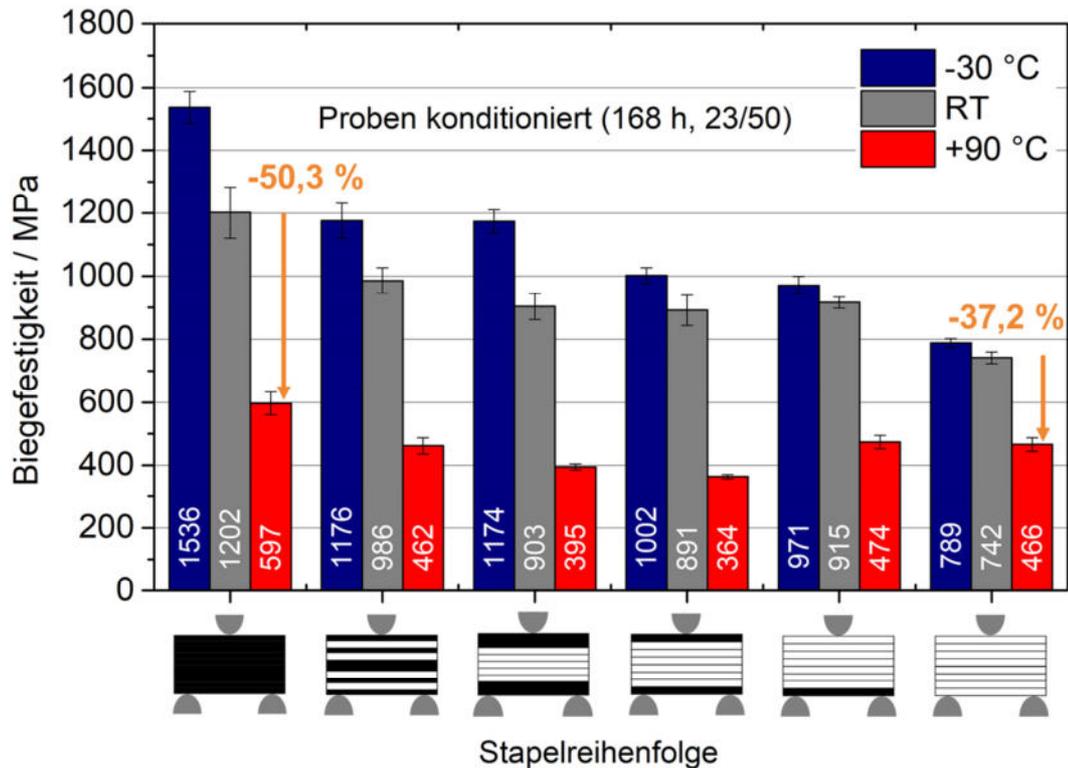


Abbildung 50 Statische Biegefestigkeit von Monomaterial- und Hybridlaminaten bei -30 °C, RT und +90 °C. Der Kohlenstofffaseranteil nimmt von links nach rechts ab.

Mit zunehmendem CF Anteil steigt der Einfluss der geringen Umgebungstemperatur (-30 °C) auf die Biegefestigkeit. Während das reine CF Laminat bei -30 °C eine 28 % höhere Festigkeit gegenüber RT aufweist, liegt der Zuwachs beim Sandwich Hybridlaminat noch bei 12 %. Sehr deutlich ist der Rückgang der Biegefestigkeit bei erhöhten Temperaturen zu erkennen. Die Differenz zwischen dem CF und GF Monomateriallaminaten wird bei +90 °C von 38 % (bei RT) auf 22 % reduziert.

Die niedrigste Biegefestigkeit weist das Hybrid Sandwichlaminat mit 364,2 MPa auf, was 39 % unter dem CF Laminat und 28 % unter dem GF Laminat liegt. Aufgrund der hohen Temperaturen sinkt der E-Modul der PA6 Matrix, was die Stabilisierungswirkung reduziert und das in Abbildung 44 dargestellte Ausbeulen der CF Lage begünstigt. Die Biegefestigkeit des alternierenden Laminates liegt gegenüber dem Sandwichlaminat 27 % höher, was durch die entlastende Wirkung der zusätzlichen CF Lage und der damit verbundenen geringen Schubbeanspruchung verursacht wird.

Durch die Prüfung des einseitig auf der Zugseite CF verstärkten Aufbaus $[C_1/G_7]$ konnte die Temperatursensitivität der Kohlenstofffaserlage auf der Druckseite nachgewiesen werden. Dieses Laminat weist bei $+90\text{ }^\circ\text{C}$ die höchste Biegefestigkeit der Hybridlamine auf, da keine CF Lage auf Druck belastet wird.

5.4.4 Theoretische Berechnungen und statischer Hybrideffekt

Zur Berechnung des Biegemoduls der Hybridlamine wird zunächst als Startwert die Mischungsregel gemäß Formel (3) herangezogen. Wie in Abbildung 51 zu erkennen ist, wird der Verlauf der experimentellen Werte nicht präzise von den berechneten Kennwerten abgedeckt.

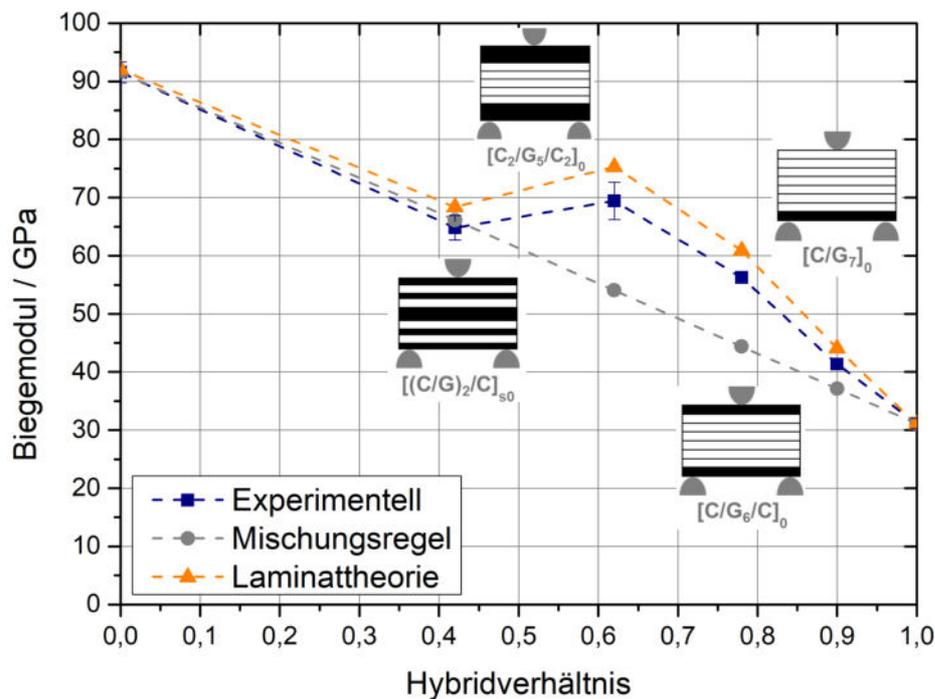


Abbildung 51 Biegemodul der Hybridlamine in Abhängigkeit des Hybridverhältnisses

Während bei einer gleichmäßigen Verteilung der CF Lagen über die Dicke des Laminates (siehe alternierender Aufbau) der Biegemodul noch mit der Mischungsregel übereinstimmt, kommt es bei einem Sandwich-Hybridlaminat mit einer Konzentration der CF Lagen in den Deckschichten und damit hohen Spannungsunterschieden über die Laminatdicke zu einer deutlichen Abweichung (bis 22 %) von der Mischungsregel. Anhand der klassischen Laminattheorie (CLT) [92,93] hingegen lassen sich die Biegemoduln aller Lamine hinreichend genau mit einer maximalen Abweichung von unter 9 % (Doppel-Sandwich-Hybridlamine) bestimmen.

Hintergrund ist, dass bei dieser Theorie die Position der CF Lagen mit deren Abstand von der neutralen Phase berücksichtigt wird. Nach der Bestimmung der Plattensteifigkeitsmatrix D als

Teil der ABD Matrix mit den erforderlichen Materialkennwerten der Einzelschichten des jeweiligen Laminates, kann der Biegemodul gemäß Formel (15) berechnet werden [92].

$$E_{yy,B} = \frac{1}{I} \left(D_{22} - \frac{D_{12}^2}{D_{11}} \right) = \frac{12}{h^3} \left(D_{22} - \frac{D_{12}^2}{D_{11}} \right) \quad (15)$$

Dabei entspricht h der Laminatdicke und D_{11} , D_{22} , D_{12} den entsprechenden Einträgen der Plattensteifigkeitsmatrix D_{ij} . Tendenziell liegen alle berechneten Kennwerte über den experimentellen Modulwerten. Dies ist darauf zurückzuführen, dass im Material teilweise Qualitätsmängel wie z. B. Faserondulationen, Matrixanhäufungen oder Faserwelligkeiten vorliegen, was sich negativ auf den Biegemodul auswirkt. In der CLT wird von einem perfekten Laminat ausgegangen.

Zur kalkulatorischen Bestimmung der Biegefestigkeit wurde ebenfalls die Mischungsregel gemäß Formel (3) herangezogen. Dabei ist erst ab einem Hybridverhältnis von 0,7 eine signifikante Abweichung festzustellen (siehe Abbildung 52).

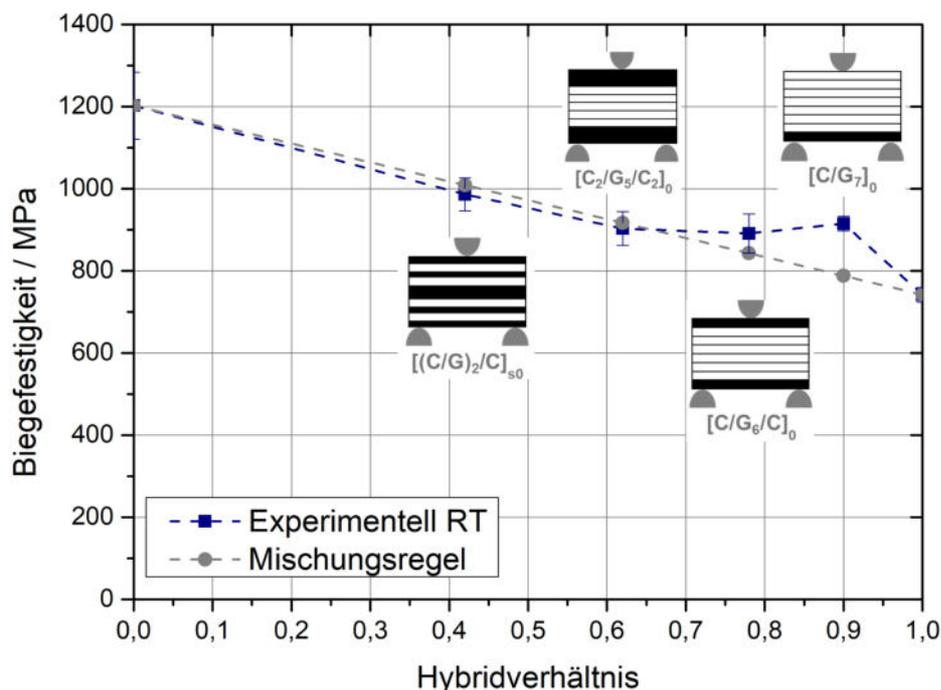


Abbildung 52 Biegefestigkeit der Hybridlamine in Abhängigkeit des Hybridverhältnisses

Diese positive Abweichung wird nach *Dong et al.* als positiver Hybrideffekt (siehe Formel (2)) bezeichnet und beläuft sich beim Sandwich-Hybridlaminat auf +6 % und beim einseitig CF verstärkten Hybridlaminat auf +16 % [29]. Die weiteren Hybridlamine weisen einen geringfügig negativen Hybrideffekt von max. -2 % auf.

Da die Grundlage der Mischungsregel die eigenspannungsfreien Monomateriallamine sind (siehe Kapitel 5.3.2), ist der ermittelte Hybrideffekte umso höher zu bewerten. Trotz der in Kapitel 5.3.2 ermittelten Eigenspannungen und dem in Kapitel 5.4.2 nachgewiesenen vorzeitigen Versagen der CF Lagen auf der Druckseite kann ein positiver Hybrideffekt auf die statischen 3-Punkt Biegeeigenschaften festgestellt werden. Dennoch kann durch einen Verzicht der CF Lage auf der Druckseite eine deutliche positive Beeinflussung des Hybrideffektes erzielt werden.

Mit dem in Abbildung 53 gezeigten Diagramm wird der Einfluss der Umgebungstemperatur auf den Hybrideffekt dargestellt.

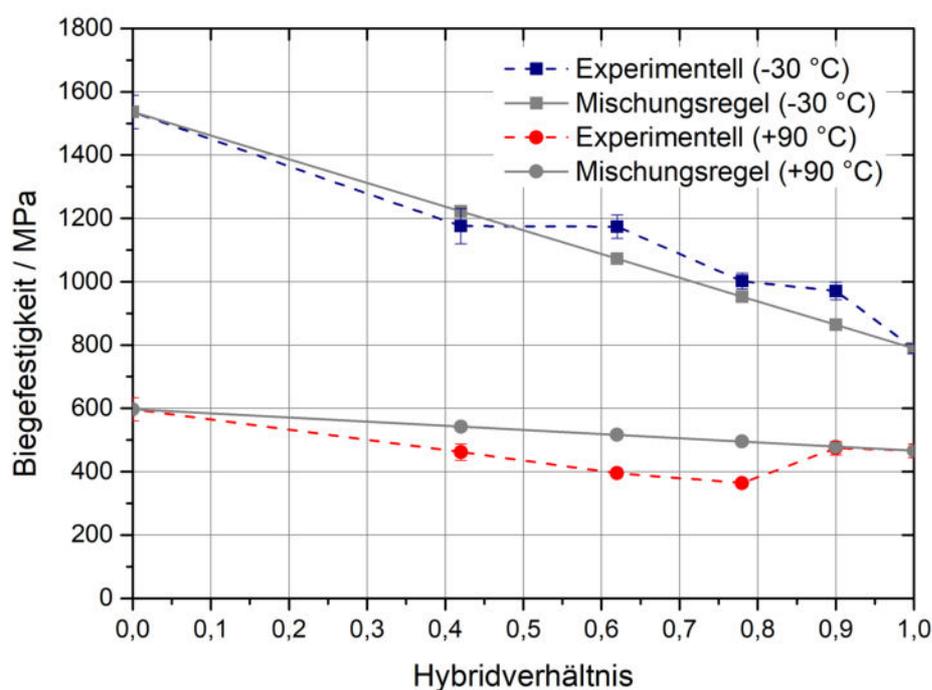
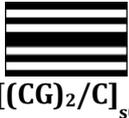
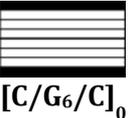


Abbildung 53 Kalkulatorische Ermittlung der Biegefestigkeit der Hybridlamine bei -30 und +90 °C mittels Mischungsregel in Abhängigkeit des Hybridverhältnisses

Gezeigt sind jeweils die experimentell ermittelten Biegefestigkeiten der Mono- und Hybridlamine bei einer Umgebungstemperatur von -30 °C respektive +90 °C in Abhängigkeit des jeweiligen Hybridverhältnisses. Ferner sind die gemäß Mischungsregel berechneten Festigkeitswerte eingezeichnet. Die geringere Steigung der Kurven bei +90 °C verdeutlicht den mit höherer Umgebungstemperatur sinkenden Einfluss des Hybridverhältnisses. Zudem kann anhand des Diagramms und der in Tabelle 17 zusammengefassten Werte eine deutliche Temperatursensitivität des Hybrideffektes festgestellt werden. Bei einer Umgebungstemperatur von -30 °C zeigen bis auf das alternierende Hybridlaminat alle Aufbauten einen positiven Hybrideffekt. Dieser ist beim einseitigen CF verstärkten Laminat wie bei RT am höchsten. Das alternierende Hybridlaminat

weist bei allen Umgebungstemperaturen eine negative Abweichung von der Mischungsregel und damit einen negativen Hybrideffekt auf.

Tabelle 17 Hybrideffekt in Hybridlaminaten in Abhängigkeit der Umgebungstemperatur

	Temperatur	 [[CG] ₂ /C] _{s0}	 [C ₂ /G ₆ /C ₂] ₀	 [C/G ₆ /C] ₀	 [C/G ₇] ₀
Hybrideffekt	-30 °C	-4 %	+9 %	+5 %	+12 %
	RT	-2 %	-2 %	+6 %	+16 %
	+90 °C	-15 %	-23 %	-26 %	-1 %

Bei +90 °C zeigen alle Hybridlaminat ein negativen Hybrideffekt, wobei dieser bei den Sandwich-Hybridlaminaten mit -23 % bzw. -26 % am höchsten ausfällt. Mit -1 % ist diese Abweichung beim einseitig CF verstärkten Laminat am geringsten ausgeprägt. Da zudem bei diesem Laminat der Hybrideffekt bei RT und -30 °C jeweils am größten ausfällt, kann ein Effekt der Stapelreihenfolge konstatiert werden. Beim einseitig verstärkten Hybridlaminat befinden sich keine CF auf der Druckseite, sodass der in Abbildung 44 gezeigte Schädigungsverlauf mit dem Ausknicken der CF auf der Druckseite und damit das vorzeitige Versagen der Proben vermieden werden kann. Doch das vorzeitige Ausknicken ist bei RT noch nicht so kritisch, dass es zu einem negativen Hybrideffekt (Sandwich-Hybridlaminat) führt. Erst erhöhte Temperaturen und das damit verbundene Erweichen der PA6 Matrix führen zu einem negativen Einfluss der Hybridisierung.

5.4.5 Zusammenfassung

Mit der Hybridisierung von CF Monomateriallaminaten durch die Substitution von CF mit GF Lagen wird der E-Modul tendenziell reduziert (siehe Abbildung 43). Allerdings ist eine Positionierung der CF Lagen an den Außenseiten des Laminates für den E-Modul von Hybridlaminaten förderlich. Hinsichtlich der Biegefestigkeit sind nur geringfügige Abweichungen zwischen den Hybridlaminaten festzustellen. Die Werte liegen bei max. 986 MPa (alternierendes Hybridlaminat) und erreichen damit 82 % der Biegefestigkeit des CF Monomateriallaminates. Im Hinblick auf die Stapelreihenfolge ist eine Positionierung der CF Lage lediglich auf der Biege-Zugseite im Vergleich zum beidseitig verstärkten Sandwich-Hybridlaminat festigkeitserhöhend (+3 %). Zudem werden beim einseitig auf der Biege-Zugseite verstärkten Hybridlaminat eine Verdoppelung der Bruchdehnung und damit der höchste Hybrideffekt von 100 % festgestellt.

Die Ursache dafür kann auf Basis von in-situ REM Aufnahmen identifiziert werden. Die aufgrund von interlaminaren Eigenspannungen mit Druckspannungen bereits vorbelasteten CF Lagen im Sandwich-Hybridlaminat (siehe Kapitel 5.3.2) führen zu einer vorzeitigen Rissbildung auf der Biege-Druckseite der Proben bei einer Randfaserdehnung von 1,4 %. Die Druck-Vorbelastung hat auf der Biege-Zugseite einen positiven Effekt auf die Bruchdehnung, da die CF entsprechend einer elastischen Feder vorgespannt sind und somit zusätzlichen Dehnungsweg ermöglichen. Dies führt zu hohen Bruchdehnungen und dem resultierenden Hybrideffekt von bis zu 100 %. Das endgültige Versagen der Proben geht mit einem seitlichen Ausknicken der GF aufgrund hoher Schubkräfte (niedriges A/D Verhältnis von 10) im Druckbereich der Biegeproben einher. Das Versagen der CF Lagen im alternierenden Hybridlaminat findet bei höheren Randfaserdehnungen statt, was durch eine gleichmäßigere Spannungsverteilung über die Probendicke (siehe Abbildung 48) sowie geringere interlaminare Eigenspannungswerte und damit mechanischen Vorbelastungen verursacht wird. Im alternierenden Aufbau werden die Schubbelastungen im Vergleich zum Sandwich-Hybridlaminat reduziert, was generell eine höhere Kraftaufnahme ermöglicht.

Im untersuchten Temperaturbereich zwischen -30 °C und +90 °C weist der Biegemodul der Hybridlamine keine signifikante Temperatursensitivität auf. Die Biegefestigkeit hingegen wird deutlich von der Umgebungstemperatur beeinflusst. Bei -30 °C liegt die Erhöhung der Festigkeit der Hybridlamine bei bis zu 30 % (Doppel-Sandwich). Noch deutlicher ist der Einfluss einer erhöhten Umgebungstemperatur von +90 °C, die damit ca. 40 °C über der Glasübergangstemperatur der PA6 Matrix liegt. Bei dieser Temperatur wird die Biegefestigkeit um bis zu 59 % (Sandwich-Hybridlaminat) reduziert. Die Temperatursensitivität der Biegefestigkeit bestätigt die in den in-situ REM Aufnahmen nachgewiesene Rissbildung auf der Biege-Druckseite der Hybridlamine (siehe Abbildung 44) als dominierendes Versagenskriterium. Bei +90 °C wird der E-Modul des PA6 deutlich herabgesetzt, sodass die stabilisierende Wirkung der Matrix gegen das versagenseinleitende Ausknicken der CF reduziert wird. Da bei +90 °C mit der Glasübergangstemperatur aus mechanischer Sicht ein fundamentaler Schwellwert überschritten wird, ist der festzustellende Effekt deutlich stärker als bei -30 °C.

Die Biegemodul-Kennwerte lassen sich mit Hilfe der CLT hinreichend genau berechnen. Die Abweichungen der experimentell ermittelten Biegefestigkeiten von der gemäß Literaturangaben als Vergleichswert herangezogenen Mischungsregel, ermöglichen die Berechnung des Hybrideffekts. Dieser liegt bei RT zwischen -2 % und +16 %. Aufgrund der starken Temperatursensitivität der Hybridlamine führt die erhöhte Umgebungstemperatur (+90 °C) zu einem negativen

Hybrideffekt von bis zu -26 %. Generell sind Hybridlamine bei höheren Temperaturen somit nur unter Berücksichtigung des deutlichen Festigkeitsrückgangs einzusetzen. Die anhand der Mischungsregel errechnete Festigkeit ist deshalb mit einem Sicherheitsbeiwert von 0,7 zu beaufschlagen.

5.5 Ermüdungsverhalten unter dynamischer 3-Punkt Biegebeanspruchung

Anhand der statischen 3-Punkt Biegeeigenschaften wird das Potential der Hybridlamine ersichtlich. Allerdings ist aus der Literatur bekannt, dass sich Eigenspannungen in Faserverbundlaminaten insbesondere auf das Versagensverhalten unter zyklischer Beanspruchung negativ auswirken [40,44]. Deshalb werden nachstehend die dynamischen 3-Punkt Biegeeigenschaften von Monomateriallaminaten sowie von Hybridlaminaten aufgezeigt.

5.5.1 Monomateriallamine

Abbildung 54 zeigt die Resultate der Prüfung einer CF verstärkten PA6 Probe im Laststeigerungsversuch gemäß Kapitel 4.10.2.

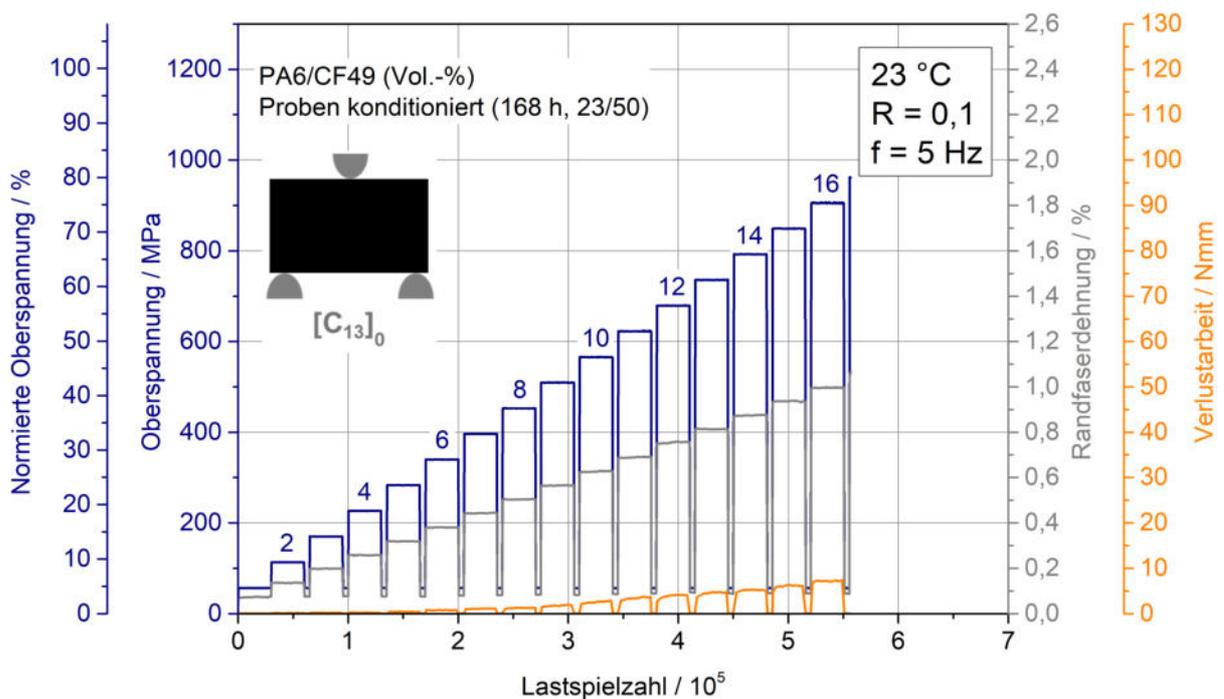


Abbildung 54 Dynamische 3-Punkt Biegeigenschaften eines PA6/CF49 (Vol.-%) Laminates unter Normklimabedingungen (23/50). Die normierte Oberspannung ist auf der Hilfsachse auf die statische Biegefestigkeit bezogen.

Es sind die Oberspannung, die resultierende Randfaserdehnung und Verlustarbeit in Abhängigkeit der Lastspielzahl dargestellt. Das kohlenstofffaserverstärkte Laminat versagt zu Beginn der

17. Laststufe bei einer Oberspannung von 962 MPa. Damit erreicht die Probe ein Lastniveau, das 80 % der statischen Biegefestigkeit entspricht. Der Rückgang der Festigkeit ist auf eine Materialermüdung zurückzuführen. Die Bruchdehnung der Kohlenstofffaser erreicht über 1,1 %, während diese unter statischer Last bei 1,4 % (siehe Tabelle 16) liegt. Der Rückgang der Bruchdehnung korreliert folglich mit der Reduktion der Biegefestigkeit.

Mittels der Verlustarbeit (orange) ist die irreversible Schädigung des Materials nachzuvollziehen. Es ist zu erkennen, dass die Schädigung zwischen der sechsten und siebten Laststufe beginnt. Dabei liegt die Randfaserdehnung zwischen 0,4 und 0,5 %. Bei dieser Randfaserdehnung hat man in Kapitel 5.4.2 ebenfalls die Schädigung der CF Lage auf der Druckseite feststellen können. Eine Integration der Verlustarbeits-Kurve ergibt einen Wert von 11,15 Nmm. Zur Berücksichtigung der hohen Anzahl an durchlaufenen Laststufen wird eine Division durch diese durchgeführt, was einen durchschnittlichen Wert von 0,7 Nmm pro Laststufe ergibt.

Als weiteres Monomaterial ist ein glasfaserverstärktes Laminat untersucht und dessen Verhalten unter einer dynamischen 3-Punkt Biegebelastung analysiert worden (siehe Abbildung 55).

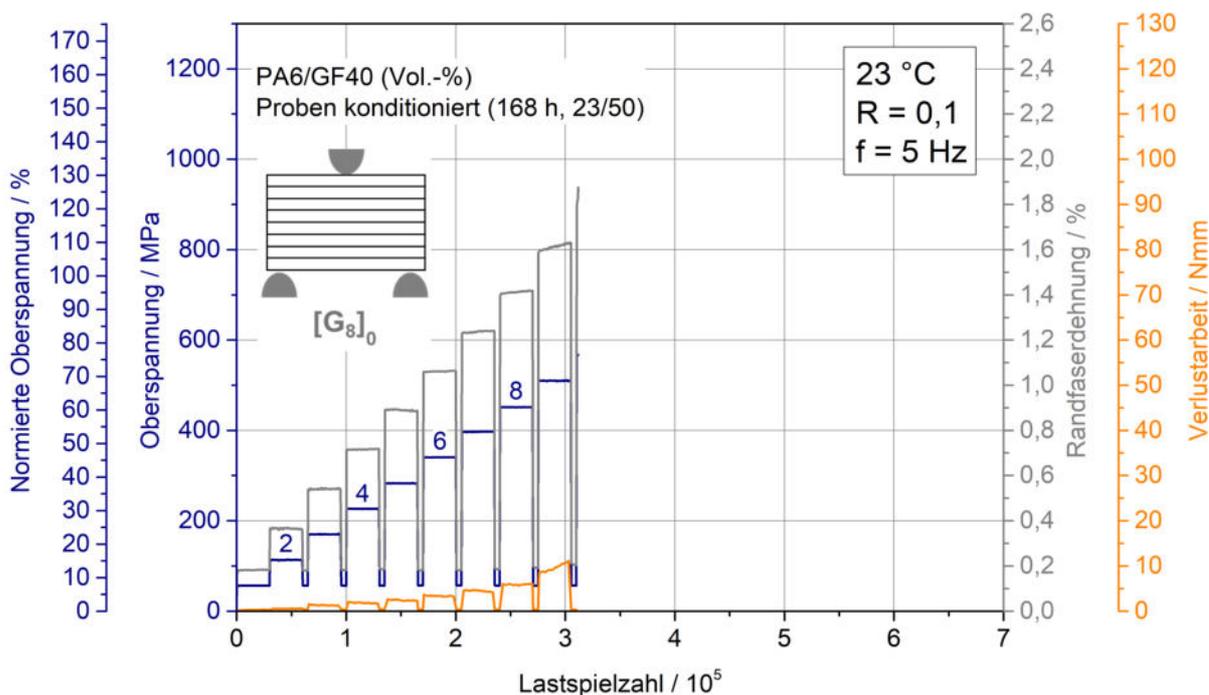


Abbildung 55 Dynamische 3-Punkt Biegeeigenschaften eines PA6/GF40 (Vol.-%) Laminates unter Normklimabedingungen (23/50). Die normierte Oberspannung ist auf der Hilfsachse auf die statische Biegefestigkeit bezogen.

Zu erkennen ist zunächst eine deutlich höhere Randfaserdehnung im Vergleich zum kohlenstofffaserverstärkten Material, was aus dem deutlich geringeren dynamischen Modul resultiert (sie-

he Kapitel 5.5.3). Die max. Randfaserdehnung bei Probenversagen in Laststufe 10 liegt bei 2,0 %. Die Randfaserdehnung des CF Laminates liegt bei dieser Laststufe bei 0,6 %. Die max. ertragbare Oberspannung liegt bei 566 MPa. Normiert auf die statische Festigkeit entspricht dies einem Anteil von 76 %. Das Integral der Verlustarbeit liegt durchschnittlich bei 0,88 Nmm pro Laststufe und somit minimal über dem Wert der CF Proben.

5.5.2 Hybridlaminat

Entgegen der geringen Verlustarbeit bei der dynamischen Prüfung von Monomateriallaminaten, ist bei Hybridlaminaten eine deutlich höhere Verlustarbeit zu erkennen. Abbildung 56 zeigt ein Diagramm, das die dynamischen Eigenschaften eines Sandwich-Hybridlaminates darstellt.

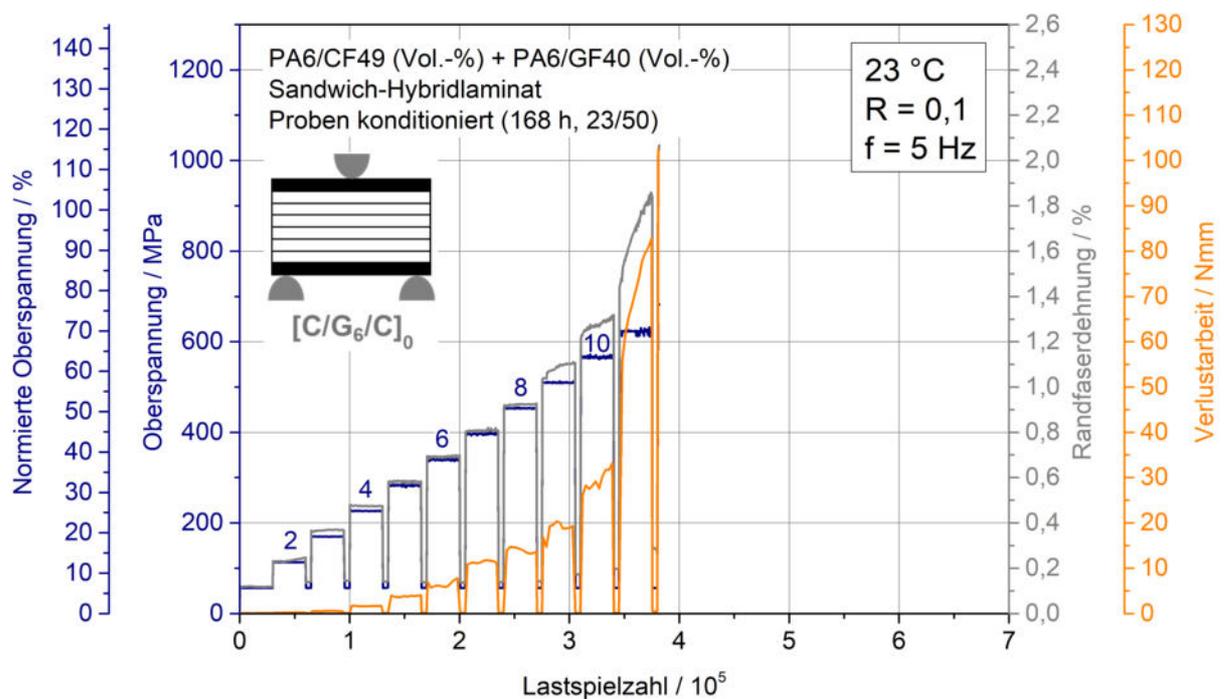


Abbildung 56 Dynamische 3-Punkt Biegeeigenschaften eines PA6 Sandwich-Hybridlaminates unter Normklimabedingungen (23/50). Die normierte Oberspannung ist auf der Hilfsachse auf die statische Biegefestigkeit bezogen.

Mit der orangefarbenen Kurve ist die Verlustarbeit in Abhängigkeit der Lastspielzahl dargestellt. Ersichtlich wird der deutliche Anstieg der Verlustarbeit bereits ab der vierten Laststufe. Die Berechnung des Integrals der Verlustarbeit ergibt 45,9 Nmm, was einem durchschnittlichen Wert von 3,8 Nmm pro Laststufe entspricht. Die dynamische Festigkeit liegt bei 684 MPa, 23 % unter dem statischen Kennwert. Ab einer Randfaserdehnung von über 1 % (Laststufe 9) ist ein deutlicher Anstieg der Randfaserdehnung (graue Kurve) innerhalb der nachfolgenden Laststufen festzustellen. Dies liegt daran, dass bei einer Randfaserdehnung von einem Prozent die Bruchdeh-

nung der CF Lagen erreicht ist. Nach dem Versagen der CF Lagen im Hybridlaminat tragen die GF Lagen maßgeblich die Lasten, was zu einer Reduzierung des dynamischen Moduls und somit zu höheren Randfaserdehnungen führt. Das Sandwich-Hybridlaminat versagt, sobald die Bruchdehnung des GF Laminats von 2,0 % erreicht wird.

Das alternierende Laminat hingegen versagt bei einer Randfaserdehnung von 1,1 % (siehe Abbildung 57), was der dynamischen Bruchdehnung der CF Lamine entspricht.

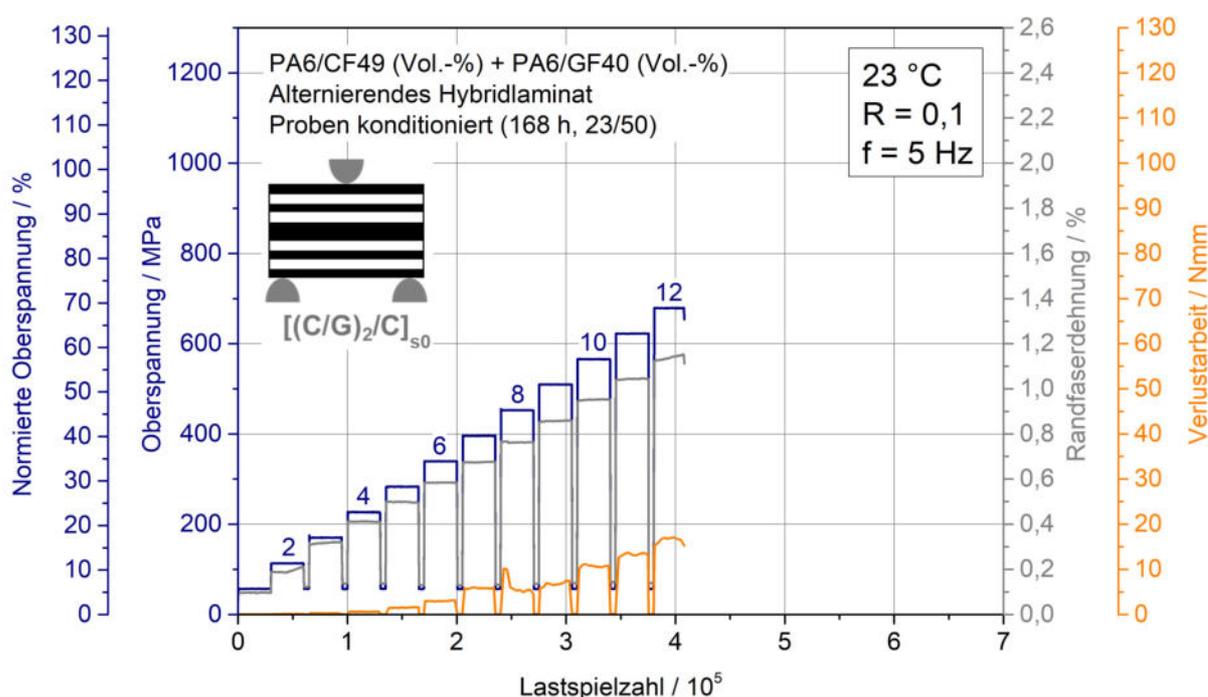


Abbildung 57 Dynamische 3-Punkt Biegeeigenschaften eines PA6 alternierenden Hybridlaminates unter Normklimabedingungen (23/50). Die normierte Oberspannung ist auf der Hilfsachse auf die statische Biegefestigkeit bezogen.

Damit ist das Erreichen der Randfaserbruchdehnung der CF versagensdominierend. Die zu diesem Zeitpunkt wirkenden Spannungen sind so hoch, dass diese nicht mehr vom verbleibenden Laminat getragen werden können und somit keine Restfestigkeit mehr vorhanden ist. Die Proben versagen aufgrund des höheren dynamischen E-Moduls dennoch auf einem ähnlichen Lastniveau (679 MPa) wie die Sandwich-Hybridbauten, bei 69 % der statischen Biegefestigkeit. Die Verlustarbeit ist aber deutlich reduziert auf nunmehr durchschnittlich 1,55 Nmm pro Laststufe.

5.5.3 Auswertung von Hysteresisschleifen

Neben der Randfaserdehnung in Abhängigkeit der Oberspannung sind auch die Spannungs-Dehnungsdiagramme einzelner Zyklen in unterschiedlichen Laststufen von großer Bedeutung. Diesen sog. Hysteresisschleifen kann anhand der Steigung zum einen die dynamische Steifigkeit des Laminats entnommen und zum anderen kann am Grad der Bauchung der Schleife die erbrachte Verlustarbeit analysiert werden. In Abbildung 58 sind deshalb die Hysteresisschleifen der Mono- und Hybridlaminats in den Laststufen 5, 7, 9 und 11 dargestellt.

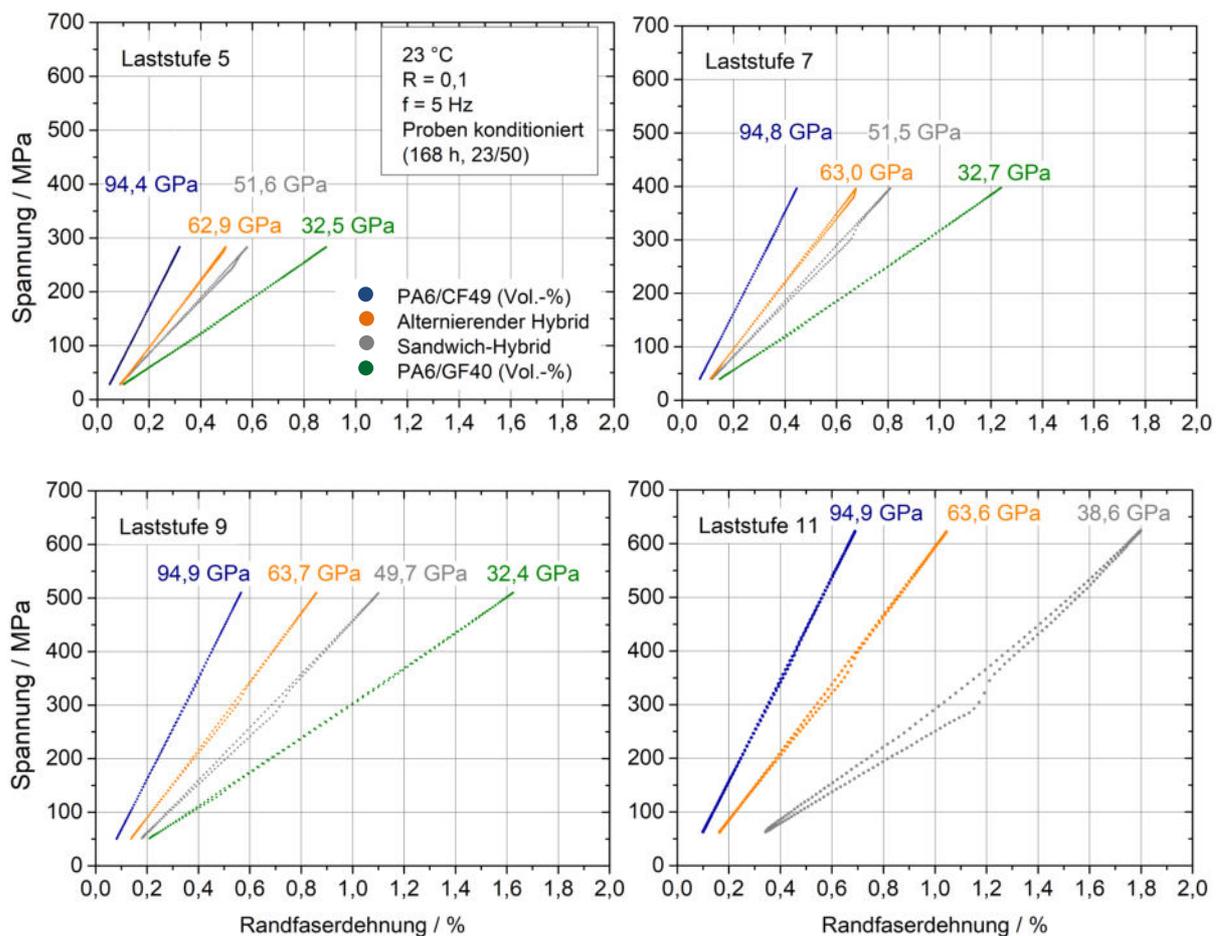


Abbildung 58 Hysteresisschleifen und dynamische Steifigkeiten von Mono- und Hybridlaminaten bei unterschiedlichen Laststufen unter Normalklima (23/50)

Zwischen den einzelnen dargestellten Schleifen in den jeweiligen Laststufen liegen jeweils 69.000 Zyklen. In allen Diagrammen sind die Steifigkeitsunterschiede ersichtlich. Die höchste dynamische Steifigkeit weist das CF Laminat (blau) auf, während das GF Laminat (grün) die niedrigste Steifigkeit zeigt. Diese beiden Hysteresisschleifen bilden den Grenzbereich der dynamischen Steifigkeit. Dazwischen liegen die Hybridlaminats, wobei die Hysterese des alternierenden Aufbaus eine leicht höhere dynamische Steifigkeit aufweist. In der Laststufe 9 ist aller-

dings bereits zu erkennen, dass die Steigung der Hysterese des Sandwich-Hybridlaminates abnimmt. Dies führt zur deutlichen Zunahme der Randfaserdehnung, die in Abbildung 56 gezeigt ist. Noch deutlicher ist der Steifigkeitsrückgang in Laststufe 11 zu erkennen, während die Steigung der Hysterese des alternierenden Laminats stabil bleibt. In dieser Laststufe hat die CF Lage auf der Druckseite bereits versagt, und das Laminat wird durch die Restfestigkeit der übrigen Lagen getragen. Das GF Monomateriallaminat ist nicht mehr dargestellt, da es in der Laststufe 10 bereits versagt ist.

Hinsichtlich der Bauchung der Hysteresschleifen ist festzustellen, dass diese bei den Monomateriallaminaten rein optisch sehr gering ausfällt und nahezu eine Gerade aus der Hysterese resultiert. Dies weist eine geringe Verlustarbeit nach und bestätigt nur eine geringe Energiedissipation in Form von Materialschädigungen. Eine Übersicht der Flächeninhalte der Hysteresschleifen ist der nachfolgenden Abbildung 59 zu entnehmen.

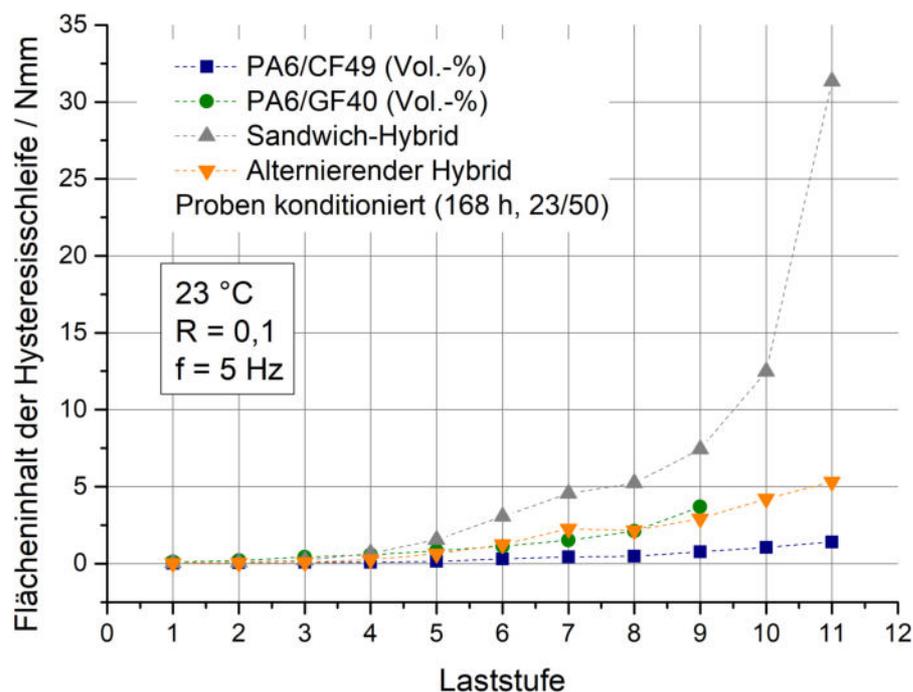


Abbildung 59 Flächeninhalte der Hysteresschleifen in unterschiedlichen Laststufen unter Normalklima (23/50) als Maß für die Verlustarbeit in Nmm

Das CF Laminat zeigt generell sehr geringe Werte. In den letzten Laststufen 8 und 9 vor dem Versagen des GF Laminates erhöht sich der Flächenwert der Hysteresschleife um 75 % auf 3,69 Nmm. Allerdings muss der sehr große Dehnungsbereich im Vergleich zu den anderen Laminaten berücksichtigt werden, was den Grad der Energiedissipation nochmals reduziert.

Die Hybridlamine hingegen und insbesondere das Sandwich-Hybridlaminat zeigen eine deutliche Bauchung, was eine Energiedissipation beweist. Da ein Temperaturanstieg während der Prüfung aufgrund von Reibungseffekten ausgeschlossen werden konnte, handelt es sich dabei um irreversible Materialschädigungen (siehe Kapitel 5.8).

Die Flächenwerte der Hysteresisschleifen des alternierenden Aufbaus und des GF Laminates sind vergleichbar, sodass hier nicht von einem Einfluss der Hybridisierung gesprochen werden kann. Das Sandwich-Hybridlaminat allerdings zeigt in seiner vorletzten Laststufe vor dem Versagen einen Anstieg des Flächenwertes um über 200 %. Dies bestätigt eine starke irreversible Materialschädigung, die auch in Abbildung 56 anhand der starken Zunahme der Randfaserdehnung bis 1,8 % abgeleitet werden kann.

5.5.4 Zusammenfassung

Beide Monomateriallamine weisen eine geringe Materialermüdung auf, die sich in einer hohen max. ertragbaren dynamischen Spannung von 80 % (CF) und 76 % (GF) der statischen Biegefestigkeit widerspiegelt. Bei der Bewertung der Materialkennwerte ist der geringere FVG des GF Laminates (40 Vol.-%) zu berücksichtigen. Zudem ist bekannt, dass CF eine weitaus höhere Lebensdauer unter dynamischer Beanspruchung aufweisen als GF [1].

Der Rückgang der dynamischen Biegefestigkeit von Hybridlaminaten beläuft sich aufgrund der Materialermüdung auf 20 bis 30 % (siehe Tabelle 18).

Versagensdominierend ist das Erreichen der dynamischen Bruchdehnung der CF Lagen (1 %, siehe Abbildung 54) in den Deckschichten der Hybridlamine. Das Erreichen dieser Randfaserdehnung führt beim alternierenden Hybridlaminat zum sofortigen Versagen der Probe, während das bei dieser Randfaserdehnung erreichte Spannungsniveau beim Sandwich-Hybridlaminat noch durch die Restfestigkeit des erhaltenen Laminates getragen werden kann.

Beim Sandwich-Hybridlaminat ist dadurch kein Rückgang der Bruchdehnung im Vergleich zu den statischen Kennwerten festzustellen. Beide Hybridlamine weisen eine hohe Verlustarbeit je Laststufe auf, was eine Energiedissipation in Form einer Materialschädigung vermuten lässt. Diese wird zudem mit Hilfe von Hysteresisschleifen bewiesen. Anhand der Auswertung der Flächeninhalte der Schleifen in den Laststufen 5, 7, 9 und 11 kann eine besonders hohe Zunahme der Verlustarbeit beim Sandwich-Hybridlaminat (30 Nmm in Laststufe 11) festgestellt werden. Dagegen liegt die Verlustarbeit beim CF Monomateriallaminat in derselben Laststufe bei unter 5 Nmm. Die Entwicklung der Verlustarbeit im alternierenden Hybridlaminat zeigt einen ver-

gleichbaren Verlauf wie das GF Monomateriallaminat und erreicht in Laststufe 11 einen Wert von knapp über 5 Nmm. Die entsprechenden Energie-dissipierenden Schädigungsmechanismen werden in Kapitel 5.8 aufgezeigt.

Tabelle 18 Übersicht der dynamischen Materialkennwerte unter Normalklima

Aufbau	Erreichte Laststufe	Dynamische Festigkeit [MPa]	Auf statische Festigkeit normierte dynamische Festigkeit [%]	Dynamische Bruchdehnung [%]	Integral der Verlustarbeit pro Laststufe [Nmm]
 [C ₁₃] ₀	17	962	80 %	1,1	0,66
 [G ₈] ₀	10	566	76 %	2,0	0,88
 [C/G ₆ /C] ₀	12	684	77 %	2,1	3,8
 [(CG) ₂ /C] _{s0}	12	679	69 %	1,1	1,55

5.6 Einfluss der Umgebungstemperatur auf die dynamischen Eigenschaften

5.6.1 Monomateriallaminat

Um den Einfluss der Umgebungstemperatur auf die dynamischen Eigenschaften und auf das Ermüdungsverhalten von thermoplastischen Monomaterial- und Hybridlaminaten untersuchen zu können, sind dynamische 3-Punkt Biegeprüfungen bei +90°C durchgeführt worden.

Abbildung 60 zeigt zunächst den Kennwertverlauf eines CF Laminates. Zu erkennen ist, dass die Probe die neunte Laststufe erreicht und damit eine dynamische Festigkeit von 509 MPa aufweist. Damit liegt diese bei 85 % der statischen Biegefestigkeit bei +90 °C (siehe Kapitel 5.4.3). Die Plateaus der Randfaserdehnung verlaufen konstant horizontal, so dass keine starken Materialschädigungen während der Laststufen festgestellt werden können. Bestätigt wird dies ebenfalls von der geringen Verlustarbeit, die bezogen auf die Anzahl der erreichten Laststufen bei

0,33 Nmm liegt. Die Probe versagt bei einer Randfaserdehnung von 0,54 %. Die Halbierung der Bruchdehnung gegenüber den bei Raumtemperatur geprüften Proben ist auf die Verringerung des E-Moduls und des Schubmoduls der stabilisierenden PA6 Matrix zurückzuführen. Durch den niedrigeren Schubmodul der Matrix wird eine vorzeitige Delamination und somit ein Probenversagen begünstigt. Die dynamische Festigkeit sinkt um 47 % im Vergleich zur RT, was die starke Temperatursensitivität der CF Laminate bestätigt.

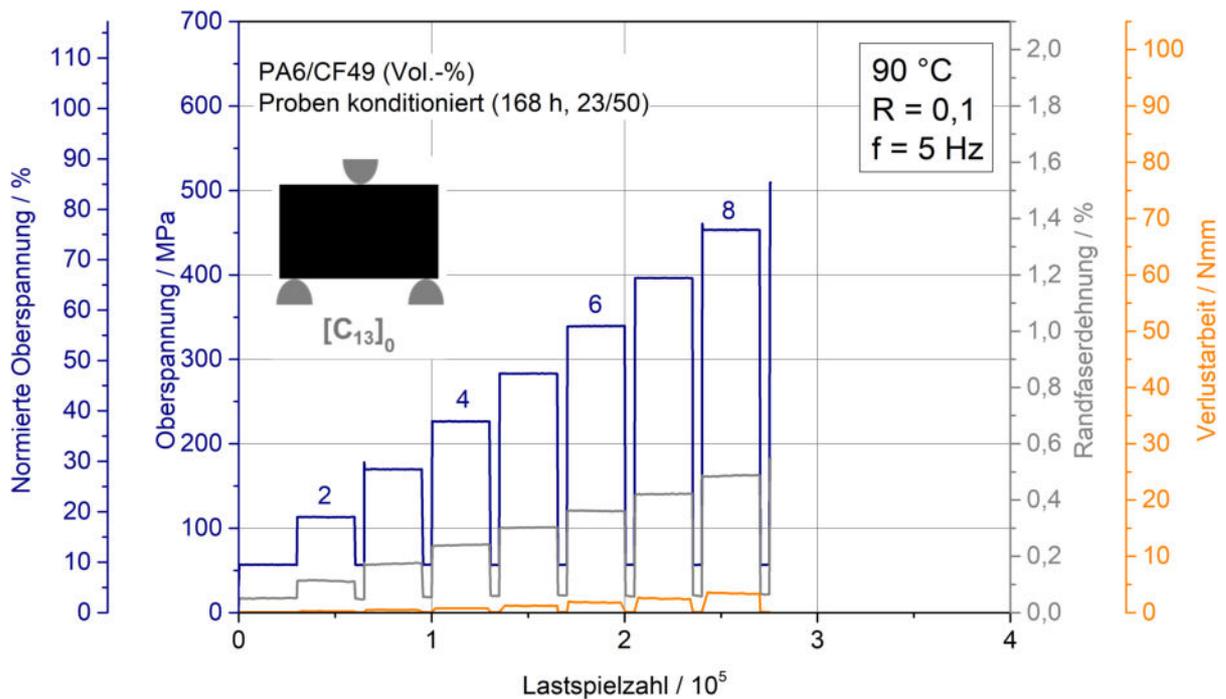


Abbildung 60 Dynamische 3-Punkt Biegeeigenschaften eines PA6/CF49 (Vol.-%) Monomateriallaminates bei +90 °C. Die normierte Oberspannung ist auf der Hilfsachse auf die statische Biegefestigkeit bezogen.

Neben dem CF Laminat ist auch das GF Laminat als wichtiger Benchmark in Betracht zu ziehen. Durch das in Abbildung 61 dargestellte Diagramm wird ersichtlich, dass die PA6/GF40 (Vol.-%) Proben bei einer Umgebungstemperatur von +90 °C die achte Laststufe erreichen und somit nur eine Laststufe vor dem CF Laminat versagen.

Die dynamische Festigkeit liegt bei 452 MPa und erreicht damit 97 % der statischen Biegefestigkeit bei +90 °C. Eine Materialermüdung ist somit bei +90 °C nicht festzustellen. Der temperaturbedingte Rückgang der dynamischen Festigkeit liegt bei nur 20 %. Ein deutlicher Anstieg der Randfaserdehnung kombiniert mit einer Erhöhung der Verlustarbeit ist ab Laststufe 6 und einer Randfaserdehnung von 1,1 % festzustellen. Es kommt zu einer irreversiblen Materialschädigung, was zudem an den erhöhten Randfaserdehnungen in den Erholungsstufen erkannt werden

kann. Die Bruchdehnung liegt bei 1,6 % und somit 0,4 % unter der Bruchdehnung bei RT. Das Integral der Verlustarbeit beläuft sich auf 10,1 Nmm. Normiert auf die Anzahl der Laststufen ergibt sich die Verlustarbeit somit zu 1,3 Nmm und liegt über dem Wert bei RT. Wie sich verschiedene Kombinationen der CF und GF Lagen in einem Hybridlaminat unter dynamischer Beanspruchung bei +90 °C verhalten, wird im nachstehenden Kapitel erläutert.

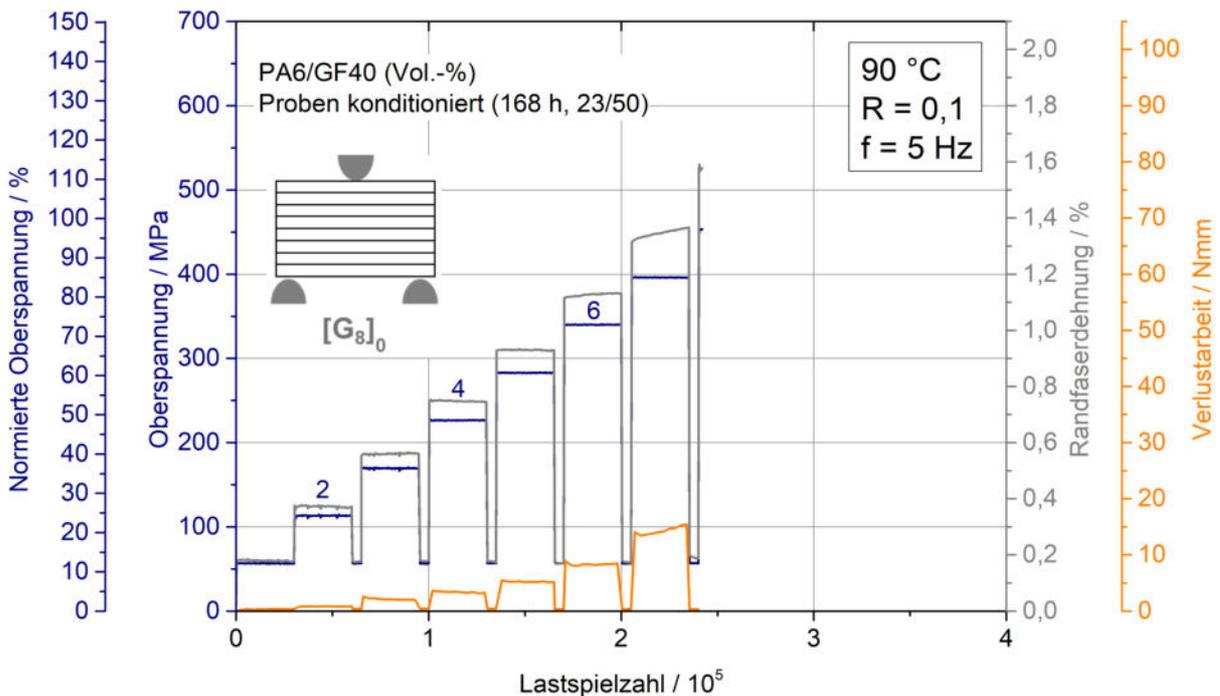


Abbildung 61 Dynamische 3-Punkt Biegeeigenschaften eines PA6/GF40 (Vol.-%) Monomateriallaminates bei +90 °C. Die normierte Oberspannung ist auf der Hilfsachse auf die statische Biegefestigkeit bezogen.

5.6.2 Hybridlaminat

Durch die Erhöhung der Umgebungstemperatur wird bei Monomateriallaminaten die dynamische Biegefestigkeit verringert, der Effekt der Materialermüdung ist jedoch deutlich geringer ausgeprägt. Ein ähnlicher Effekt ist bei Hybridlaminaten festzustellen. Abbildung 62 zeigt zunächst die dynamischen Materialkennwerte eines Hybrid Sandwichaufbaus.

Das Hybridlaminat versagt nach der sechsten Laststufe bei einer max. Oberspannung von 340 MPa und erreicht somit über 93 % der statischen Biegefestigkeit. Die max. Randfaserdehnung liegt bei über 0,63 % und damit nur noch minimal höher als beim CF Laminat (0,54 %). Das Versagen der CF Lage auf der Druckseite ist somit auch beim Sandwichaufbau versagensinitierend. Das Integral der Verlustarbeit ist mit 4,0 Nmm sehr niedrig, was eine geringe Materialvorschädigung und ein katastrophales Versagen nachweist.

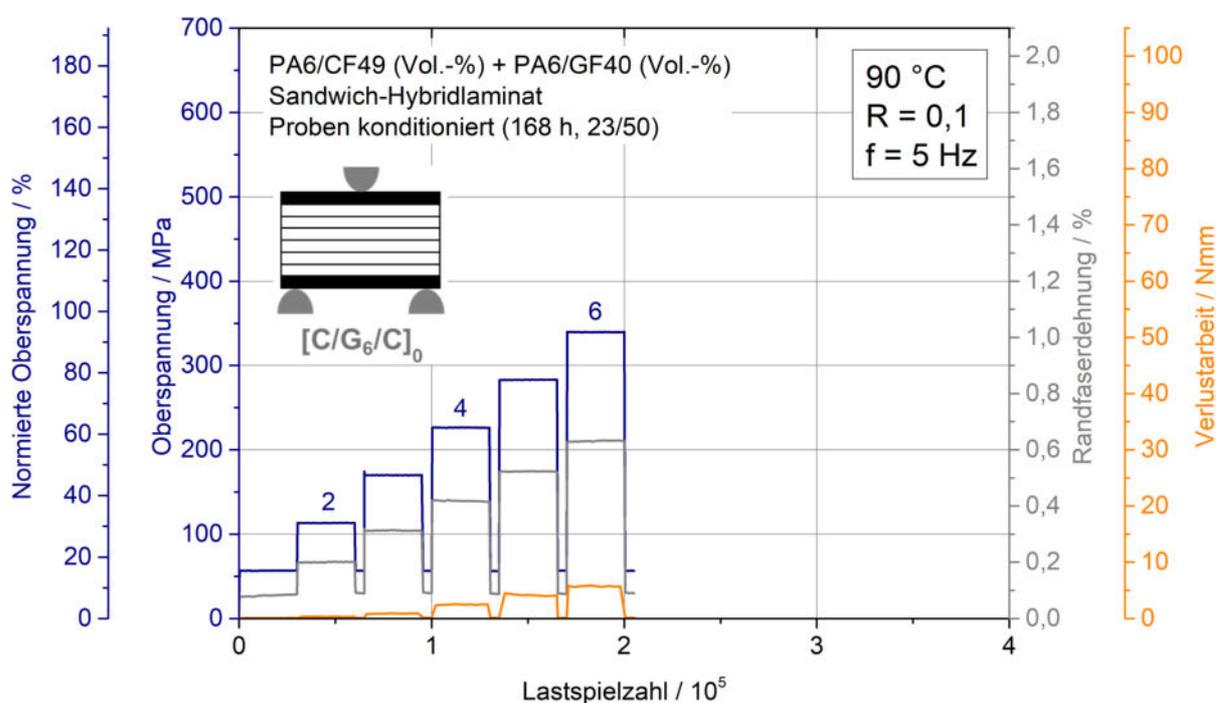


Abbildung 62 Dynamische 3-Punkt Biegeeigenschaften PA6 Sandwich Hybridlaminates bei +90 °C. Die normierte Oberspannung ist auf der Hilfsachse auf die statische Biegefestigkeit bezogen.

Auch beim alternierenden Hybridlaminat ist nur eine minimale Materialermüdung festzustellen (siehe Abbildung 63). Die Proben erreichen wie die GF Monomateriallaminates die achte Laststufe, was einer dynamischen Festigkeit von 452 MPa entspricht. Normiert man diesen Wert auf die statische Biegefestigkeit von 462 MPa, erreicht man einen Wert von 98 %. Die Bruchdehnung liegt bei 0,81 %, was verdeutlicht, dass das Laminat nach dem Versagen der CF Deckschichten weitere Kräfte aufnehmen kann und nicht katastrophal versagt. Die Verlustrarbeit beläuft sich auf 4,8 Nmm und ist damit ebenfalls sehr gering. Bezogen auf die Anzahl an Laststufen ergeben sich 0,6 Nmm.

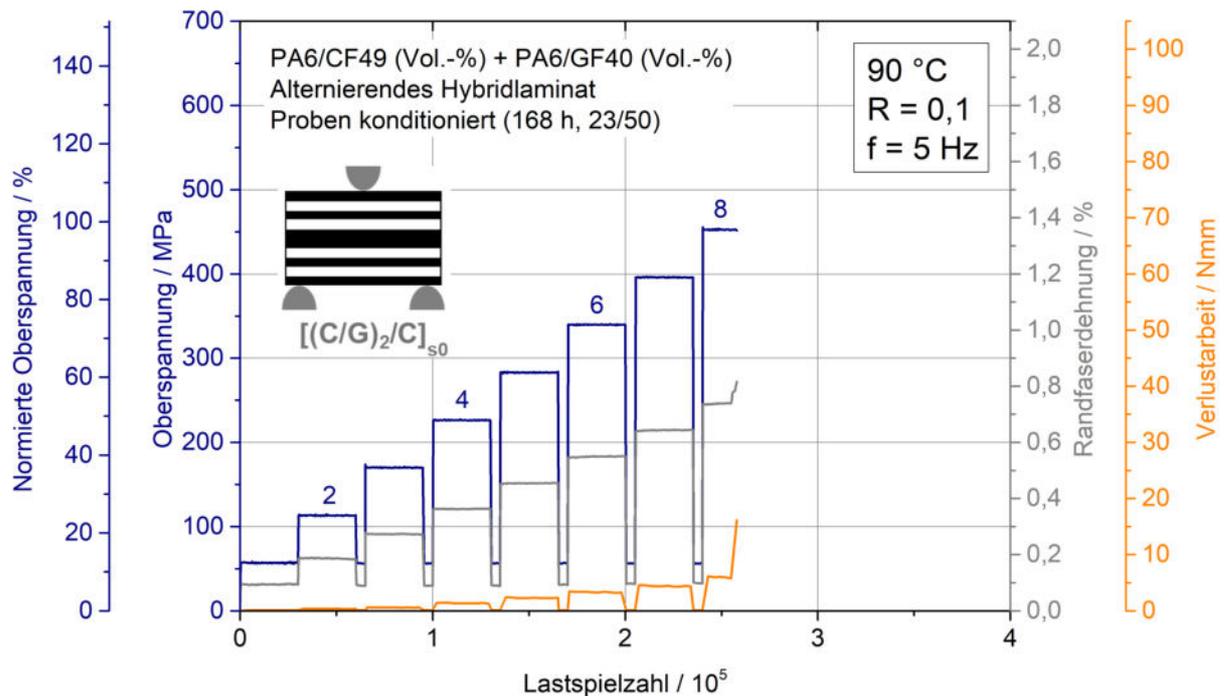


Abbildung 63 Dynamische 3-Punkt Biegeeigenschaften PA6 alternierendes Hybridlaminates bei +90 °C. Die normierte Oberspannung ist auf der Hilfsachse auf die statische Biegefestigkeit bezogen.

5.6.3 Auswertung von Hysteresisschleifen

Entsprechend den Ausführungen in Kapitel 5.5.3 werden in Abbildung 64 die Hysteresisschleifen der Monomaterial- und Hybridlaminates in den Laststufen vier bis sieben bei einer Umgebungstemperatur von +90 °C dargestellt. Diese ermöglichen die Bestimmung der resultierenden Verlustarbeit als Flächeninhalt der Schleife sowie die Ermittlung der dynamischen Steifigkeit des jeweiligen Laminates.

In Tabelle 19 ist die anhand der Hysteresisschleifen ermittelte Verlustarbeit in den jeweiligen Laststufen der Laminates zusammengefasst. Im CF Laminat sind erneut nur geringe Verlustwerte festzustellen. Die höchste Verlustarbeit zeigt sich im GF Laminat. Die Hybridlaminates weisen bis zum Versagen eine sehr geringe Verlustarbeit auf. Die Werte liegen in einem ähnlichen Bereich wie in den entsprechenden Laststufen bei RT (siehe Abbildung 59). Das Probenversagen geht somit nicht mit signifikanten energie-dissipierenden Vorgängen, wie z. B. Materialschädigungen, einher und findet folglich schlagartig statt.

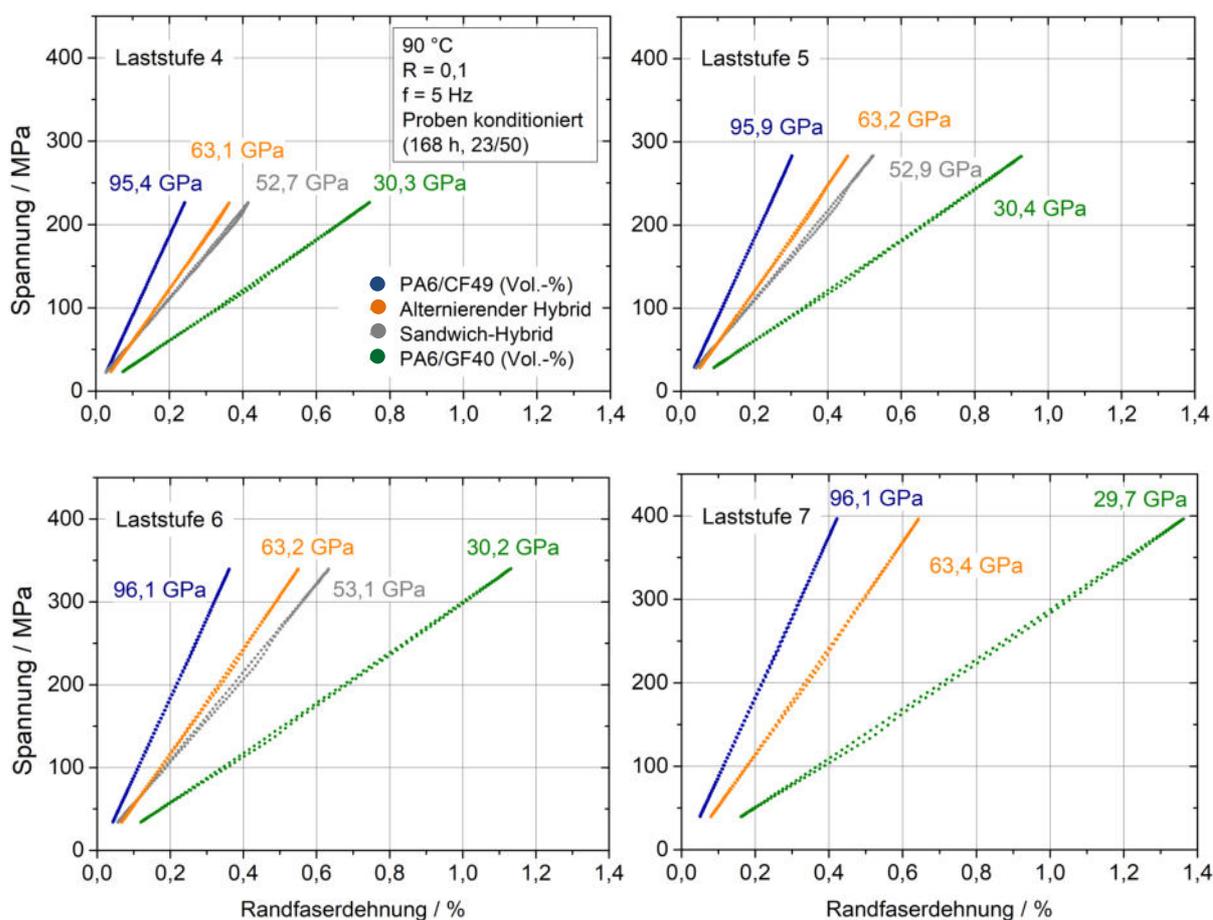


Abbildung 64 Hysteresisschleifen und dyn. Steifigkeiten von Mono- und Hybridlaminaten bei unterschiedlichen Laststufen bei +90 °C.

Tabelle 19 Flächeninhalte der Hysteresisschleifen in unterschiedlichen Laststufen bei +90 °C als Maß für die Verlustarbeit

Integral der Verlustarbeit [Nmm]	LS3	LS4	LS5	LS6	LS7
$[C_{13}]_0$	0,19	0,30	0,45	0,68	0,92
$[G_8]_0$	0,69	1,13	1,78	2,92	5,29
$[C/G_6/C]_0$	0,36	0,99	1,62	2,28	-
$[(CG)_2/C]_{s_0}$	0,24	0,51	0,89	1,27	1,71

Die Hysteresisschleifen weisen zudem nach, dass die erhöhte Umgebungstemperatur keinen reduzierenden Einfluss auf die dynamische Steifigkeit der Hybridlaminaten hat. Auch das CF Mo-

nomateriallaminat bietet eine gleichwertige dynamische Steifigkeit. Lediglich das GF Monomateriallaminat weist einen Rückgang um etwa 7 % auf.

5.6.4 Zusammenfassung

Die Untersuchung der dynamischen Biegefestigkeit von Hybridlaminaten bei +90 °C zeigt, dass keine Materialermüdung auftritt und ähnliche max. Biegespannungswerte wie bei statischer Belastung erreicht werden (siehe Tabelle 20).

Tabelle 20 Übersicht der dynamischen Materialkennwerte bei +90 °C

Aufbau	Erreichte Laststufe	Dynamische Festigkeit [MPa]	Auf statische Festigkeit-normierte dynamische Festigkeit [%]	Dynamische Bruchdehnung [%]	Integral der Verlustarbeit pro Laststufe [Nmm]
 [C ₁₃] ₀	9	509	85	0,54	0,33
 [G ₈] ₀	8	452	97	1,6	1,3
 [C/G ₆ /C] ₀	6	340	98	0,63	0,67
 [(CG) ₂ /C] _{s0}	8	452	98	0,81	0,6

Dies ist in der Gesamtheit zum Teil auf die geringere Anzahl an Lastzyklen und die niedrigeren Spannungswerte zurückzuführen. Durch die höhere Umgebungstemperatur steigen jedoch die Duktilität und damit die Plastizität der Matrix. Die im Vergleich zur quasi-statischen Prüfung zusätzliche Belastung, die aus der schwingenden, dynamischen Beanspruchung resultiert, hat durch die höhere Verformbarkeit und Flexibilität der Matrix einen geringeren Einfluss, was zu einer Reduktion der auftretenden Materialermüdung führt.

Die max. Verlustarbeit in Hybridlaminaten wird im Vergleich zur RT deutlich reduziert, was darauf zurückzuführen ist, dass stark Energie-dissipierende Schädigungsvorgänge bei +90 °C nicht mehr stattfinden und es zuvor zu einem katastrophalen Probenversagen kommt. Die höhere

Umgebungstemperatur begünstigt das versagensdominierende Ausknicken der CF auf der Biege-Druckseite und führt vermutlich umgehend zum finalen Probenversagen.

Entsprechend der Erkenntnisse aus den Untersuchungen unter quasi-statischer Beanspruchung (siehe Abbildung 50), zeigen GF unter einer dynamischen Biegebelastung eine geringere Temperatursensitivität als CF. Während sich der Rückgang bei CF auf -47 % beläuft, nimmt die dynamische Biegefestigkeit der GF Probe lediglich um 20 % ab. Die Differenz zwischen den dynamischen Festigkeitswerten von CF und GF Monomateriallaminaten beläuft sich infolgedessen bei einer Umgebungstemperatur von +90 °C auf 57 MPa, was einem Unterschied von 11 % entspricht (Unterschied bei RT: 41 %). Dieser Umstand belegt nochmals das matrixabhängige und deshalb temperatursensitive Ausknicken der CF auf der Druckseite als dominierendes Versagenskriterium.

Dagegen zeigt die erhöhte Umgebungstemperatur keinen Einfluss auf den dynamischen Biegemodul der Proben. Auch in den Versagenslaststufen ist den Hysteresisschleifen kein Rückgang des Moduls zu entnehmen. Das bekräftigt die Theorie, dass es vor dem finalen Probenversagen zu keinen signifikanten Vorschädigungen der Hybridlamine kommt.

5.7 Bestimmung des dynamischen Hybrideffekts

Abbildung 65 zeigt zunächst die Mittelwerte (inkl. Standardabweichung) der in Kapitel 5.5 und 5.6 bestimmten dynamischen Biegefestigkeiten in Abhängigkeit des Hybridverhältnisses.

Zudem sind die mittels Mischungsregel errechneten Festigkeitswerte dargestellt. Wie bereits bei den statischen Biegeeigenschaften ist ein deutlicher Einfluss der Temperatur auf die Steigungen der Kurven festzustellen. Daraus ist zu schließen, dass bei erhöhten Temperaturen der Einfluss des Hybridverhältnisses und damit des Anteils der GF Lagen im Hybridlaminat sinkt. Zudem ist zu erkennen, dass unter Normklima insbesondere das alternierende Hybridlaminat eine hohe Standardabweichung aufweist.

Dies deckt sich mit bisherigen Ergebnissen in der Literatur zu den dynamischen Eigenschaften von Hybridlaminaten [59,61]. Bei +90 °C dagegen sind bei den Hybridlaminaten keine Standardabweichungen mehr festzustellen.

Im Vergleich zu den mit der Mischungsregel berechneten Festigkeitswerten sind unter Normklimabedingungen geringe Abweichungen festzustellen, die auf einen dynamischen Hybrideffekt hinweisen. Dieser fällt beim alternierenden Hybridlaminat mit -4 % leicht negativ aus, während dieser beim Sandwich-Hybridlaminat mit +3 % im positiven Bereich liegt (siehe Tabelle 21).

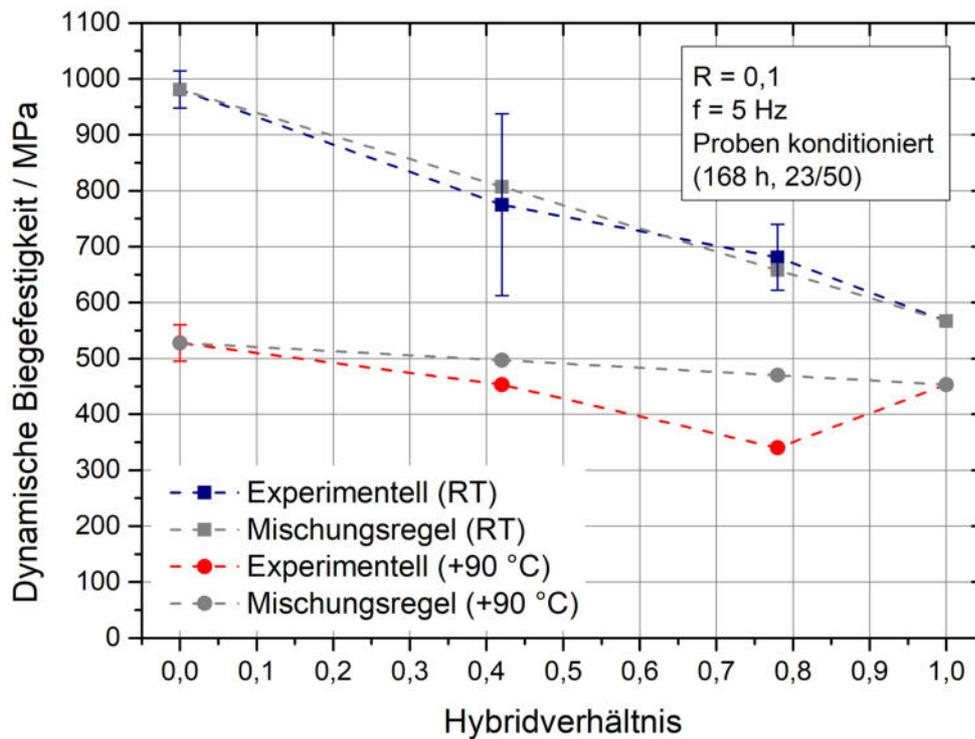


Abbildung 65 Dynamische Biegefestigkeit in Abhängigkeit des Hybridverhältnisses unter Normklima (23/50) und bei einer Umgebungstemperatur von +90 °C. Die grauen Kurven stellen die gemäß Mischungsregel errechneten Werte dar.

Tabelle 21 Dynamischer Hybrideffekt unter Normklima (23/50) und bei +90 °C

	Temperatur	$[(CG)_2/C]_{s_0}$	$[C/G_6/C]_0$
Dynamischer Hybrideffekt	RT	-4 %	+3 %
	+90 °C	-9 %	-28 %

Auch *Dickson et al.* konnten einen positiven Hybrideffekt bei den dynamischen Zugeigenschaften feststellen [61]. Der dynamische Hybrideffekt liegt auf einem ähnlichen Niveau wie der in Kapitel 5.4.4 ermittelte statische Hybrideffekt (-2 bzw. +6 %). Die selbe Tendenz der Hybrideffekte ist auch bei einer Umgebungstemperatur von +90 °C zu vernehmen. Hier lag der Hybrideffekt bei -15 % für das alternierende und -26 % für das Sandwich-Hybridlaminat.

Zusammenfassend kann festgehalten werden, dass kein wesentlicher Einfluss der dynamischen im Vergleich zur quasi-statischen Beanspruchung auf den Hybrideffekt festzustellen ist und die Werte vergleichbare Tendenzen aufzeigen. Generell wird durch die erhöhte Umgebungstemperatur von +90 °C der dynamische Hybrideffekt, der aus der Hybridisierung resultiert, deutlich reduziert. Zur Findung der Ursachen für den dynamischen Hybrideffekt und dessen Rückgang

bei erhöhter Umgebungstemperatur werden nachfolgend die Versagensbilder der Monomaterial- und Hybridlamine untersucht.

5.8 Versagensanalyse

5.8.1 Bruchbilder der unter Normalklima geprüften Monomateriallamine

Abbildung 66 zeigt drei seitliche CT Aufnahmen des Bruchbereiches einer dynamisch geprüften CF Monomaterial Probe.

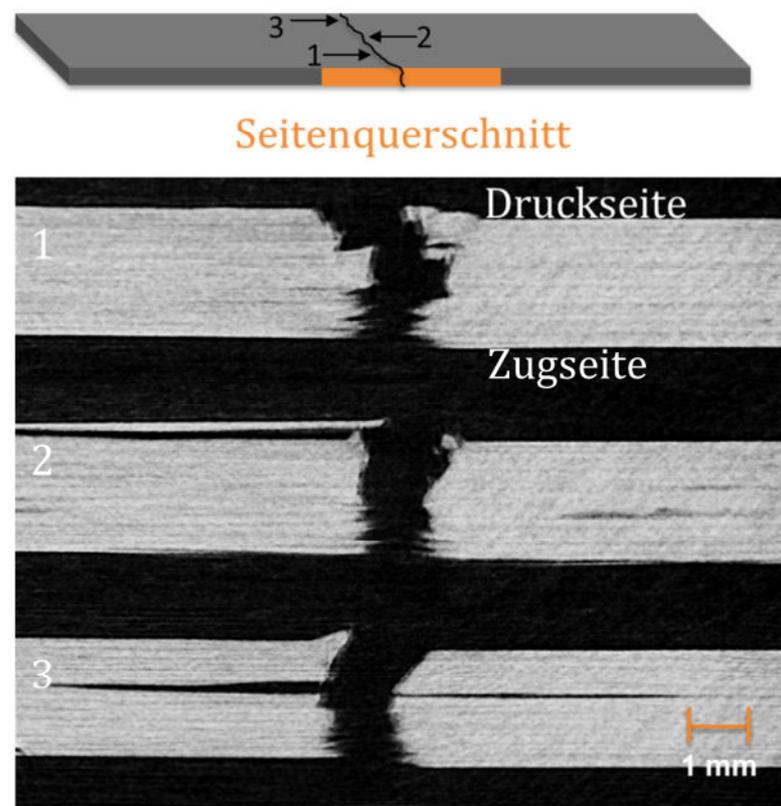


Abbildung 66 CT-Seitenquerschnittsaufnahmen der Bruchfläche einer dynamisch geprüften CF 3PB-Probens (1: links; 2: Mitte; 3: rechts); oben jeweils Druckseite

Zu sehen sind unterschiedliche Tiefenquerschnitte der Proben, die teils unterschiedliche Versagensbilder aufzeigen. Die oberen beiden Bilder (1 und 2) verdeutlichen, dass die Probe auf der Druckseite spröde versagt ist, was an der glatten Bruchfläche auszumachen ist. Bild 1 zeigt zudem einen glatten rechteckigen Ausbruch aus der Bruchfläche. Kombiniert wird das Druckversagen mit scheinbaren lokalen Delaminationen (Bild 2) an der Außenseite. Diese treten allerdings nur lokal auf, was am Querschnitt der Probe in Abbildung 67 zu sehen ist.

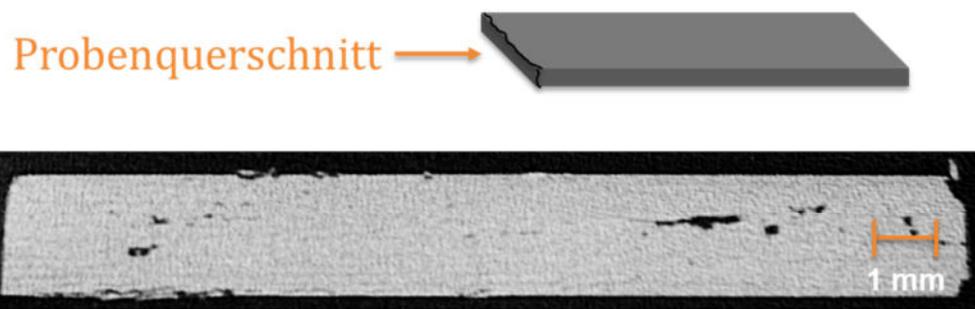


Abbildung 67 CT-Probenquerschnittaufnahme der Bruchfläche einer dynamisch geprüften CF 3PB-Probe; oben Druckseite

Es ist eine CT-Aufnahme des Querschnittes der Probe direkt im Bruchbereich dargestellt. Lediglich punktuell sind auf der Druckseite Ausbrüche zu erkennen, die damit nicht als Delaminationen und auch nicht als schadensdominierend bezeichnet werden können.

Auf der Zugseite hingegen (siehe Abbildung 66) sind Ausfransungen festzustellen, die auf ein duktileres Versagen kombiniert mit einem vereinzelt Faser „Pull-out“ hindeuten. Zudem treten im Bereich der neutralen Phase der Biegeprobe Delaminationen auf, die ein lokales Schubversagen der Probe belegen.

Dagegen weisen GF Monomateriallaminat komplett homogene Versagensbilder auf, wie in Abbildung 68 gezeigt ist.

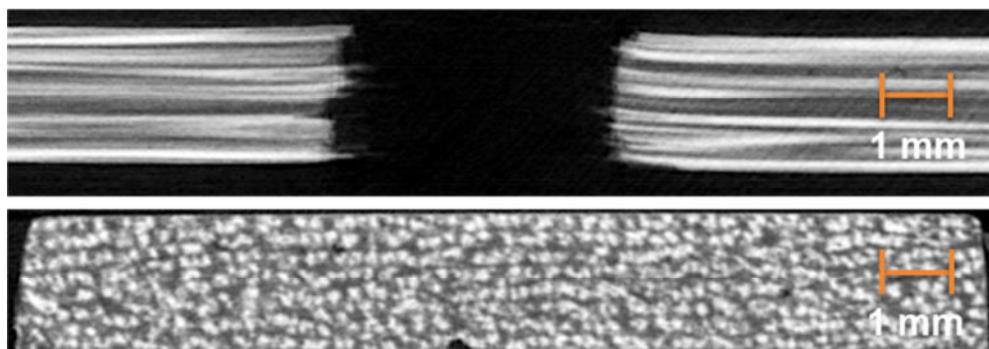


Abbildung 68 CT-Aufnahmen der Bruchfläche einer dynamisch geprüften GF 3PB-Probens; oben: Seitenquerschnitt, unten: Probenquerschnitt im Bruchbereich

Die Ausfransungen verlaufen über die komplette Probendicke. Es sind keine Unterschiede im Versagensbild zwischen Zug- und Druckseite zu erkennen. Das Bruchbild ist folglich mit dem einer Zugprobe vergleichbar. Die Homogenität wird auch bei der Betrachtung des Querschnitts der Probe im Bruchbereich deutlich. Es sind keine lokalen Absplitterungen oder Ausbrüche fest-

zustellen, und die Probe sieht intakt aus. Lediglich vereinzelt sind schwarze Punkte zu erkennen, die auf Faserauszug oder CT Artefakte hinweisen.

Die in den Querschnitten der Bruchflächen zu erkennende unwesentliche Materialschädigung erklärt die in Kapitel 5.5.3 identifizierte geringe auftretende Verlustarbeit während der dynamischen Belastung.

5.8.2 Bruchbilder der unter Normalklima geprüften Hybridlaminat

Die CT-Seitenansicht des Bruchbereichs des Sandwich-Hybridlaminates ist in Abbildung 69 dargestellt.



Abbildung 69 CT-Seitenquerschnittsaufnahme der Bruchfläche einer dynamisch geprüften 3PB Sandwich-Hybridlaminatprobe

Auf der Druckseite ist eine Delamination der äußersten CF Lage zu beobachten. Diese bricht nicht „komplett“, weshalb festzuhalten ist, dass es zu keinem kompletten Durchbruch der Sandwich-Hybridlaminatproben kam. Dadurch wird in den GF Lagen des Sandwichaufbaus, insbesondere auf der Druckseite, ein glattes Versagensbild hervorgerufen. Es verläuft ein gerader Riss senkrecht zu den Einzellagen. Auf der Druckseite des GF Anteils ist eine Stauchung zu erkennen (orangefarbener Kreis), die die Delamination zusätzlich begünstigt hat. Eine selbige Stauchung ist in der CF Lage nicht zu finden, sodass darauf zu schließen ist, dass zunächst die Delamination versagensdominierend ist. Der Delaminationsvorgang ist ursächlich für die in Abbildung 56 erkennbare Zunahme der Verlustarbeit ab der 8. Laststufe und die damit einhergehende Reduktion der dynamischen Steifigkeit sowie die Erhöhung der Randfaserdehnung. Die GF Lagen übernehmen mit Ihrer Resttragfähigkeit im weiteren Verlauf die Lasten, weshalb sich die Stauchung auf der Druckseite der GF Lagen weiter ausbildet.

In Abbildung 70 ist das Schadensbild im Bereich der Bruchfläche nochmal verdeutlicht. Die Trennung der CF Lage von den GF Lagen auf der Druckseite (roter Kreis) verläuft über die ge-

samte Probenbreite. Die Zugseite hingegen ist bis auf einige lokale Ablösungen unbeschadet geblieben.

Bei der Betrachtung der seitlichen Bruchbilder des alternierenden Hybridlaminates in Abbildung 71 erkennt man ebenfalls eine Delamination.

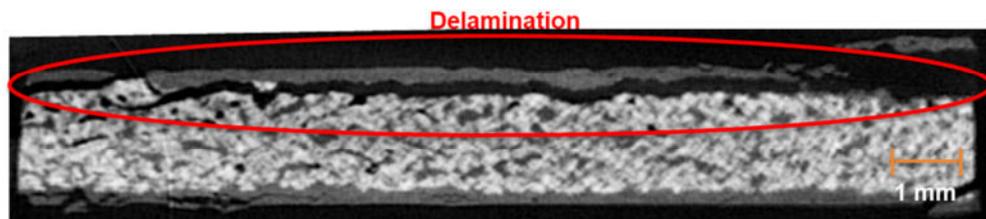


Abbildung 70 CT-Probenquerschnittsaufnahme der Bruchfläche einer dynamisch geprüften 3PB Sandwich-Hybridlaminatprobe

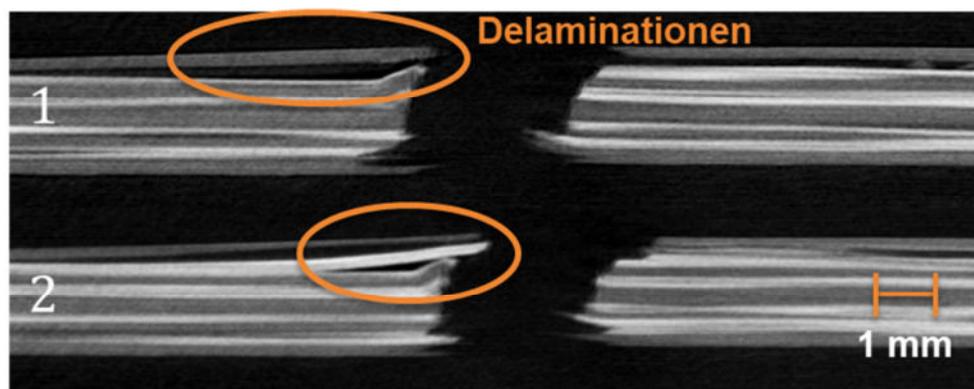


Abbildung 71 CT-Seitenquerschnittsaufnahme der Bruchfläche einer dynamisch geprüften alternierenden 3PB-Hybridlaminatprobe

Während sich die Delamination beim oberen Bruchbild (1) lediglich auf den Übergang zwischen Lage 1 (CF) und Lage 2 (GF) beschränkt, ist auf dem unteren Bild (2) ein zusätzliches Delaminieren zwischen Lage 2 (GF) und Lage 3 (CF) festzustellen (jeweils orangefarbener Kreis). Welches der beiden Schadensbilder dominierend ist, kann aus der CT-Aufnahme des Querschnitts in Abbildung 72 schlussgefolgert werden.

Hierin ist zu erkennen, dass die Delamination auf der Druckseite vorrangig zwischen Lage 1 (CF) und Lage 2 (GF) verläuft. Lokal ist auch ein Bruchverlauf zwischen Lage 3 (CF) und Lage 4 (GF) zu beobachten, was allerdings nur eine Ausnahme darstellt.

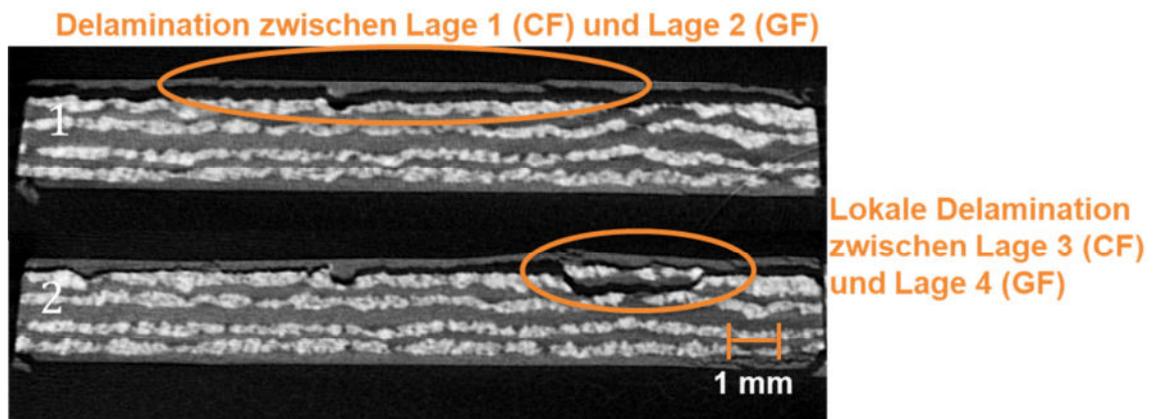


Abbildung 72 CT-Probenquerschnittsaufnahme der Bruchfläche einer dynamisch geprüften alternierenden 3PB-Hybridlaminatprobe

5.8.3 Bruchbilder der bei +90 °C geprüften Monomateriallaminat

Vergleichend zu den bei RT geprüften Proben werden nun die Bruchbilder der Monomateriallaminat in Abbildung 73 und Abbildung 74 betrachtet.

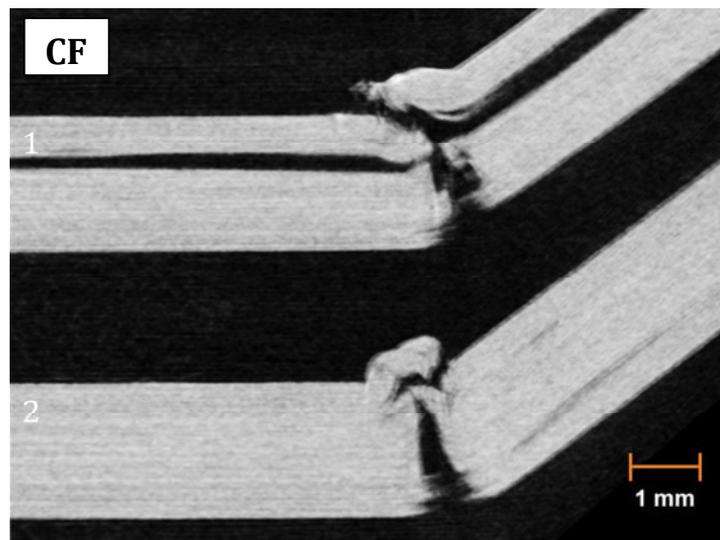


Abbildung 73 CT-Seitenquerschnittsaufnahmen der Bruchflächen zweier bei +90 °C dynamisch geprüfter CF 3PB-Probe; oben jeweils Druckseite

Sowohl die CF als auch GF Proben weisen keinen Durchbruch bei +90 °C auf. Generell ist zu konstatieren, dass die Bruchflächen auf ein plastischeres Versagen hindeuten, was insbesondere anhand der deutlichen Stauchungen auf der Druckseite der Proben zu erkennen ist. Die CF Probe (1) in Abbildung 73 zeigt zudem ein Schubversagen nahe der neutralen Phase äquivalent zum Versagensbild bei RT (siehe Abbildung 66). Die Bruchfläche der GF Proben hingegen weist keine Anomalien auf. Es verläuft ein gerader Riss ab der neutralen Phase bis zur Knickzone. Auf der

Zugseite sind leichte Ausfransungen sichtbar, die auf einen Faser Pull-out hindeuten. Die Querschnittsflächen beider Monomaterialaufbauten weisen keine Besonderheiten auf, weshalb auf eine Darstellung verzichtet wurde.

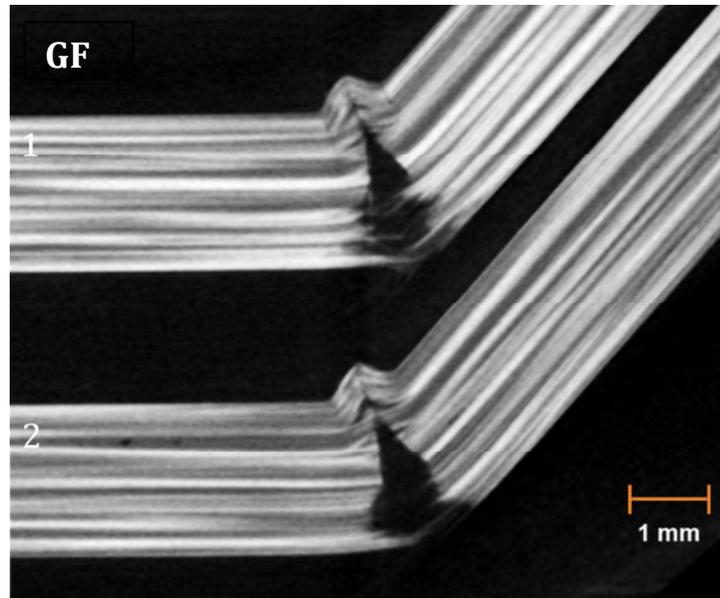


Abbildung 74 CT-Seitenquerschnittsaufnahmen der Bruchflächen zweier bei +90 °C dynamisch geprüfter GF 3PB-Probe; oben jeweils Druckseite

Versagensdominierend bei beiden Proben ist das Ausknicken der Fasern auf der Druckseite der Proben. Dieses wird durch die erhöhte Umgebungstemperatur begünstigt, da man mit +90 °C etwa 30 °C über dem T_g der PA6 Matrix liegt, was einen deutlichen Rückgang des E-Moduls der Matrix zur Folge hat [66]. Dadurch verliert die Matrix ihre stützende Wirkung, und das frühzeitige Ausknicken der Fasern führt zu Spannungsspitzen auf der Zugseite, was wiederum zum letztendlichen Probenversagen führt. Das Ausknicken der Fasern ist versagensdominierend. Dies wird auch durch das abrupte Versagen und die geringe Verlustarbeit bestätigt, was den Kurvenverläufen in Kapitel 5.6.1 zu entnehmen ist.

5.8.4 Bruchbilder der bei +90 °C geprüften Hybridlamine

Das Versagensbild von bei +90 °C Umgebungstemperatur geprüften Sandwich-Hybridlaminaten ist in Abbildung 75 dargestellt. Im Gegensatz zu den bei RT geprüften Proben weisen diese keine nennenswerte Schädigung im Querschnitt auf. Es kommt nicht zu einer Trennung der CF Lage von der GF Lage. Stattdessen ist in der Seitenansicht eine ausgeprägte plastische Knickzone (orangefarbener Kreis) auszumachen. Direkt unter der Knickzone ist eine Delamination zu erkennen, da die direkt darunter liegenden Lagen nicht die kritische Knickspannung erreicht ha-

ben. Aufgrund der geringen Materialschädigung ist auch nur eine marginale Verlustarbeit (siehe Tabelle 20) festzustellen. Das Ausknicken der Fasern auf der Druckseite führt umgehend zu einem katastrophalen Versagen der Probe.

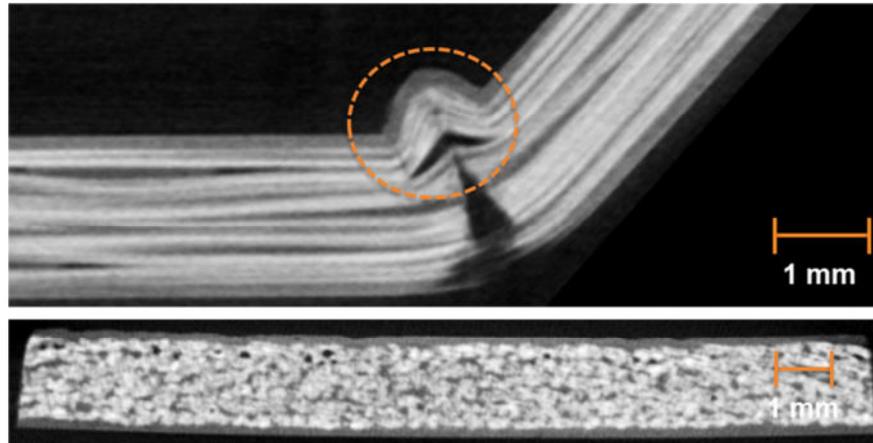


Abbildung 75 CT-Aufnahmen der Bruchfläche einer bei +90 °C dynamisch geprüften 3PB Sandwich-Hybridlaminatprobe; oben: Seitenquerschnittsansicht, unten: Probenquerschnitt.

Das alternierende Hybridlaminat, dessen Bruchfläche in Abbildung 76 gezeigt ist, weist neben einer Ausbeulung auf der Druckseite einen ausgesprochen geraden Bruch- bzw. Rissverlauf durch die Probe auf.

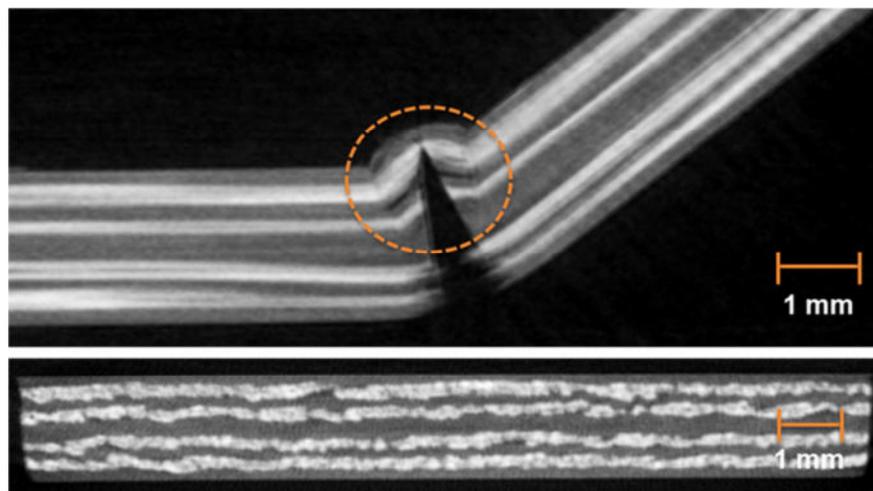


Abbildung 76 CT-Aufnahmen der Bruchfläche einer bei +90 °C dynamisch geprüften alternierenden 3PB-Hybridlaminatprobe; oben: Seitenquerschnittsansicht, unten: Probenquerschnitt

Lediglich im Zugbereich sind leichte Ausfransungen festzustellen. Im Querschnitt der Probe in der Nähe der Bruchfläche sind keine Materialschädigungen zu erkennen. Das dominierende Ver-

sagenskriterium ist somit nicht wie bei RT die Delamination im Druckbereich, sondern das vorzeitige Ausknicken der Fasern auf der Druckseite. Dieses wird durch die verminderte Stabilisierungsfunktion der Matrix begünstigt. Das folgende katastrophale Versagen der Probe resultiert aus einer rasanten Spannungsüberhöhung. Die Knickzone ist in Abbildung 76 orangefarben eingekreist.

5.8.5 Zusammenfassung

Die in diesem Kapitel dargestellten CT-Aufnahmen ermöglichen die Korrelation zwischen den ermittelten dynamischen Biegeeigenschaften der untersuchten Lamine, der daraus abgeleiteten Verlustarbeiten und der mit der Beanspruchung zusammenhängenden Schädigungsvorgängen im Laminat. Während die Monomateriallamine bei RT nur geringfügige Materialschädigungen aufzeigen, was die geringe in Kapitel 5.5.3 ermittelte Verlustarbeit begründet, zeigt insbesondere das Sandwich-Hybridlaminat eine deutliche Beeinträchtigung der Struktur aufgrund der dynamischen Beanspruchung. Neben dem Riss in der CF Lage auf der Biege-Druckseite ist eine Delamination der CF Lage über die gesamte Probenbreite und -länge festzustellen. Die Delamination ist ursächlich für den Rückgang der Steifigkeit des Sandwichlaminates um 25 % von zunächst 51,7 GPa auf 38,5 GPa (siehe Abbildung 58). Die Resttragfähigkeit des Laminates wird durch die CF Lage auf der Biege-Zugseite und die verbleibenden GF Lagen bedingt. Durch die Delaminationen sind zudem die in Abbildung 58 ermittelten Ausbeulungen der Hysteresis-schleifen beim Sandwich-Hybridlaminat zu erklären.

Im alternierenden Hybridlaminat ist ebenfalls eine Delamination auf der Druckseite über die gesamte Probengeometrie festzustellen. Allerdings wirkt sich diese nicht steifigkeitsmindernd aus, da die Tragfähigkeit des verbleibenden Laminates höher ist als beim Sandwich-Hybridlaminat. Zudem tritt die Delamination erst bei einer höheren Biegespannung auf, was auf die geringeren Eigenspannungswerte (siehe Tabelle 15) und niedrigere Schubbeanspruchung in den Außenlagen (siehe Abbildung 48) zurück zu führen ist. Aufgrund der bis dahin nur im geringen Maße auftretenden Verlustarbeit stellt die Delamination den versagensdominierenden Schädigungsmechanismus dar.

Die in den Hybridlaminaten festgestellten Delaminationen weisen auf ein Schubversagen zwischen den unterschiedlichen Faserverbundlagen hin. Die dazu führenden Schubspannungen resultieren aus den in Tabelle 4 aufgeführten unterschiedlichen E-Moduln (95 vs. 32 GPa) der Einzellagen, kombiniert mit den in Kapitel 5.3.2 nachgewiesenen interlaminaren Eigenspannungen in den Hybridlaminaten. Thermische Eigenspannungen reduzieren die interlaminare Bruch-

zähigkeit faserverstärkter thermoplastischer Kunststoffe, wodurch die Delaminationen begünstigt werden [94–96]. Dies ist damit zu begründen, dass die Eigenspannungen die Schereigenschaften negativ beeinflussen [97].

Die Aufnahmen der Bruchflächen der bei +90 °C geprüften Proben veranschaulichen das anhand der in Kapitel 5.6.4 vermutete deutlich plastischere Verhalten der Lamine, aufgrund der höheren Duktilität der PA6 Matrix etwa 40 °C über der Glasübergangstemperatur. Die daraus resultierende hohe Schadenstoleranz führt zu einer Elimination der Materialermüdung unter dynamischer Beanspruchung. Bis auf eine Stauchung der Proben auf der Biege-Druckseite, die aufgrund des niedrigeren E-Moduls der Matrix vorzeitig bei niedrigeren Randfaserdehnungen als bei RT eintritt, sind keine wesentlichen Materialschädigungen zu verzeichnen, was ferner ursächlich für die geringe festzustellende Verlustarbeit (siehe Kapitel 5.6.3) ist. Dadurch dass die CF Lagen deutlich temperatursensitiver sind (-47 %, siehe Kapitel 5.6) sowie das vorzeitige Ausknicken der CF auf der Biege-Druckseite sich bei +90 °C als versagensdominierend erwiesen hat und die CF Lagen die höchsten Spannungen aufnehmen müssen (siehe Abbildung 48), übernimmt die CF Lage eine besonders hohe Gewichtung im Hinblick auf die Mechanik des Hybridverbundes, was als Grund für den in Kapitel 5.7 ermittelten negativen dynamischen Hybrideffekt erachtet werden kann.

In Kapitel 5.3.2 wurde gezeigt, dass aufgrund der interlaminaren Eigenspannungen im Laminat die Kohlenstofffasern mit einer Druckspannung vorbelastet werden. Diese begünstigen zum einen das versagensdominierende Ausknicken bei erhöhten Temperaturen und zum anderen die Delaminationen in den Deckschichten bei RT (siehe Abbildung 70 und Abbildung 71). Eine Methode zur Reduzierung der interlaminaren Eigenspannungen über die Bauteildicke in thermoplastischen Faserverbundwerkstoffen ist das Tempern [40]. Durch ein langes Halten der Probe über der Glasübergangstemperatur können visko-elastische Relaxationseffekte einsetzen, die zum Abbau der thermischen Eigenspannungen führen und die mechanischen Eigenschaften der Faserverbundkunststoffe verbessern [39,98,99]. Deshalb wird nachfolgend der Effekt einer Wärmebehandlung auf die interlaminaren Eigenspannungen in thermoplastischen Hybridlaminaten untersucht.

5.9 Wärmebehandlung von Hybridlaminaten

Mit der Intension, die in Kapitel 5.3.2 nachgewiesenen interlaminaren Eigenspannungen in den Hybridlaminaten zu reduzieren, sind Temperversuche durchgeführt worden. Dabei werden die

Lamine bei 80 °C und 170 °C jeweils für 6 h bzw. 24 h ausgelagert und die resultierenden Eigenspannungen in den Laminaten mittels Bohrlochanalyse qualitativ bestimmt.

Während eine Auslagerung bei 80 °C für 6 h noch keine eindeutigen Resultate gezeigt hat, bewirkt ein Tempern bei selbiger Temperatur für 24 h einen signifikanten Rückgang der interlaminaren Eigenspannungen (siehe Abbildung 77).

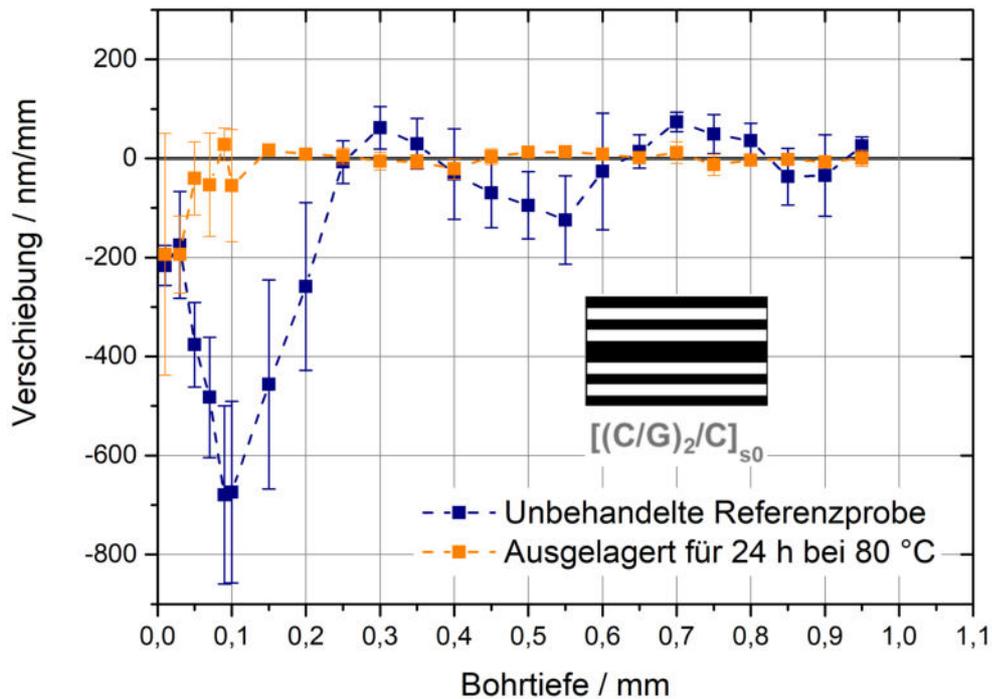


Abbildung 77 Einfluss des Temperns (24 h bei 80 °C) auf die resultierenden interlaminaren Eigenspannungen in einem alternierenden Hybridlaminat

Insbesondere die hohen Druckspannungen in der CF Lage werden deutlich reduziert. Die darauffolgenden Verschiebungen werden nahezu vollständig nivelliert.

Noch deutlicher ist der Rückgang der Eigenspannungen bei einer Auslagerung bei 170 °C (siehe Abbildung 78).

Die thermische Beanspruchung über 6 h führt zu einem gänzlichen Lösen der Eigenspannungen im Hybridlaminat unter das Niveau der Monomateriallamine (siehe Abbildung 38). Sämtliche Vorbelastungen durch thermische Spannungen im alternierenden Hybridlaminat können somit durch das Tempern aufgehoben werden.

Dieselbe Feststellung kann auch für das Sandwich-Hybridlaminat gemacht werden, wie in Abbildung 79 gezeigt ist. Auch bei diesem Laminat kann eine ganzheitliche Eliminierung der Eigenspannungen im Werkstoff bewirkt werden.

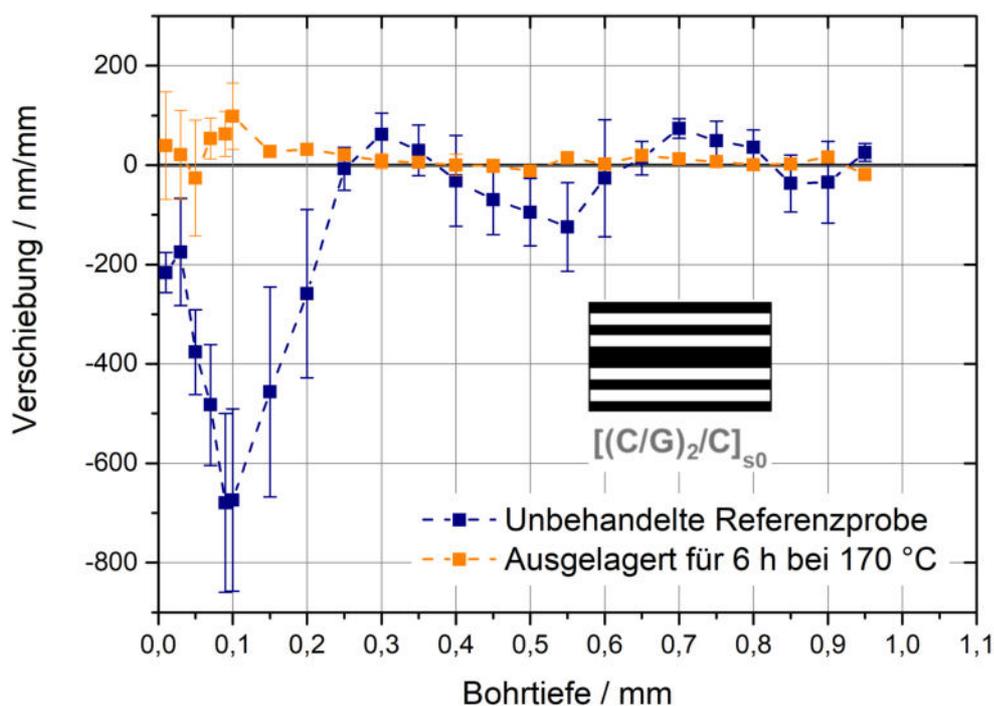


Abbildung 78 Einfluss des Temperns (6 h bei 170 °C) auf die resultierenden interlaminaren Eigenspannungen in einem alternierenden Hybridlaminat

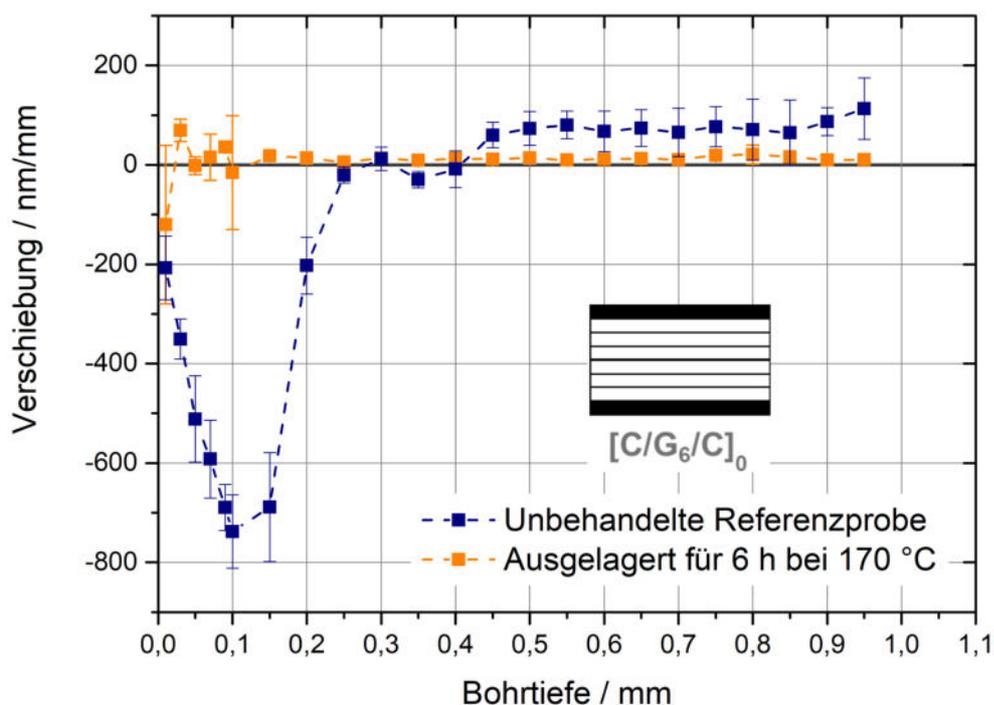


Abbildung 79 Einfluss des Temperns (6 h bei 170 °C) auf die resultierenden interlaminaren Eigenspannungen in einem Sandwich-Hybridlaminat

Als Quintessenz dieses Kapitels ist festzuhalten, dass durch eine thermische Nachbehandlung von Hybridlaminaten eine nahezu vollständige Eliminierung der interlaminaren Eigenspannungen

gen möglich ist. Während bei einer 24 stündigen Auslagerung bei 80 °C noch oberflächennahe Spannungen festgestellt werden können, führt ein Tempern bei 170 °C schon nach 6 h zu einer Auflösung der vorbelastenden Spannungszustände im Hybridlaminat. Auf Basis dieser Erkenntnisse ist nun zu ermitteln, inwieweit durch die Reduktion der interlaminaren Eigenspannungen, die mechanischen Eigenschaften und der Schädigungsverlauf beeinflusst werden.

5.10 Dynamische Biegeeigenschaften spannungsfreier Hybridlaminat

Der Einfluss des Temporns bei 170 °C für 6 Stunden im Umluftofen auf die dynamische Biegefestigkeit kann dem in Abbildung 80 dargestellten Diagramm entnommen werden.

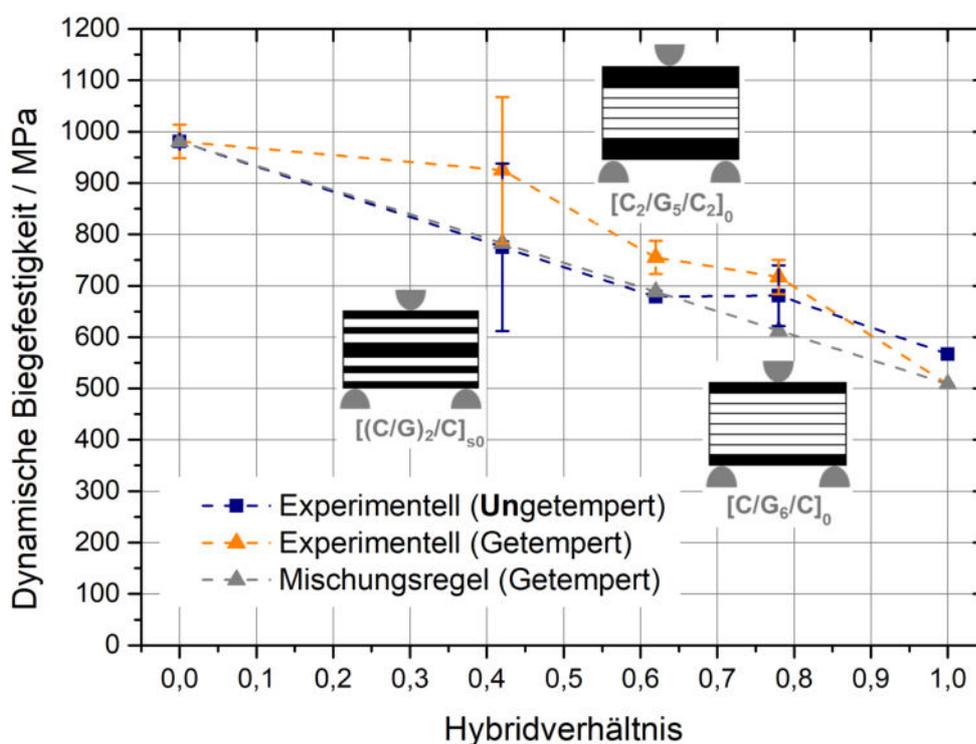


Abbildung 80 Dynamische Biegefestigkeit in Abhängigkeit des Hybridverhältnisses von getemperten (170 °C; 6 h) im Vergleich zu unbehandelten Proben, geprüft jeweils unter Normklima (23/50).

Das CF Monomateriallaminat bleibt vom Temporn unbeeinflusst, während die dynamische Festigkeit des GF Laminates um 10 % von 567 auf 509 MPa abnimmt. Die beiden Werte der Monomateriallaminat stellen die Basis für die anhand der Mischungsregel in Abhängigkeit des Hybridverhältnisses berechneten Festigkeitswerte (graue Kurve) dar.

Sowohl beim Sandwich-, als auch beim alternierenden Hybridlaminat kann ein positiver Effekt des Temporns auf die dynamische Biegefestigkeit beobachtet werden. Beim Sandwich-

Hybridlaminat liegt der Zuwachs bei über 5 %. Die Festigkeit des alternierenden Laminats erhöht sich um knapp 20 % von 775 auf 925 MPa. Da beide Ergebnisse unter Berücksichtigung der Standardabweichung nicht eindeutig sind und ein zwischenliegendes Hybridverhältnis ergänzt werden soll, sind zusätzliche Messungen mit Doppelsandwich-Hybridlaminaten durchgeführt worden. Die Messergebnisse bestätigen den positiven Einfluss des Temperns auf die dynamische Biegefestigkeit von Hybridlaminaten. Die Erhöhung liegt bei über 11 %.

Die mit Hilfe der Mischungsregel errechneten Festigkeitswerte können die in Tabelle 21 zusammengefassten Ergebnisse wie nachstehend gezeigt ergänzen.

Tabelle 22 Dynamischer Hybrideffekt getemperter Proben im Vergleich zu unbehandelten Laminaten

	Temperatur	$[(CG)_2/C]_{s_0}$	$[C/G_6/C]_0$	$[C_2/G_5/C_2]_0$
Dynamischer Hybrideffekt	RT (ungetempert)	-4 %	+3 %	-6%
	RT (getempert)	+18 %	+17 %	+10 %

Damit kann zusammenfassend festgehalten werden, dass sich durch das Tempern der dynamische Hybrideffekt auf bis zu +18 % erhöht. Daraus kann abgeleitet werden, dass die in Hybridlaminaten resultierenden Eigenspannungen den Hybrideffekt signifikant beeinflussen und das gesamte Potential nicht genutzt werden kann. Durch die entsprechende Wärmebehandlung kann der Mehrwert von Hybridlaminaten deutlich erhöht werden. Man erreicht mit einem alternierenden Laminat knapp 95 % der dynamischen Biegefestigkeit eines CF Monomateriallaminates. Mit der Reduktion der Eigenspannungen geht eine Erhöhung der Schubfestigkeit der PA6 Matrix einher, was insbesondere in den Übergängen zwischen CF und GF Lagen eine höhere Widerstandsfähigkeit gegen die in Kapitel 5.8.2 nachgewiesene unter dynamischer Biegebeanspruchung versagensdominierende Delamination hervorbringt.

6 Zusammenfassung und Ausblick

6.1 Ergebnisüberblick

Mit der vorliegenden Dissertation wird das Ziel verfolgt, werkstoffwissenschaftliche Grundlagen für den Einsatz thermoplastischer Hybridlamine mit Glas- und Kohlenstofffaserverstärkung in Automobil- und Luftfahrtstrukturen zu schaffen. Basierend auf der hybriden Werkstofftechnologie können die aktuellen Kernanforderungen dieser Industriezweige, Kostenreduktion und Optimierung der CO₂-Bilanz gegenüber Leichtbaukomponenten aus CFK, gestärkt werden. Diese Arbeit konzentriert sich daher auf die resultierenden mechanischen Eigenschaften der Hybridlamine unter Berücksichtigung nachteiliger Eigenspannungen, um darauf aufbauend Potentiale hinsichtlich eines wirtschaftlichen industriellen Einsatzes aufzeigen zu können.

Im Hinblick auf die Herstellung von Hybridlaminaten wurde das Erfordernis einer Vorkonsolidierung von Hybridlaminaten, z. B. mittels einer Doppelbandpresse, nachgewiesen. Andernfalls resultieren Luftporen auf der Oberfläche oder im Laminat, die aus Delaminationen aufgrund des unterschiedlichen thermischen Ausdehnungsverhaltens der Einzellagen folgen. Der positive quantitative Einfluss der Vorkonsolidierung auf den Biegemodul kann mit bis zu 24 % und auf die Biegefestigkeit mit etwa 10 % beziffert werden.

Mittels der Bohrlochanalyse konnten erstmals tiefenabhängige Verschiebungsprofile von Hybridlaminaten gemessen und eine Korrelation zur entsprechenden Stapelreihenfolge hergestellt werden. Die mit der Herstellung der Lamine verbundenen interlaminaren Eigenspannungen belaufen sich auf bis zu 40 MPa. Anhand einer sechsstündigen Wärmebehandlung (Tempern) der Lamine bei 170 °C und somit über T_g der Matrix lässt sich eine nahezu vollständige Eliminierung der vorherrschenden Eigenspannungen erzielen. Durch die zeitabhängige Relaxation der PA6 Matrix bauen sich vorherrschende interlaminare Eigenspannungen ab und Vorbelastungen der Fasern (Druckspannungen in CF) werden reduziert.

Durch den Einfluss der Materialermüdung sinkt die Festigkeit von Hybridlaminaten bei dynamischer Biegebeanspruchung um bis zu 25 % im Vergleich zur quasi-statischen Biegefestigkeit, während dieser Rückgang beim CF Monomateriallaminat lediglich bei 18 % liegt. Der erstmalig für Hybridlamine bestimmte dynamische Hybrideffekt, der sich aus der Abweichung von den gemäß Mischungsregel berechneten Festigkeitswerten ergibt, beläuft sich auf -4 % bis maximal +2 %. Mit Hilfe von CT-Aufnahmen konnte die versagensdominierende Delamination im Übergang zwischen CF und GF Lagen nachgewiesen werden, die aus den Unterschieden im E-Modul

der Einzellagen resultiert und durch die schubfestigkeitsmindernden Eigenspannungen zusätzlich begünstigt wird. Gestützt wird diese Schlussfolgerung auf Ergebnisse der Untersuchung von getemperten und damit nahezu eigenspannungsfreien Hybridlaminaten, bei denen die Reduktion der dynamischen Biegefestigkeit um lediglich 6 % (alternierender Aufbau) im Vergleich zu statischen Kennwerten beobachtet werden kann. Der Effekt der Materialermüdung fällt somit in eigenspannungsfreien Laminaten deutlich niedriger aus. Der dynamische Hybrideffekt der Lamine beläuft sich dabei auf bis zu +18 %.

Bei einer Umgebungstemperatur von +90 °C wird der Effekt der Materialermüdung ebenfalls reduziert, sodass die dynamischen Biegefestigkeiten der Hybridlamine über 95 % des statischen Kennwertes erreichen. Durch die höhere Beweglichkeit der Polymermoleküle oberhalb der Glasübergangstemperatur wird der Einfluss der interlaminaren Eigenspannungen reduziert. Jedoch führt die verminderte Stabilisierung der lasttragenden CF durch die PA6 Matrix bei Umgebungstemperaturen über T_g zu einem vorzeitigen, versagensinitiierenden Ausknicken der CF auf der Druckseite des biegebeanspruchten Laminates. Delaminationsvorgänge sind gemäß CT-Aufnahmen nicht zu beobachten.

Diese umfassenden Kenntnisse über die Eigenspannungsverhältnisse in Hybridlaminaten, gepaart mit dem Wissen über das Verhalten unter dynamischer Biegebeanspruchung, bilden die Basis für die Nutzung der in Abbildung 81 gezeigten Potentiale von Hybridlaminaten für automobile Strukturbauteile.

Das Spinnendiagramm verdeutlicht, dass bei nahezu identischem Flächengewicht und ähnlichem Festigkeitsniveau mind. 35 % der Kosten und über 50 % der CO₂-Emissionen (Basiskennwerte siehe Tabelle 4) gegenüber CF Monomateriallaminaten eingespart werden können. Überdies können knapp 80 % des dynamischen Moduls eines reinen Kohlenstofffaserlaminats erreicht werden. Die Erkenntnisse über den Einfluss der Stapelreihenfolge ermöglichen die anwendungsspezifische Auswahl eines Hybridlaminates mit maximaler dynamischer Steifigkeit bzw. Festigkeit unter Berücksichtigung des Leichtbaupotenzials und der resultierenden Kosten.

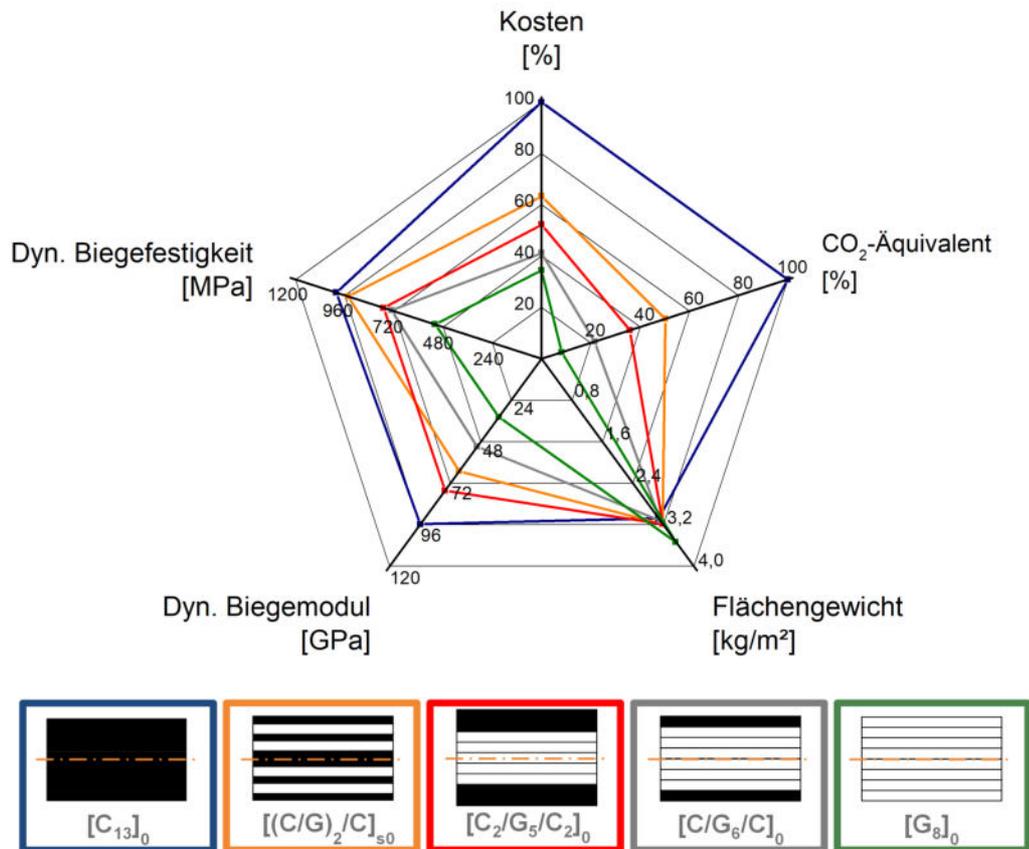


Abbildung 81 Charakteristische Kennwerte von Hybridlaminaten im Vergleich zu Monomaterialaufbauten

6.2 Übertragung der Erkenntnisse auf ein Demonstratorbauteil im Industriemaßstab

Im Rahmen des Forschungsprojektes 2DMultiMat (Förderkennzeichen: NW-1506-0008; Laufzeit: 08/2015 – 12/2018) wird mit Partnern aus der Automobilindustrie (Rehau AG + Co., Brose Fahrzeugteile GmbH & Co. KG) die hybride Werkstofftechnologie bereits in einem Prototyp umgesetzt. Das an eine Heckklappe bzw. Türstruktur angelehnte Faserverbundbauteil (siehe Abbildung 82) basiert auf einem UD-Tape Gelege und einem Glasgewebe-Organoblech mit einem PA6 Matrixsystem. Der belastungsgerecht maßgeschneiderte Vorformling (Preform) wird mit der in Kapitel 2.7 beschriebenen FORCE Prozesskette hergestellt. Die finale Formgebung wird mit einer Funktionsintegration mittels Spritzgießen kombiniert, was in einem „One-shot“ Prozess mit einer Taktzeit von 90 s in einer Spritzpresse umgesetzt wird.

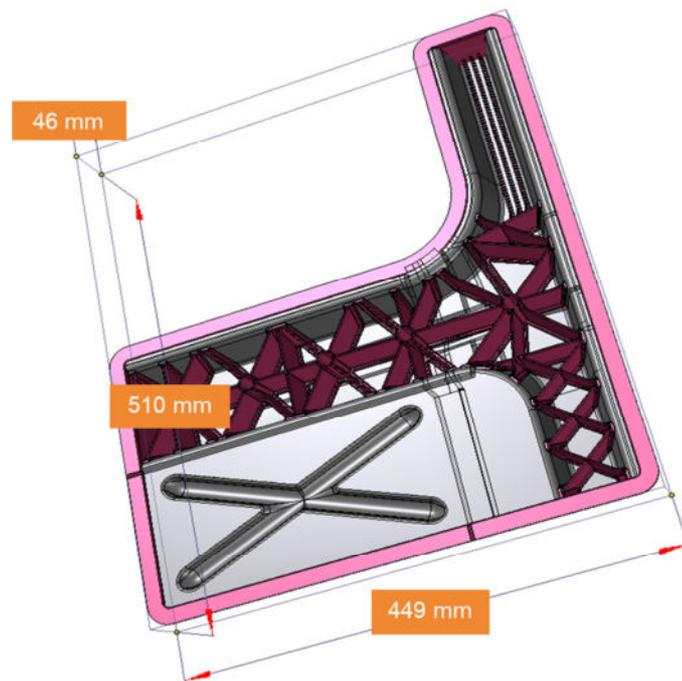


Abbildung 82 UD-Tape basiertes CF und GF Hybrid-Faserverbundbauteil (Grau: CF/GF Gelegeaufbau; Magenta: PA6/GF30 (Gew.-%) Spritzgießkomponenten)

In dem als Benchmark geplanten reinen CF UD Tape Gelege werden insgesamt elf Lagen gezielt mit kostengünstigeren GF Lagen ersetzt (siehe Abbildung 83).

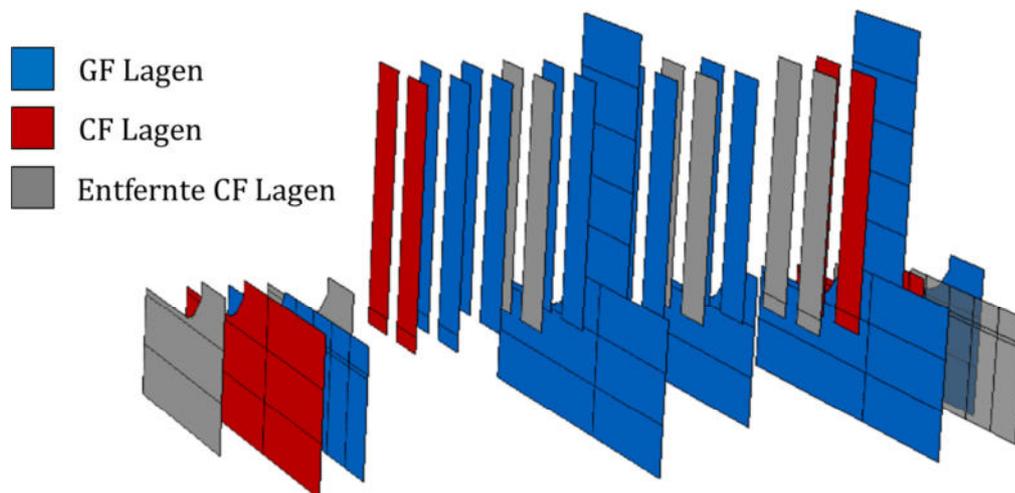


Abbildung 83 UD-Tape basierter Hybridgelegeaufbau mit CF und GF Lagen

Da der Kavitätsspalt im Spritzpresswerkzeug für den reinen CF Aufbau bemessen ist und die PA6/GF Lagen dicker sind als die PA6/CF Lagen (siehe Tabelle 4), können insgesamt acht CF Lagen entfernt werden (zwei „entfernte Lagen“ sind in Abbildung 83 nicht sichtbar).

Dadurch ändert sich die Gesamtzahl der Einzellagen, wodurch die Legezeit im FORCE Placement Schritt um etwa 15 bis 20 % reduziert wird. Zusätzlich zum Hybridansatz wird die durch die Tapetechnologie ermöglichte lokale Wanddickenerhöhung zur lastgerechten Maßschneidung des Faserverbundbauteils genutzt. Das resultierende Dickenprofil und das umgeformte und angespritzte Demonstratorbauteil sind in Abbildung 84 dargestellt.

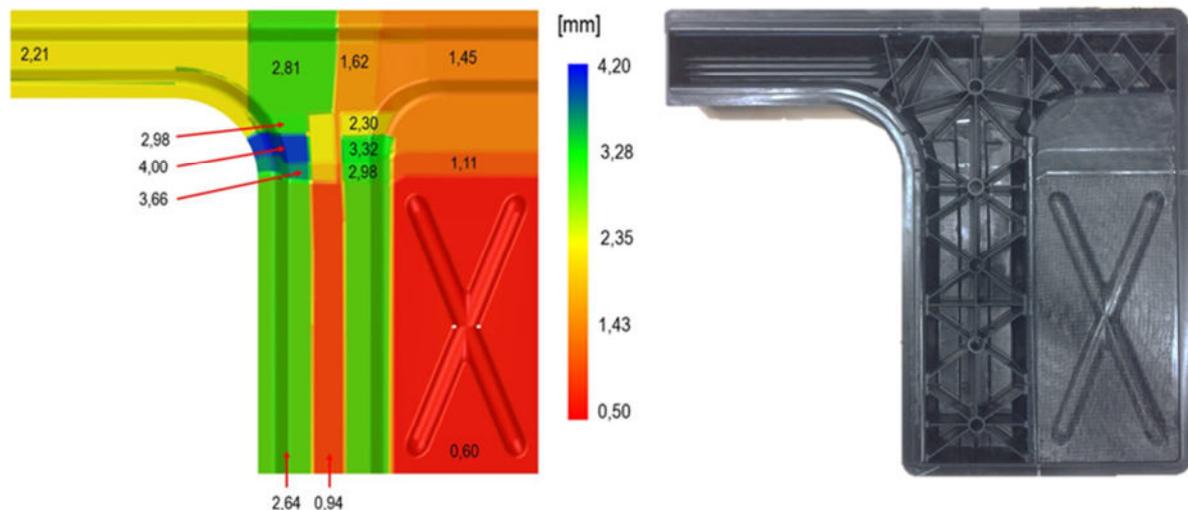


Abbildung 84 Links: Dickenprofil in Falschfarbendarstellung; Rechts: Demonstratorbauteil mit Rippenstruktur

Der UD-Tape Aufbau wird zudem mit einem flächigen, 0,6 mm dicken Gewebeorganoblech kombiniert, wodurch die X-Verprägung im rechten Bereich des Demonstrators abgebildet wird.

Die Anwendung der hybriden Werkstofftechnologie im Demonstratorbauteil ermöglicht eine Kostenreduktion um mehr als 50 % und eine Senkung der CO₂ Emissionen um über 75 %. Dabei erhöht sich das Gewicht um lediglich 16 %. Zur Bewertung der mechanischen Eigenschaften werden zwei bauteilrelevante Lastfälle definiert, die in Abbildung 85 und Abbildung 86 dargestellt sind.

CF Monomaterial-Aufbau und Hybrid-Aufbau weisen in beiden Fällen dieselbe maximal ertragbare Kraft auf. Das Hervorrufen einer Durchbiegung von 5 mm erfordert im quasi-statischen Eindrückttest beim CF Benchmark eine 10 % höhere Kraft als bei Hybridbauteilen. Somit erreichen die Hybridbauteile 90 % der Steifigkeit des CF Monomaterial-Ansatzes, bei 50 % niedrigeren Kosten und einer Reduktion der materialbasierten CO₂-Emissionen um 75 % (Tabelle 23).

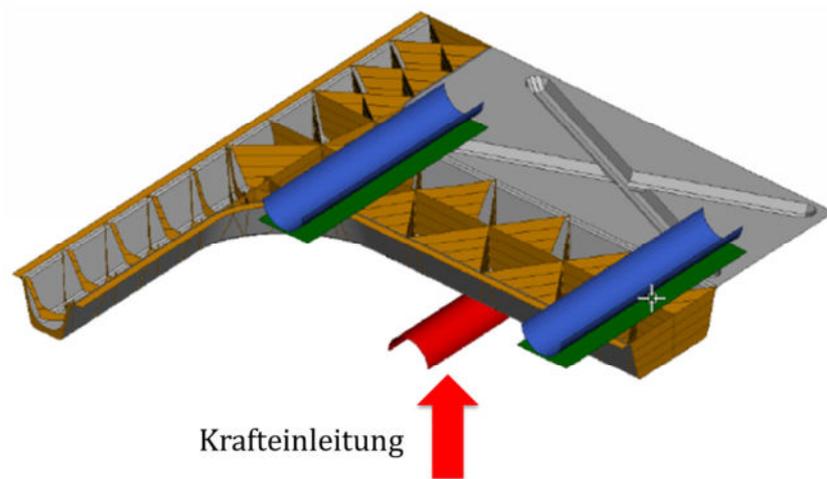


Abbildung 85 Prüfaufbau des quasi-statischen Eindrückttests

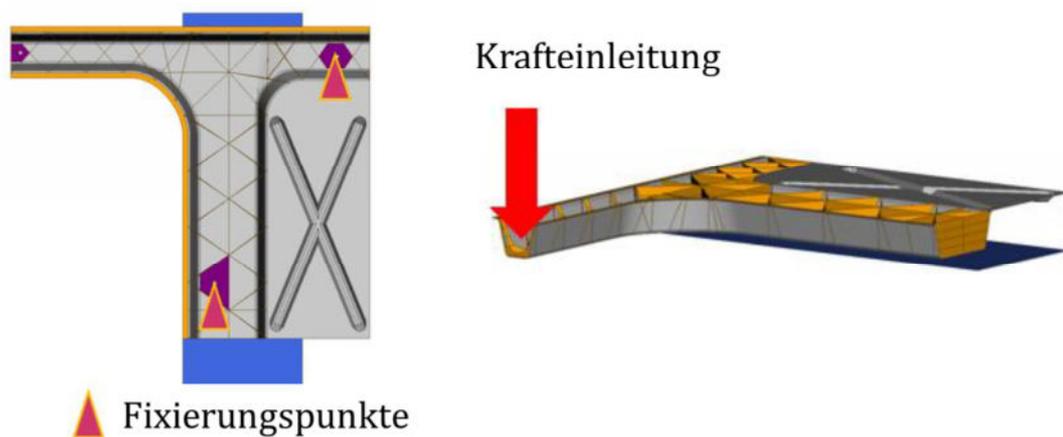


Abbildung 86 Prüfaufbau des Windlastfalls

Allerdings wird im Eindrückttest ein Großteil der Kraft von der Rippenstruktur aufgenommen, sodass eine Bewertung des Einflusses des Gelegeaufbaus nur bedingt möglich ist. Anders jedoch verhält es sich im Windlastfall im Rahmenbereich des Bauteils (siehe Abbildung 86), wo nur sehr kurze Längsrippen angebracht sind. In diesem Bereich des Demonstrators erreichen die Hybridbauteile 70 % der Steifigkeit des Benchmarks.

In Tabelle 23 sind alle für das Hybridbauteil ermittelten werkstoffspezifischen Kennwerte bezogen auf das CF Monomaterial-Bauteil zusammengefasst.

Tabelle 23 Ergebnisüberblick zum Hybridbauteil bezogen auf den CF Benchmark

Hybridbauteil	
Legezeit	-15 bis -20 %
Materialkosten	-50 %
CO₂-Emissionen	-75 %
Gewicht	+16 %
Bauteilsteifigkeit	-10 % (Eindrückttest) -30 % (Windlastfall)

6.3 Ausblick

Aus wissenschaftlicher Sicht sind weitere Forschungsthemen hinsichtlich der hybriden Werkstofftechnologie im Detail zu bearbeiten. Die Einflüsse variierender Lagenorientierungen im Laminat auf die Eigenspannungsverhältnisse und die resultierenden mechanischen Eigenschaften sind zu untersuchen. Zur Schaffung von Grundlagen hat man sich im Rahmen dieser Arbeit auf unidirektional faserverstärkte Laminare fokussiert, was im nächsten Schritt auf multidirektionale Aufbauten erweitert werden muss. Der spannungsreduzierende Effekt der in Kapitel 5.9 beschriebenen Wärmebehandlung sollte auch bei diesen Laminaten Bestand haben.

Eine anwendungsspezifische Problemstellung, die es zu untersuchen gilt, ist die Klimawechselbeständigkeit der Hybridlaminare. Durch das unterschiedliche Ausdehnungsverhalten der Einzellagen kann eine anwendungsnahe wechselnde thermische Beanspruchung eine intrinsische Materialschädigung hervorrufen, die sich negativ auf die mechanischen Eigenschaften des Werkstoffes auswirkt. Erste Voruntersuchungen gemäß der VW Norm PV1200 zur Prüfung der Klimawechselbeständigkeit haben keine optischen Veränderungen (Delaminationen o. Ä.) am Hybridlaminat gezeigt.

Ferner ist der Versagensverlauf im Hybridlaminat unter dynamischer Belastung genauer zu studieren und die zeitliche Abfolge der Schadensereignisse aufzuzeigen. Dazu kann die Schallemissionsanalyse herangezogen werden, die es ermöglicht, Faserbrüche sowie Matrix-/ Interface-Versagen zu separieren. Im Rahmen von ersten Arbeiten dazu konnte in statischen Zugversuchen eine Differenzierung zwischen Kohlenstoff- und Glasfaserbrüchen erreicht werden. Die Erkenntnisse müssen in darauf aufbauenden Untersuchungen auf praxisnahe Biegeversuche und

dynamische Prüfungen übertragen werden, um das Verständnis für das Versagensverhalten von Hybridlaminaten weiter auszubauen.

Letztlich können die Erkenntnisse über die Eigenspannungsverhältnisse in Hybridlaminaten und das Versagensverhalten unter mechanischer Beanspruchung in Simulations- und Berechnungsmodelle wie das bekannte Halpin-Tsai Versagensmodell von *J.C. Halpin* und *S.W. Tsai* implementiert werden [4]. Für die Biegeeigenschaften von Hybridlaminaten existieren bislang keine Versagensmodelle, sodass eine rechnerische Vorhersage von statischen bzw. dynamischen Biegefestigkeiten nicht möglich ist. Erste Denkanstöße dazu wurden aber bereits bei der *21th International Conference on Composite Materials* im August 2017 persönlich mit Prof. em. Stephen W. Tsai diskutiert (siehe Abbildung 87).

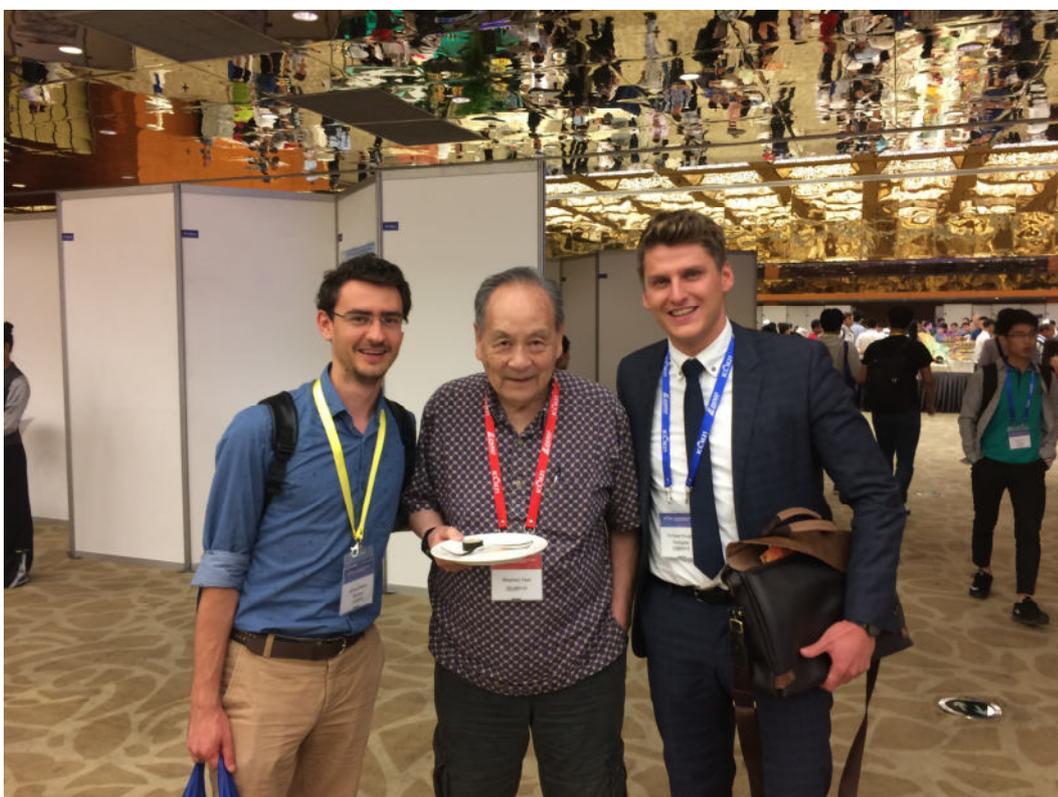


Abbildung 87 Prof. em. Stephen W. Tsai (mitte), M. Sc. (hons.) Gökhan Bakis (links) und der Verfasser dieser Arbeit bei der ICCM21 in Xi'an (China) am 21. August 2017

7 Literaturverzeichnis

- [1] G. W. Ehrenstein, *Faserverbund-Kunststoffe: Werkstoffe - Verarbeitung - Eigenschaften*, Carl Hanser Verlag, München, 2006.
- [2] C. Praderea and C. Sauder, "Transverse and longitudinal coefficient of thermal expansion of carbon fibers at high temperatures," *Carbon*, no. 46, pp. 1874–1884, 2008.
- [3] Y. Swolfs, L. Gorbatikh, and I. Verpoest, "Fibre hybridisation in polymer composites: A review," *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, vol. 67, pp. 181–200, 2014.
- [4] J. C. H. Affdl and J. L. Kardos, "The Halpin-Tsai equations: A review," *Polymer Engineering and Science*, vol. 16, no. 5, pp. 344–352, 1976.
- [5] T. Hayashi, "On the improvement of mechanical properties of composites by hybrid composition," in *Proc 8th int reinforced plastics 1972*, pp. 149–152.
- [6] T. Hayashi, K. Kozo, and S. Umekawa, eds., *Progress in Science and engineering of composites: Proceedings of the Fourth International Conference on Composite Materials*, North-Holland, 1982.
- [7] G. Kretsis, "A review of the tensile, compressive, flexural and shear properties of hybrid fibre-reinforced plastics," *Composites*, vol. 18, no. 1, pp. 13–23, 1987.
- [8] K. S. Pandya, C. Veerraju, and N. K. Naik, "Hybrid composites made of carbon and glass woven fabrics under quasi-static loading," *Materials & Design*, vol. 32, no. 7, pp. 4094–4099, 2011.
- [9] M. R. Wisnom, G. Czél, Y. Swolfs et al., "Hybrid effects in thin ply carbon/glass unidirectional laminates: Accurate experimental determination and prediction," *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, vol. 88, pp. 131–139, 2016.
- [10] C. Dong and I. J. Davies, "Flexural and tensile strengths of unidirectional hybrid epoxy composites reinforced by S-2 glass and T700S carbon fibres," *Materials & Design (1980-2015)*, vol. 54, pp. 955–966, 2014.
- [11] M. R. Wisnom, "Creating Composites that Fail More Gradually," in *21st International Conference on Composite Materials (ICCM21)*, vol. 2017.
- [12] G. Czél and M. R. Wisnom, "Demonstration of pseudo-ductility in high performance glass/epoxy composites by hybridisation with thin-ply carbon prepreg," *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, vol. 52, pp. 23–30, 2013.
- [13] A. R. Bunsell and B. Harris, "Hybrid carbon and glass fibre composites," *Composites*, vol. 5, no. 4, pp. 157–164, 1974.
- [14] P. W. Manders and M. G. Bader, "The strength of hybrid glass/carbon fibre composites," *Journal of Materials Science*, vol. 16, no. 8, pp. 2233–2245, 1981.

-
- [15] J. Summerscales and D. Short, "Carbon fibre and glass fibre hybrid reinforced plastics," *Composites*, vol. 9, no. 3, pp. 157–166, 1978.
- [16] M. Jalalvand, G. Czél, and M. R. Wisnom, "Numerical modelling of the damage modes in UD thin carbon/glass hybrid laminates," *Composites Science and Technology*, vol. 94, pp. 39–47, 2014.
- [17] M. M. Stevanović and T. B. Stecenko, "Mechanical behaviour of carbon and glass hybrid fibre reinforced polyester composites," *Journal of Materials Science*, vol. 27, no. 4, pp. 941–946, 1992.
- [18] J. Zhang, K. Chaisombat, S. He et al., "Hybrid composite laminates reinforced with glass/carbon woven fabrics for lightweight load bearing structures," *Materials & Design (1980-2015)*, vol. 36, pp. 75–80, 2012.
- [19] R. M. Jones, *Mechanics of Composite Materials*, Chapman and Hall/CRC, Boca Raton, 2014.
- [20] S. Pimenta and S. T. Pinho, "Hierarchical scaling law for the strength of composite fibre bundles," *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, vol. 61, no. 6, pp. 1337–1356, 2013.
- [21] C. ZWEBEN, "Tensile strength of hybrid composites," in *18th Structural Dynamics and Materials Conference*, American Institute of Aeronautics and Astronautics, Reston, Virginia, 1977.
- [22] Y. Swolfs, L. Gorbatikh, and I. Verpoest, "Stress concentrations in hybrid unidirectional fibre-reinforced composites with random fibre packings," *Composites Science and Technology*, vol. 85, pp. 10–16, 2013.
- [23] W.A. Curtin, "Dimensionality and size effects on the strength of fiber-reinforced composites," *Composites Science and Technology*, vol. 60, no. 4, pp. 543–551, 2000.
- [24] M. R. Wisnom, B. Khan, and S. R. Hallett, "Size effects in unnotched tensile strength of unidirectional and quasi-isotropic carbon/epoxy composites," *Composite Structures*, vol. 84, no. 1, pp. 21–28, 2008.
- [25] M. B. Sayir and S. Kaufmann, *Ingenieurmechanik 3: Dynamik*, Springer Vieweg, Wiesbaden, 2015.
- [26] J. I. Xing, G. C. Hsiao, and T.-W. Chou, "A Dynamic Explanation of The Hybrid Effect," *Journal of Composite Materials*, vol. 15, no. 5, pp. 443–461, 2016.
- [27] Raghavalu Thirumalai, D. P. et al., "Tensile and compression properties of hybrid composites – A comparative study," *Proceedings of the 19th International Conference on Composite Materials*, 2013.
- [28] N.K. Naik, R. Ramasimha, H. Arya et al., "Impact response and damage tolerance characteristics of glass-carbon/epoxy hybrid composite plates," *Composites Part B: Engineering*, vol. 32, no. 7, pp. 565–574, 2001.

-
- [29] C. Dong, H. A. Ranaweera-Jayawardena, and I. J. Davies, "Flexural properties of hybrid composites reinforced by S-2 glass and T700S carbon fibres," *Composites Part B: Engineering*, vol. 43, no. 2, pp. 573–581, 2012.
- [30] A.K. Miller, D. F. Adams, and W. A. Mentock, "Shear stress correction factors in hybrid composite material beams," *Materials Science and Engineering*, vol. 33, no. 1, pp. 81–90, 1978.
- [31] D. F. Adams and A. K. Miller, "The influence of transverse shear on the static flexure and Charpy impact response of hybrid composite materials," *Journal of Materials Science*, vol. 11, no. 9, pp. 1697–1710, 1976.
- [32] M. Nurrudin, J. McKee, A. Tcherib-Narteh, R. Gupta, M. Hosur und S. Jeelani, "Flexural and Impact behavior of E-Glass/Carbon Hybrid Fiber Reinforced Epoxy Polymer Composite," *The Composite and Advanced Materials Expo Proceedings, Dallas*, 2015.
- [33] J. W. Giancaspro, C. G. Papakonstantinou, and P. N. Balaguru, "Flexural Response of Inorganic Hybrid Composites With E-Glass and Carbon Fibers," *Journal of Engineering Materials and Technology*, vol. 132, no. 2, p. 21005, 2010.
- [34] W. Wu, Q. Wang, A. Ichenihi et al., "The Effects of Hybridization on the Flexural Performances of Carbon/Glass Interlayer and Intralayer Composites," *Polymers*, vol. 10, no. 5, p. 549, 2018.
- [35] R. Kulkarni and O. Ochoa, "Transverse and Longitudinal CTE Measurements of Carbon Fibers and their Impact on Interfacial Residual Stresses in Composites," *Journal of Composite Materials*, vol. 40, no. 8, pp. 733–754, 2005.
- [36] C. Dong, "Development of a Model for Predicting the Transverse Coefficients of Thermal Expansion of Unidirectional Carbon Fibre Reinforced Composites," *Applied Composite Materials*, vol. 15, no. 3, pp. 171–182, 2008.
- [37] D. L. Motoc, J. Ivens, and N. Dadirlat, "Coefficient of thermal expansion evolution for cryogenic preconditioned hybrid carbon fiber/glass fiber-reinforced polymeric composite materials," *Journal of Thermal Analysis and Calorimetry*, vol. 112, no. 3, pp. 1245–1251, 2013.
- [38] R. R. Johnson, M. H. Kural, and G. B. Mackey, "Thermal expansion properties of composite materials," *Contract NASA-14887*, (Task 17), 1981.
- [39] J.-A. E. Manson and J. C. Seferis, "Process Simulated Laminate (PSL): A Methodology to Internal Stress Characterization in Advanced Composite Materials," *Journal of Composite Materials*, vol. 26, no. 3, pp. 405–431, 2016.
- [40] P. P. Parlevliet, H. E.N. Bersee, and A. Beukers, "Residual stresses in thermoplastic composites—A study of the literature—Part I: Formation of residual stresses," *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, vol. 37, no. 11, pp. 1847–1857, 2006.

-
- [41] M. Y. Quek, "Analysis of residual stresses in a single fibre-matrix composite," *International Journal of Adhesion and Adhesives*, vol. 24, no. 5, pp. 379–388, 2004.
- [42] A. P. Deshpande and J. C. Seferis, "Processing Characteristics in Different Semi-Crystalline Thermoplastic Composites Using Process Simulated Laminate (PSL) Methodology," *Journal of Thermoplastic Composite Materials*, vol. 9, no. 2, pp. 183–198, 2016.
- [43] E. Schnack and R. Meske, "1. DFG Forschungsbericht: Eigenspannungen bei viskoelastischen Verbundwerkstoffen,".
- [44] M. M. Shokrieh, ed., *Residual stresses in composite materials*, WP Woodhead Publ, Oxford, 2014.
- [45] M. Gigliotti, M.R. Wisnom, and K.D. Potter, "Development of curvature during the cure of AS4/8552 [0/90] unsymmetric composite plates," *Composites Science and Technology*, vol. 63, no. 2, pp. 187–197, 2003.
- [46] J. A. Nairn and P. Zoller, "The Development of Residual Thermal Stresses in Amorphous and Semicrystalline Thermoplastic Matrix Composites," in *Toughened composites*, N. J. Johnston, Ed., 328-328-14, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, Pa, 1987.
- [47] J. A. Nairn and P. Zoller, "Matrix solidification and the resulting residual thermal stresses in composites," *Journal of Materials Science*, vol. 20, no. 1, pp. 355–367, 1985.
- [48] J. A. Barnes and G. E. Byerly, "The formation of residual stresses in laminated thermoplastic composites," *Composites Science and Technology*, vol. 51, no. 4, pp. 479–494, 1994.
- [49] G. Twigg, A. Poursartip, and G. Fernlund, "Tool-part interaction in composites processing. Part I: Experimental investigation and analytical model," *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, vol. 35, no. 1, pp. 121–133, 2004.
- [50] O. Sicot, X. L. Gong, A. Cherouat et al., "Determination of Residual Stress in Composite Laminates Using the Incremental Hole-drilling Method," *Journal of Composite Materials*, vol. 37, no. 9, pp. 831–844, 2016.
- [51] Z. Wu and J. Lu, "Study of Surface Residual Stress by Three-Dimensional Displacement Data at a Single Point in Hole Drilling Method," *Journal of Engineering Materials and Technology*, vol. 122, no. 2, p. 215, 2000.
- [52] G. S. Schajer and M. Steinzig, "Full-field calculation of hole drilling residual stresses from electronic speckle pattern interferometry data," *Experimental Mechanics*, vol. 45, no. 6, pp. 526–532, 2005.
- [53] E28 Committee, "Test Method for Determining Residual Stresses by the Hole-Drilling Strain-Gage Method," 2013.

-
- [54] G. Montay, O. Sicot, X. L. Gong et al., "Determination of the Residual Stresses in Composite Laminate Using the Compliance Method," *Materials Science Forum*, 490-491, pp. 533–538, 2005.
- [55] J. Mathar, "Determination of Initial Stresses by Measuring the Deformation around Drilled Holes.," *Trans. ASME*, 56, 249-254, 1934.
- [56] P. P. Parlevliet, H. E.N. Bersee, and A. Beukers, "Residual stresses in thermoplastic composites—A study of the literature—Part II: Experimental techniques," *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, vol. 38, no. 3, pp. 651–665, 2007.
- [57] D. K. Rathore, R. K. Prusty, S. C. Mohanty et al., "In-situ elevated temperature flexural and creep response of inter-ply glass/carbon hybrid FRP composites," *Mechanics of Materials*, vol. 105, pp. 99–111, 2017.
- [58] Z. Wu, X. Wang, K. Iwashita et al., "Tensile fatigue behaviour of FRP and hybrid FRP sheets," *Composites Part B: Engineering*, vol. 41, no. 5, pp. 396–402, 2010.
- [59] G. Belingardi, M. P. Cavatorta, and C. Frasca, "Bending fatigue behavior of glass-carbon/epoxy hybrid composites," *Composites Science and Technology*, vol. 66, no. 2, pp. 222–232, 2006.
- [60] Y. Shan, K.-F. Lai, K.-T. Wan et al., "Static and Dynamic Fatigue of Glass–Carbon Hybrid Composites in Fluid Environment," *Journal of Composite Materials*, vol. 36, no. 2, pp. 159–172, 2016.
- [61] R. F. Dickson, G. Fernando, T. Adam et al., "Fatigue behaviour of hybrid composites," *Journal of Materials Science*, vol. 24, no. 1, pp. 227–233, 1989.
- [62] K. E. Hofer, N. Rao, and M. Stander, "Fatigue behaviour of graphite/glass/epoxy hybrid composites," *Carbon Fibres*, pp. 201–212, 1974.
- [63] C. Sonnenfeld, H. Mendil-Jakani, R. Agogué et al., "Thermoplastic/thermoset multilayer composites: A way to improve the impact damage tolerance of thermosetting resin matrix composites," *Composite Structures*, vol. 171, pp. 298–305, 2017.
- [64] B. Vieille, V. M. Casado, and C. Bouvet, "Influence of matrix toughness and ductility on the compression-after-impact behavior of woven-ply thermoplastic- and thermosetting-composites: A comparative study," *Composite Structures*, vol. 110, pp. 207–218, 2014.
- [65] H.-P. Zepf, ed., *Faserverbundwerkstoffe mit thermoplastischer Matrix: Hochleistungswerkstoffe für rationelle Verarbeitung*, Expert Verlag, 1996.
- [66] G. W. Ehrenstein, *Polymer Werkstoffe: Struktur - Eigenschaften - Anwendung*, Carl Hanser Verlag, München, 2011.

-
- [67] S.-Y. Fu, Y.-W. Mai, B. Lauke et al., "Synergistic effect on the fracture toughness of hybrid short glass fiber and short carbon fiber reinforced polypropylene composites," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 323, 1-2, pp. 326–335, 2002.
- [68] S.-Y. Fu, B. Lauke, E. Mäder et al., "Hybrid effects on tensile properties of hybrid short-glass-fiber-and short-carbon-fiber-reinforced polypropylene composites," *Journal of Materials Science*, vol. 36, no. 5, pp. 1243–1251, 2001.
- [69] D. W. Lee, S. Ma, and K. Y. Lee, "Electrical and mechanical properties of carbon/glass hybridized long fiber reinforced polypropylene composites," *Macromolecular Research*, vol. 21, no. 7, pp. 767–774, 2013.
- [70] S. C. Khatri and M. J. Koczak, "Thick-section AS4-graphite/E-glass/PPS hybrid composites: Part II. Flexural response," *Composites Science and Technology*, vol. 56, no. 4, pp. 473–482, 1996.
- [71] N. Pan and R. Postle, "The Tensile Strength of Hybrid Fibre Composites: A Probabilistic Analysis of the Hybrid Effects," *Philosophical Transactions of the Royal Society A: Mathematical, Physical and Engineering Sciences*, vol. 354, no. 1714, pp. 1875–1897, 1996.
- [72] G. M. Newaz and R. F. Gibson, "Proceedings of the Eighth Japan-U.S. Conference on Composite Materials,".
- [73] G. M. Newaz, ed., *Advances in Thermoplastic Matrix Composite Materials*, ASTM International, West Conshohocken, 1989.
- [74] EuCIA - European Composites Industry Association, "Eco Report - Glasfasern," 3/22/2017.
- [75] Landesagentur für Elektromobilität und Brennstoffzellentechnologie Baden-Württemberg GmbH, "Leichtbau in Mobilität und Fertigung: Ökologische Aspekte," e-mobil BW GmbH, <https://www.emobil-sw.de/files/e-mobil/content/DE/Publikationen/PDF/Leichtbau-Studie-Oekologische-Aspekte-150.pdf>.
- [76] K Zeitung online, "Organobleche: Stückzahlen im Millionenbereich," <https://www.k-zeitung.de/organobleche-stueckzahlen-im-millionenbereich/150/1200/101642/>.
- [77] Brose Fahrzeugteile GmbH & Co. KG, "Zweiter MATERIALICA Award für Brose," 11/2/2017, <https://www.brose.com/de-de/presse/2017/zweiter-materialica-award-fuer-brose.pdf>.
- [78] Brose Fahrzeugteile GmbH & Co. KG, "Award for Brose lightweight door system," <https://www.brose.com/mx-en/press/2014/award-for-brose-lightweight-door-system.pdf>.
- [79] M. Kropka, K. Selvaraj, T. Neumeyer et al., "Vom UD-Tape zum thermoplastischen Faserverbundprodukt," *Lightweight Design*, vol. 10, no. 3, pp. 14–19, 2017.

-
- [80] M. Ahlers, "Carbon Core ‐ die neue BMW 7er Karosserie," in *Karosseriebautage Hamburg 2016: 14. ATZ-Fachtagung*, G. Tecklenburg and Karosseriebautage, Eds., pp. 125–135, Springer Vieweg, Wiesbaden, 2016.
- [81] Prof. Dr.-Ing. Volker Altstädt, *Thermoplastic Lightweight Structures: Trends and Developments towards Serial Production, ECCM17 - 17th European Conference on Composite Materials, Keynote Lecture*, München, 30.06.2017.
- [82] TenCate Performance Composites, "Product Data Sheet, TenCate Cetex® TC910 Nylon 6," https://www.tencatecomposites.com/media/694245aa-3765-43b4-a2cd-8cf76e4aeec5/dvW0BQ/TenCate%20Advanced%20Composites/Documents/Product%20datasheets/Thermoplastic/UD%20tapes,%20prepregs%20and%20laminates/TenCate-Cetex-TC910_PA6_PDS.pdf.
- [83] Normenstelle Luftfahrt (NL) im DIN Deutsches Institut für Normung e. V., "Faserverstärkte Kunststoffe - Bestimmung des Glasübergangs von Faserverbundwerkstoffen unter dynamischer Belastung," 04.1999, no. 65583.
- [84] M. Dippold, *Einfluss des Abkühlprozesses bei der Endkonsolidierung auf die Eigenspannungen in Multi-Material-Laminaten aus thermoplastischen Tapes mit unidirektionaler Glas- und Kohlenstoff-Endlosfaserverstärkung*, Bachelorarbeit, 2017.
- [85] S. Stiel, *Einfluss der Temperatur auf die Biegeeigenschaften von thermoplastischen Multi-Material-Laminaten aus unidirektional glas- und kohlenstofffaserverstärkten Tapes*, Bachelorarbeit, 2017.
- [86] Stresstech GmbH, "Informationen zum Bohrlochanalyzesystem," <https://www.stresstech.de/de/produkte/Bohrlochger%C3%A4t/Bohrlochmethode/>.
- [87] Normenausschuss Kunststoffe (FNK) und Normenausschuss Luft- und Raumfahrt (NL) im DIN Deutsches Institut für Normung e. V., "Faserverstärkte Kunststoffe – Bestimmung der Biegeeigenschaften," 05.2011, no. 14125.
- [88] L. J. Bastien and J. W. Gillespie, "A Non-Isothermal Healing Model for Strength and Toughness of Fusion Bonded Joints of Amorphous Thermoplastics," *Polymer Engineering and Science*, Vol. 31, No. 24, pp. 1720–1730, 1991.
- [89] C.-T. Lo and B. Narasimhan, "A New Kinetic Modell for Interdiffusion at Semicrystalline Polymer Interfaces," *Polymer*, Vol. 46, pp. 2266–2275, 2005.
- [90] J. Reichstein, *Untersuchung des Vorkonsolidierungsprozesses von Mono- und Multi-Material-Gelegen aus thermoplastischen Tapes mit unidirektionaler Glas- und Kohlenstoff-Endlosfaserverstärkung*, Diplomarbeit, 2016.

-
- [91] M. Kropka, J. Reichstein, T. Neumeyer et al., "Effect of the Pre-Consolidation Process on Quality and Mechanical Properties of Mono and Multi-Material Laminates Based on Thermoplastic UD Tapes," *21st International Conference on Composite Materials (ICCM21) in Xi'an (China)*, 20. - 25. August 2017, P-ID 1237, 2017.
- [92] C. Mittelstedt and W. Becker, *Strukturmechanik ebener Laminate*, Technische Universität Darmstadt FB Mechanik, Bibliothek, Darmstadt, 2017.
- [93] H. Schürmann, *Konstruieren mit Faser-Kunststoff-Verbunden*, Springer-Verlag Berlin Heidelberg, Berlin, Heidelberg, 2007.
- [94] L. L. Warnet, *On the effect of residual stresses on the transverse cracking in cross-ply carbon-polyetherimide laminates*, University of Twente [Host], Enschede, 2000.
- [95] P. P. Parlevliet, H. E.N. Bersee, and A. Beukers, "Residual stresses in thermoplastic composites – a study of the literature. Part III: Effects of thermal residual stresses," *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, vol. 38, no. 6, pp. 1581–1596, 2007.
- [96] J. W. Gillespie and T. J. Chapman, "The Influence of Residual Stresses on Mode I Interlaminar Fracture of Thermoplastic Composites," *Journal of Thermoplastic Composite Materials*, vol. 6, no. 2, pp. 160–174, 2016.
- [97] G. Jeronimidis and A. T. Parkyn, "Residual Stresses in Carbon Fibre-Thermoplastic Matrix Laminates," *Journal of Composite Materials*, vol. 22, no. 5, pp. 401–415, 2016.
- [98] W. J. Unger and J. S. Hansen, "The Effect of Cooling Rate and Annealing on Residual Stress Development in Graphite Fibre Reinforced PEEK Laminates," *Journal of Composite Materials*, vol. 27, no. 2, pp. 108–137, 1993.
- [99] W. J. Unger and J. S. Hansen, "A Method to Predict the Effect of Thermal Residual Stresses on the Free-Edge Delamination Behavior of Fibre Reinforced Composite Laminates," *Journal of Composite Materials*, vol. 32, no. 5, pp. 431–459, 1998.

8 Publikationen

1) Begutachtete Publikationen:

M. Kropka, M. Mühlbacher, T. Neumeyer, V. Altstädt

From UD-tape to final part – a comprehensive approach towards thermoplastic composites

Procedia CIRP 66 (2017), S. 96 – 100, 2017

2) Zeitschriftenbeiträge:

M. Kropka, M. Mühlbacher, T. Neumeyer, V. Altstädt

Faserverbundbauteile im Minutentakt

Kunststoffe, S. 164 – 168, 10/2016

M. Kropka, K. Selvaraj, T. Neumeyer, V. Altstädt

Vom UD-Tape zum thermoplastischen Faserverbundprodukt

Lightweight Design, S. 14 – 19, 3/2017

3) Konferenzbeiträge:

M. Kropka, M. Mühlbacher, T. Neumeyer, V. Altstädt

Thermoplastic Unidirectional Tapes – An Appropriate Alternative to Woven Fabric Based Organo Sheets

ECCM17, München (2016)

M. Kropka, J. Reichstein, T. Neumeyer, V. Altstädt

Effect of the Pre-consolidation Process on Quality and Mechanical Properties of Mono and Multimaterial Laminates based on Thermoplastic UD Tapes

ICCM21, Xi'an, China (2017)

M. Kropka, P. Schreier, J. Knoechel, V. Altstädt

Full Thermoplastic Sandwich Structures with a Bead Foam Core – Novel Processing Approach with Short Cycle Times

SPE Foams, Montreal, Canada (2018)

Lebenslauf



Persönliche Daten	Michael Kropka geboren am 10. Februar 1988 in Rybnik
Familienstand	ledig
Nationalität	deutsch
Schulbildung	1994 bis 1998 Grundschule Altenkunstadt 1998 bis 2007 Gymnasium Burgkunstadt Abschluss: Abitur
Zivildienst	2007 bis 2008 Freiwilliges Soziales Jahr im Sport beim Turnverein Burgkunstadt
Studium	2008 bis 2011 Bachelorstudium Maschinenbau, Universität Stuttgart 2011 bis 2014 Masterstudium Maschinenbau, Universität Stuttgart 2014 bis 2015 Fernstudium Gewerblicher Rechtsschutz Friedrich-Schiller-Universität Jena
Berufstätigkeit	2014 bis 2018 Wissenschaftlicher Mitarbeiter, Neue Materialien Bayreuth GmbH Seit 2019 SGL Carbon GmbH, Meitingen
Promotionsthema	Titel: Auswirkungen von interlaminaren Eigenspannungen auf die mechanischen Eigenschaften von thermoplastischen Hybridver- bundwerkstoffen