

# **Charakterisierung und Modellierung des Dämpfungsverhaltens von hybriden Faser-Metall-Elastomer-Laminaten**

Zur Erlangung des akademischen Grades eines  
**DOKTORS DER INGENIEURWISSENSCHAFTEN**

**(Dr.-Ing.)**

von der KIT-Fakultät für Maschinenbau des  
Karlsruher Instituts für Technologie (KIT)

angenommene

**DISSERTATION**

von

M.Sc. Vincent Sessner

Tag der mündlichen Prüfung: 14. Dezember 2020  
Hauptreferent: Prof. Dr.-Ing. Kay André Weidenmann  
Korreferent: Prof. Dr. rer. nat. Frank Gauterin  
Vorsitzender: Prof. Dr. rer. nat. Manfred Kohl



# Kurzfassung

Die konsequente Anwendung von Leichtbaumaterialien rückt auch deren Dämpfungseigenschaften zunehmend in den Vordergrund. Materialien, die sich besonders für Leichtbauanwendungen eignen, führen oftmals zu einer Verschlechterung der Dämpfungseigenschaften, da Werkstoffe bei hohen dichtespezifischen E-Moduln üblicherweise geringe mechanische Verlustfaktoren aufweisen. Damit können sich zum einen höhere Belastungen für das Material im Falle von Anregungen im Resonanzbereich ergeben, zum anderen kann auch der Komfort oder die zu erzielende Präzision in Mess- oder Fertigungstechnischen Anwendungen durch ungewollte Vibrationen verringert werden. Der Einsatz von hybriden Materialsystemen kann dabei genutzt werden, um die Materialkombination gezielt auf eine mögliche Dämpfungsanwendung zu optimieren. Der schichtförmige Aufbau aus lasttragenden Rand- und Mittelschichten, die von einer viskoelastischen Dämpfungsschicht getrennt sind, kann dabei zu einem gezielt einstellbaren Dämpfungsverhalten führen.

Die in Anlehnung an herkömmliche Faser-Metall-Laminare aufgebauten Materialien bestehen aus kohlenstofffaserverstärktem Kunststoff, Elastomerschichten in verschiedenen Dicken und zwei verschiedenen Härten sowie Aluminiumblechen. Im Rahmen dieser Arbeit wurde das Vibrations- und Dämpfungsverhalten dieser hybriden Laminare charakterisiert und mit einer analytischen Modellierung abgeglichen. Dazu wurden die temperatur- und frequenzabhängigen viskoelastischen Materialeigenschaften der polymeren Konstituenten mit Hilfe von dynamisch-mechanischen Analysen und Modalanalysen charakterisiert. Die daraus gewonnenen Materialdaten wurden genutzt, um das Dämpfungsverhalten im hybriden Verbund auf Grundlage von Effekten der einzelnen

Konstituenten und deren Interaktion zu untersuchen und analytisch zu modellieren.

Die Charakterisierung der hybriden Laminataufbauten erfolgte mittels quasi-statischen Drei-Punkt-Biegeversuchen, bei denen insbesondere das Scherverhalten der Elastomerschichten im Verbund mittels digitaler Bildkorrelation während der Belastung gemessen wurde. Auf Basis dieser Versuche wurde das temperatur- und frequenzabhängige Dämpfungsverhalten unter der gleichen Beanspruchung in dynamisch-mechanischen Analysen charakterisiert. Mit Hilfe von Modalanalysen an einfachen Balkengeometrien, ebenen Platten sowie dreidimensionalen Bauteilen wurde zusätzlich das wellenlängen- und modenspezifische Dämpfungsverhalten charakterisiert. Ebenso wurde die Ausbreitung und Dämpfung von laufenden Wellen an einer Plattengeometrie charakterisiert.

Dabei zeigte sich, dass durch die hybride Materialkombination verschiedene Dämpfungsmechanismen in unterschiedlichen Temperatur- bzw. Frequenzbereichen dominieren. Durch die gezielte Veränderung einzelner Materialparameter, wie der Einzelschichtdicke oder Faserorientierung konnte ein positiver Effekt der Hybridisierung nachgewiesen werden, der zu einer Erhöhung der dichtespezifischen Steifigkeit und der Dämpfung führte.



# Abstract

The persistent use of lightweight materials often leads to a reduction of the damping properties of the structures built from them, since materials that are particularly suitable for lightweight design applications usually exhibit low mechanical loss factors at high density specific Young's moduli. On the one hand, this can result in higher stresses for the material in case of an excitation at resonance, and on the other hand, the comfort or the precision to be achieved can be reduced by unwanted vibrations. The use of hybrid material systems can be used to optimize the material combination for a possible damping application. The layered structure of load-bearing face and middle layers separated by a visco-elastic damping layer can lead to a deliberately adjustable damping behavior. The material, which is based on conventional fiber-metal laminates, consists of carbon fiber reinforced plastic layers, elastomer layers in different thicknesses and two different moduli as well as aluminum sheets. In this work the vibration and damping behavior of these hybrid laminates was characterized and modeled analytically. Therefore, the temperature and frequency dependent viscoelastic material properties of the polymeric constituents were characterized by dynamic mechanical and modal analysis. The resulting material data were used to investigate and analytically model the damping behavior in the hybrid composite based on the effects of the individual constituents and their interaction.

The characterization of the hybrid laminate structures was carried out by means of quasi-static three-point-bending tests, in which the shear behavior of the elastomer layers in the composite was measured by using digital image

correlation during the loading. Based on these tests, the temperature and frequency dependent damping behavior under the same loading was characterized in dynamic mechanical analyses. By means of modal analyses on simple beam geometries, plane panels and three-dimensional components, a wavelength- and mode-specific damping and vibration behavior was characterized. The propagation and attenuation of running waves on a plate geometry were also investigated.

The hybrid material combination showed that different damping mechanisms dominate in different temperature and frequency ranges. By selectively changing individual material parameters, such as single layer thickness or fiber orientation, a positive effect of hybridization could be demonstrated, leading to an increase of the density specific stiffness and damping.

# Danksagung

Die vorliegende Arbeit entstand während meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter am Institut für angewandte Materialien (IAM-WK) des Karlsruher Instituts für Technologie in der Abteilung für Hybride Werkstoffe und Leichtbau (HWL). Für die Unterstützung während dieser Zeit möchte ich mich bedanken...

... bei Prof. Dr.-Ing. Kay André Weidenmann für die Übernahme des Hauptreferats der Arbeit, sowie die intensive Betreuung während der Promotion durch organisatorische Hilfestellungen und vor allem wissenschaftliche Diskussionen und Unterstützung in allen Belangen, die diese Arbeit erst ermöglicht haben.

... bei Prof. Dr. rer. nat. Frank Gauterin für die Übernahme des Koreferats sowie dem Interesse an meiner Arbeit.

... bei der Deutschen Forschungsgemeinschaft (DFG) für die Förderung im Rahmen des Schwerpunktprogramms SPP 1897, das den wissenschaftlichen Rahmen der Arbeit gestellt hat.

... bei Dr.-Ing. Wilfried Liebig für die vielfältigen und fruchtbaren wissenschaftlichen Diskussionen als Kooperationspartner im Rahmen des DFG Schwerpunktprogramms sowie die Unterstützung als Abteilungsleiter der Arbeitsgruppe HWL.

... bei Alexander Jackstadt für die Zusammenarbeit auf wissenschaftlicher, kollegialer und freundschaftlicher Ebene im Rahmen des SPP.

... bei Dr.-Ing. Luise Kärger für den wissenschaftlichen Beitrag in zahlreichen gemeinsamen Publikationen.

... bei Dominik Schmid, Dr.-Ing. Nils Gräbner und Prof. Dr.-Ing. Utz von Wagner des Instituts für Mechanik der Technischen Universität Berlin, sowie Tom Ehrig, Dr.-Ing. Klaudiusz Holeczek und Dr.-Ing. Pawel Kostka des Instituts für Kunststofftechnik und Leichtbau der Technischen Universität Dresden für die Zusammenarbeit im Rahmen des SPP 1897.

... bei den Studierenden Maxim Niderau, Tian Zhao, Wendelin Buderer, Michael Temmen und Marco Dorsch für die gute Zusammenarbeit bei Abschlussarbeiten oder als wissenschaftliche Hilfskraft.

... bei den Kollegen und Freunden am IAM-WK und insbesondere in der Abteilung HWL, die mich während meiner Promotion begleitet haben und die Arbeit dort zu einem fruchtbaren, kreativen und heiteren Umfeld gestaltet haben.

Nicht zuletzt bei meiner Familie, die mich in allen Belangen vor und während meiner Promotion unterstützt hat.

# Abkürzungs- und Symbolverzeichnis

## Formelzeichen

$A_0$	Aktivierungsenergie	J/mol
$A_s$	Totaldehnung bei Bruch unter Schub	–
$A_z$	Totaldehnung bei Bruch unter Zug	–
$a_n$	Proportionalitätsfaktor der $n$ -ten Biegemode	–
$a_T$	horizontaler Verschiebungsfaktor	–
$b_T$	vertikaler Verschiebungsfaktor	–
$C_2$	WLF-Konstante	°C
$C_1$	WLF-Konstante	–
$D'$	logarithmisches Dekrement Wellenausbreitung	$m^{-1}$
$E$	E-Modul	MPa
$E'$	Speichermodul	MPa
$E''$	Verlustmodul	MPa
$E^*$	Komplexer Modul	MPa
$E_R^*$	Komplexer Modul eines Reuss-Verbundes	MPa
$E_V^*$	Komplexer Modul eines Voigt-Verbundes	MPa
$F$	Kraft	N
$f$	Frequenz	Hz
$f_r$	reduzierte Frequenz	Hz
$f_n$	$n$ -te Eigenfrequenz	Hz
$G$	Schubmodul	MPa
$g$	Scherparameter	–

$G'$	Speicherschubmodul	MPa
$G''$	Verlustschubmodul	MPa
$H$	Gesamtdicke im homogenisierten RKU-Modell	m
$H_1, H_2, H_3$	Dicke der Schichten 1, 2 oder 3 im RKU-Modell	m
$H_{31}$	Dickenkombination im RKU-Modell	m
$k$	Faktor zur Beschreibung des Anregungsspektrums	–
$L$	Länge	m
$n$	Zählvariable	–
$R$	Gaskonstante	$(\text{kg m}^2)/(\text{s}^2\text{K mol})$
$s$	Scherspaltdicke	m
$T$	Temperatur	°C
$t$	Zeit	s
$T_g^{E''}$	Glasübergangstemperatur ( $E''$ Maximum)	°C
$T_g$	Glasübergangstemperatur ( $\tan(\delta)$ Maximum)	°C
$T_{\text{ref}}$	Referenztemperatur	°C
$v$	Geschwindigkeit	m/s
$v_0, v_1$	Schwinggeschwindigkeit aus der Ebene heraus	m/s
$V_1, V_2$	Volumenanteil	–
$W_n$	Amplitude der $n$ -ten Schwingung	m
$x$	Längsrichtung im kartesischen Koordinatensystem	m
$x_0, x_1$	Positionen	m
$y$	Querrichtung im kartesischen Koordinatensystem	m
$z$	Hochachse im kartesischen Koordinatensystem	m
$j$	imaginäre Einheit $\sqrt{-1}$	
$\tan(\delta)$	Verlustfaktor	–
$\tan(\delta_R)$	Verlustfaktor eines Reuss-Verbundes	–
$\tan(\delta_V)$	Verlustfaktor eines Voigt-Verbundes	–
$\Delta$	Logarithmisches Dekrement	–
$\delta$	Verlustwinkel	°
$\varepsilon$	Dehnung	–
$\varepsilon_A$	Dehnungsamplitude	–

$\eta$	modale Dämpfung	–
$\gamma_{xy}$	Scherwinkel	°
$\lambda$	Wellenlänge	m
$\nu$	Querkontraktionszahl	–
$\omega$	Winkelgeschwindigkeit	rad s <sup>-1</sup>
$\omega_0$	Eigenfrequenz des gedämpften Systems	rad s <sup>-1</sup>
$\omega_n$	$n$ -te Eigenfrequenz	rad s <sup>-1</sup>
$\rho$	Dichte	kg/m <sup>3</sup>
$\rho_{\text{ref}}$	Dichte bei der Referenztemperatur	kg/m <sup>3</sup>
$\sigma$	Spannung	MPa
$\tau$	Schubspannung	MPa

### Indizes

$()'$	elastischer Modul
$()''$	dissipativer Modul
$()_n$	Zählvariable
$()_{\text{ref}}$	Referenz
$()^*$	komplexer Modul
$()^h$	bezogen auf das harte Elastomer
$()^w$	bezogen auf das weiche Elastomer

### Abkürzungen

3PB	Drei-Punkt-Biegung
Abb.	Abbildung
AFK	aramidfaserverstärkter Kunststoff
AL	Aluminium
Anz.	Anzahl von Grundsichten+Randschichten
biax.	biaxialer Lagenaufbau
CAD	computer aided design

CFK	Kohlenstofffaserverstärkter Kunststoff
CLD	Constrained Layer Damping
DFG	Deutsche Forschungsgemeinschaft
DIC	digital image correlation
DMA	dynamisch-mechanische Analysen
EEEE	eingespannt an allen vier Seiten
EF	eingespannt-frei
engl.	englisch
EPDM	Ethylen-Propylen Dien M-Gruppe
FF	frei-frei
FMEL	Faser-Metall-Elastomer-Laminat
FML	Faser-Metall-Laminat
FVG	Faservolumengehalt
FVK	Faserverstärkter Kunststoff
GFK	Glasfaserverstärkter Kunststoff
ILD	integrated layer damping
Kap.	Kapitel
LDV	Laser-Doppler Vibrometer
MA	Modalanalyse
MDOF	multiple degree of freedom
phr	parts per hundred rubber
SDOF	single degree of freedom
SS	simply supported
St	Stahl
Tab.	Tabelle
triax.	triaxialer Lagenaufbau
TZA	Temperatur-Zeit-Analogie
UD	unidirektional
VDM	viskoelastisches Dämpfungsmaterial
VF	Verschiebungsfaktor



# Inhaltsverzeichnis

<b>1</b>	<b>Einleitung</b> . . . . .	<b>1</b>
1.1	Motivation . . . . .	1
1.2	Zielsetzung und Aufbau . . . . .	3
<b>2</b>	<b>Kenntnisstand</b> . . . . .	<b>5</b>
2.1	Dämpfungsphänomene . . . . .	5
2.2	Charakterisierungsmethoden für Materialdämpfung . . . . .	9
2.2.1	Dynamisch-mechanische Analyse . . . . .	9
2.2.2	Modalanalyse . . . . .	10
2.3	Dämpfung im Leichtbau . . . . .	12
2.4	Dämpfung in Metallen . . . . .	15
2.5	Dämpfung in technischen Fasern . . . . .	17
2.6	Dämpfung in Polymeren . . . . .	18
2.6.1	Temperatur-Zeit-Analogie . . . . .	21
2.6.2	Elastomere . . . . .	26
2.7	Hybride Werkstoffe und deren Dämpfungsverhalten . . . . .	35
2.7.1	Faserverstärkte Kunststoffe . . . . .	37
2.7.2	Constrained Layer Damping . . . . .	44
<b>3</b>	<b>Materialien und Herstellungsprozesse</b> . . . . .	<b>61</b>
3.1	Materialien . . . . .	61
3.1.1	Elastomer . . . . .	61
3.1.2	Kohlenstofffaserverstärkter Kunststoff . . . . .	62
3.1.3	Aluminium . . . . .	63

3.2	Laminataufbauten . . . . .	64
3.3	Herstellungsprozesse . . . . .	66
3.3.1	Ebene Platten und Probekörper . . . . .	66
3.3.2	3D-Bauteile . . . . .	68
<b>4</b>	<b>Experimentelle Methoden . . . . .</b>	<b>71</b>
4.1	Mikrostrukturelle Charakterisierung . . . . .	71
4.2	Quasistatische Charakterisierung . . . . .	72
4.2.1	Zugversuche . . . . .	72
4.2.2	Biegeversuche . . . . .	74
4.2.3	Schneidscherversuche . . . . .	77
4.3	Dynamische Charakterisierung . . . . .	79
4.3.1	Dynamisch-mechanische Analysen . . . . .	79
4.3.2	Modalanalysen . . . . .	85
<b>5</b>	<b>Analytische Modellierung . . . . .</b>	<b>93</b>
5.1	Modellvorstellung . . . . .	93
5.2	Kennwertermittlung . . . . .	96
<b>6</b>	<b>Ergebnisse . . . . .</b>	<b>97</b>
6.1	Materialographische Untersuchungen . . . . .	97
6.2	Quasistatische Eigenschaften . . . . .	100
6.2.1	Charakterisierung der Einzelkonstituenten . . . . .	100
6.2.2	Biegebeanspruchung von Faser- Metall-Elastomer-Laminaten . . . . .	105
6.2.3	Schneidscherversuche . . . . .	119
6.3	Vibrations- und Dämpfungsverhalten . . . . .	122
6.3.1	Dynamisch-mechanische Analyse . . . . .	123
6.3.2	Biegeschwingversuch mit einseitiger Einspannung . . .	137
6.3.3	Modalanalyse an frei gelagerter Platte und Probekörper .	152
6.3.4	Wellenausbreitungsanalyse an frei gelagerter Platte . . .	155

---

6.3.5	Modalanalyse an 3D-Bauteilen . . . . .	158
6.4	Analytische Parameterstudie . . . . .	161
<b>7</b>	<b>Diskussion . . . . .</b>	<b>165</b>
7.1	Mikrostrukturelle Eigenschaften . . . . .	165
7.2	Quasistatische Eigenschaften der Konstituenten . . . . .	167
7.2.1	CFK . . . . .	167
7.2.2	Elastomere . . . . .	168
7.3	Quasistatische Biegebeanspruchung der hybriden Lamine . . . . .	172
7.3.1	Scherverhalten der Elastomerschichten unter Biegung . . . . .	173
7.3.2	Temperatur- und Dehnrateneinfluss . . . . .	174
7.4	Dämpfungsverhalten der polymeren Konstituenten . . . . .	176
7.4.1	Elastomer . . . . .	177
7.4.2	CFK . . . . .	182
7.5	Einfluss der Elastomerschicht auf das Dämpfungsverhalten der Hybride . . . . .	184
7.5.1	Subresonante Dämpfung . . . . .	184
7.5.2	Modale Dämpfung . . . . .	193
7.5.3	Wellenausbreitungsphänomene . . . . .	205
7.5.4	Optimierungsstrategie . . . . .	208
7.6	Vergleichende und abschließende Diskussion der Ergebnisse . . . . .	211
<b>8</b>	<b>Zusammenfassung und Ausblick . . . . .</b>	<b>217</b>
	<b>Eigene Publikationen . . . . .</b>	<b>223</b>
	<b>Literaturverzeichnis . . . . .</b>	<b>227</b>
<b>A</b>	<b>Sonstiger Anhang . . . . .</b>	<b>259</b>
A.1	Werkstoffauswahlindex . . . . .	259
A.2	Frequenznomogramm . . . . .	262
A.3	Datenblätter . . . . .	263



# 1 Einleitung

## 1.1 Motivation

Dämpfung spielt in den meisten technischen Systemen eine wichtige Rolle, um einen störungsfreien und für den Nutzer angenehmen Betrieb zu ermöglichen. Während ungewollte Vibrationen beispielsweise in Transportanwendungen, wie dem Automobil-, Schienen-, oder Luftverkehr aus einer Vielzahl unterschiedlicher Quellen entstammen können, will der Anwender ein möglichst ruhiges und vorhersagbares Systemverhalten das Sicherheit und Komfort vermittelt. Gerade mit Hinblick auf die zunehmende Elektrifizierung des Antriebsstrangs und dem damit verbundenen Wegfall der Geräuschkulisse des Verbrennungsmotors, ist eine erhöhte Sensibilität für auftretende Vibrationen und Störgeräusche zu erwarten. Bei ebenso geforderter Ressourceneffizienz in vielen technischen Anwendungen, sowie der Reichweitenoptimierung elektrischer Fahrzeuge im speziellen Fall, sind die Hersteller gezwungen Leichtbaulösungen zu favorisieren. Durch die erhöhte Anfälligkeit von Leichtbaustrukturen für Vibrationen leidet dabei jedoch oftmals der Komfort. Zum einen muss bei einer leichteren Struktur weniger Massenträgheit überwunden werden, um sie in Schwingung zu versetzen, zum anderen weisen Leichtbauwerkstoffe oftmals nur sehr geringe mechanische Verlustfaktoren auf. Dadurch ergeben sich neben Komforteinbußen auch eine erhöhte Beanspruchung von Material und Bauteilen. Eine abgestimmte Dämpfung kann somit sowohl die Lebensdauer, als auch die Akzeptanz eines Bauteils in der Anwendung erhöhen.

Viele Dämpfungsphänomene resultieren dabei aus dem Zusammenspiel unterschiedlicher Mechanismen und oftmals spielt die Dämpfung eines Materials in

der Entwicklung nur eine untergeordnete Rolle. Dies ergibt sich nicht zuletzt aus dem komplexen Zusammenspiel von Dämpfungsmechanismen in großen Strukturen, die in vielen Teilen noch nicht in vollem Umfang verstanden sind. Das DFG Schwerpunktprogramm 1879 „Calm, Smooth and Smart: Neuartige Schwingungsbeeinflussung durch gezielt eingesetzte Dissipation“ hat das Ziel, zu einem besseren Verständnis und dem bedarfsgerechten Einsatz von Dissipation und Dämpfung beizutragen. Damit sollen gezielt Materialien, Methoden und Mechanismen untersucht werden, die ein ruhiges und vorhersagbares (calm, smooth) Verhalten liefern und bei denen durch die Beeinflussung des Dämpfungsverhaltens ein zusätzlicher positiver Effekt erzielt wird (smart). Im Rahmen des Teilprojekts „HyCEML – Hybride CFK/Elastomer/Metall-Lamine mit Elastomerschichten für die gezielte Einstellung des Dämpfungsverhaltens“ wurde das Vibrations- und Dämpfungsverhalten von hybriden Laminatsystemen untersucht. Das Materialsystem orientiert sich dabei an Faser-Metall-Laminaten (FML), wobei durch eine Substitution der meist verwendeten Glasfasern durch Kohlenstofffasern bessere spezifische mechanische Eigenschaften erzielt werden sollen. In einer vorangegangenen Dissertation von Stoll [1] konnte bereits die Notwendigkeit einer zusätzlichen Isolationsschicht zwischen kohlenstofffaserverstärktem Kunststoff (CFK) und Aluminium in solch einem Laminat gezeigt werden. Die Elastomerschicht verhindert dabei eine galvanische Korrosion und gleicht thermisch induzierte Eigenspannungen aus. Aufbauend auf den guten quasistatischen und Ermüdungseigenschaften, bietet die Materialkombination großes Potential für ein gezielt einstellbares Vibrations- und Dämpfungsverhalten [2]\* Das Materialsystem folgt einem Prinzip, das auf Englisch als Constrained Layer Damping (CLD) bezeichnet wird. Hierbei führt die geeignete Kombination von steifen, gering dämpfenden Schichten mit weichen viskoelastischen Schichten zu einer hervorragenden Dissipation [3]. Maßgeblich für das Dämpfungsverhalten ist dabei das viskoelastische Materialverhalten der verwendeten polymeren Materialien. Einen

---

\* Eigene Veröffentlichungen, die im Rahmen dieser Arbeit entstanden sind, werden mit \* markiert

zusätzlichen Freiheitsgrad bildet das verwendete CFK, das sich durch eine veränderte Faserorientierung gezielt beeinflussen lässt. Gleichzeitig wird damit jedoch auch die Komplexität des Materialverhaltens erhöht.

## **1.2 Zielsetzung und Aufbau**

Zielsetzung der vorliegenden Arbeit ist es, das Vibrations- und Dämpfungsverhalten des vorgeschlagenen Materialsystems zu charakterisieren und über die Grenzen der experimentellen Untersuchungen hinaus analytisch zu modellieren, um eine gezielte Beeinflussung des Vibrations- und Dämpfungsverhaltens zu ermöglichen. Dazu müssen geeignete Methoden ausgewählt und adaptiert werden, mit Hilfe derer das Materialsystem unter verschiedenen Randbedingungen und dynamischen Beanspruchungen charakterisiert werden kann. Eine Beschreibung der verwendeten Methoden ist in Kapitel 4 dargelegt. Des Weiteren werden in Kapitel (Kap.) 5 Methoden vorgestellt, mit denen eine analytische Modellierung des Dämpfungsverhaltens des hybriden Materialsystems ermöglicht wird. Anschließend werden die Ergebnisse der experimentellen und analytischen Untersuchungen in Kapitel 6 aufgeführt. Die experimentelle Charakterisierung findet auf verschiedenen Material- und Probenskalen statt, um aus dem Verhalten der Einzelkonstituenten auf das der Hybride zu schließen. Mit Hilfe eines analytischen Modells soll ein tieferes Verständnis des Vibrations- und Dämpfungsverhaltens erlangt werden. Auch unterschiedliche Frequenz- und Temperaturbereiche sowie unterschiedliche Randbedingungen und Probengeometrien werden berücksichtigt, um das Vibrations- und Dämpfungsverhaltens des Materialsystems skalen- und mechanismenübergreifend zu charakterisieren. Eine abschließende Diskussion der Ergebnisse findet in Kapitel 7 statt. Dafür wird aus den Ergebnissen die Beeinflussbarkeit des Dämpfungsverhaltens durch die einzelnen Konstituenten abgeleitet und eine Bewertung des Materialsystems als Konstruktionswerkstoff mit einstellbaren Dämpfungseigenschaften gegeben.





## 2 Kenntnisstand

### 2.1 Dämpfungsphänomene

Obwohl der Dämpfung in der Entwicklung von Strukturmaterialien oftmals wenig Aufmerksamkeit zukommt, so ist sie doch in allen Werkstoffen und den daraus erbauten Strukturen allgegenwärtig. Dämpfung im Material hat je nach Beanspruchung unterschiedliches Systemverhalten zur Folge. Dieses soll nachfolgend für die drei wichtigsten Fälle beschrieben werden. Anschließend werden daraus Dämpfungskenngrößen abgeleitet, die zur Charakterisierung herangezogen werden. Abbildung (Abb.) 2.1 zeigt das Schwingungsverhalten von Systemen mit Dämpfung, die mit unterschiedlichen Anregungen beaufschlagt werden.

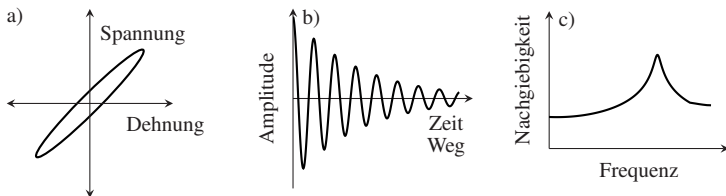


Abbildung 2.1: Dämpfungsphänomene bei unterschiedlichen Beanspruchungen: a) Hysteresese bei erzwungener Anregung mit einer harmonischen Kraft unterhalb der ersten Eigenfrequenz; b) Amplitude bei frei abklingender Schwingung oder Amplitude einer sich ausbreitenden, gedämpften Welle; c) Übertragungsfunktion z.B. der Nachgiebigkeit (Weg/Kraft) bei erzwungener Anregung mit einer harmonischen Kraft im Resonanzbereich. Nach Lakes [4].

Abb. 2.1 a) zeigt eine Hystereseschleife eines ideal viskoelastischen Materials, das zum Beispiel in einem zyklischen Zugversuch bei harmonischer Anregung aufgezeichnet wurde. Die erzwungene Verformung erfolgt unterhalb der ersten Eigenfrequenz. Die eingeschlossene Fläche der Hystereseschleife ist ein Maß für die dissipierte Energie. Bei ideal elastischem Materialverhalten geht die Kurve in eine Ursprungsgerade über. Die Auftragung der Hystereseschleife kann auch als Spannung und Dehnung über der Zeit erfolgen, wobei sich die Dämpfung aus dem Phasenversatz  $\delta$  der beiden Signale ergibt. Der Tangens dieses Winkels  $\delta$ , der als Verlustwinkel bezeichnet wird, beschreibt den Verlustfaktor des Systems. Er wird in viskoelastischen Systemen mit einem Freiheitsgrad (engl.: single degree of freedom, SDOF) aus dem Verhältnis des dissipativen Verlustmoduls  $E''$  und dem elastischen Speichermodul  $E'$  gebildet:

$$\tan(\delta) = \frac{E''}{E'} \quad (2.1)$$

Dieses Dämpfungsmaß wird in Charakterisierungsmethoden bestimmt, die unterhalb der ersten Eigenfrequenz des Systems angewendet werden. Damit wird üblicherweise ein komplexer Modul

$$E^* = E' + j \cdot E'' \quad (2.2)$$

bestimmt, der sich aus Speichermodul (Realteil) und Verlustmodul (Imaginärteil) sowie der komplexen Einheit  $j$  zusammensetzt. Der in quasistatischen Charakterisierungsmethoden bestimmte Elastizitätsmodul (E-Modul) beschreibt ebenfalls ein ideal linear elastisches Verhalten. Er kann sich jedoch vom Speichermodul aus zyklischen Untersuchungen zum Beispiel aufgrund einer Dehnratenabhängigkeit unterscheiden.

Abb. 2.1 b) zeigt das Schwingungsverhalten eines SDOF Systems unter frei abklingender Schwingung. Dieses Schwingungsverhalten wird mit sogenannten Ausschwingversuchen bestimmt. Das logarithmische Dekrement

$$\Delta = \frac{1}{N} \ln \frac{W_n}{W_{n+N}} \quad (2.3)$$

ist definiert über die Abnahme der  $n$ -ten bis  $(n+N)$ -ten Amplitude  $W$ . Das gleiche Diagramm kann das Schwingungsverhalten einer sich ausbreitenden, abklingenden Welle beschreiben. Dieses Verhalten kann zum Beispiel bei einer ausreichend großen, kontinuierlich gedämpften Platte, mit lokaler harmonischer Anregung auftreten. Die laufenden Wellen nehmen von der Anregung aus an Amplitude ab. Somit wird das Dämpfungsverhalten nicht wie beim logarithmischen Dekrement über der Zeit, sondern über dem Weg gemessen. Nach Cremer [5] kann die Dämpfung

$$\Delta_D = \frac{D' \lambda}{13,6} \quad (2.4)$$

mit

$$D'(x_1 - x_0) = 10 \log \left( \frac{v_0^2}{v_1^2} \right) \quad (2.5)$$

über die Wellenlänge  $\lambda$  berechnet werden, wobei  $v_0$  und  $v_1$  die Geschwindigkeiten senkrecht zur Ausbreitungsrichtung bei den Positionen  $x_0$  und  $x_1$  darstellen. Der Faktor 13,6 ergibt sich aus der Überführung der Ursprungseinheit Neper in das Decibelmaß mit  $\frac{\pi}{2} \text{Np} = 13,6 \text{dB}$ .

Ein weiteres Dämpfungsmaß, dessen Systemverhalten in Abb. 2.1 c) dargestellt ist, kann mit einer erzwungenen Schwingung im Resonanzbereich bestimmt werden. Die sog. modale Dämpfung

$$\eta = \frac{\omega_2 - \omega_1}{\omega} \quad (2.6)$$

kann durch die Resonanzfrequenz  $\omega$  bei der die Amplitude maximal ist und den Frequenzen  $\omega_2$  und  $\omega_1$ , bei der die Amplitude um den Faktor  $1/\sqrt{2}$  abgenommen hat, definiert werden. In einer dB Auftragung der Amplitude entspricht dies einer Abnahme um ca. 3 dB, weswegen die Methode häufig als *3 dB Methode* bezeichnet wird. Unter der Annahme von kleinen Dämpfungen  $\tan(\delta) \ll 1$  können alle eingeführten Dämpfungswerte miteinander verglichen werden und es gilt [5–7]:

$$\tan(\delta) \approx \frac{2\Delta}{\pi} \approx \Delta_D \approx \eta. \quad (2.7)$$

Dies stellt einen wichtigen Zusammenhang dar, um die Ergebnisse verschiedener Versuche miteinander vergleichen zu können. Neben dem mechanischen Verhalten als Folge der inhärenten Dämpfung, ist auch die Frage nach dem Ursprung der Dämpfung und den damit verbundenen Dissipationsmechanismen ein Punkt der zunächst näher behandelt werden soll.

Nach Nashif et al. [8] kann prinzipiell zwischen materiellem und nicht materiellem Ursprung der Dämpfung unterschieden werden. Beispiele für nicht materielle Dämpfung sind Energieverluste durch Schallabstrahlung in Luft oder anderen Medien sowie Reibungsverluste durch Coulombsche Reibung. Schallabstrahlung wird in den meisten Fällen vernachlässigt, obwohl sie bei sehr geringen Verlustfaktoren und ausreichend großen Amplituden einen deutlichen Einfluss haben kann [9]. Reibungsverluste hingegen können auch bei stark gedämpften Strukturen erhebliche Anteile an der Dämpfung eines Materials oder einer Baugruppe aufweisen. Vor allem Fügstellen in Strukturen, die in Differentialbauweise aufgebaut sind, können die Reibverluste der Materialdämpfung oftmals übersteigen, wenn keine zusätzlichen Maßnahmen zur Erhöhung der Materialdämpfung angewendet wird [10]. Reibungsverluste können jedoch auch durch Delaminationen oder Risse infolge von Schädigung auftreten. Energiedissipation dieser Art soll im Rahmen dieser Arbeit nur am Rande betrachtet werden, da Schädigung und Imperfektionen nicht Bestandteil

der experimentellen Charakterisierung und analytischen Dämpfungsmodellierung waren.

## **2.2 Charakterisierungsmethoden für Materialdämpfung**

Wie in Kap. 2.1 dargestellt, lassen sich die unterschiedlichen Dämpfungskennwerte unter bestimmten Voraussetzungen ineinander überführen. Damit können verschiedene Charakterisierungsmethoden miteinander verglichen werden. Es eignen sich jedoch nicht alle Methoden zur Bestimmung von Verlustfaktoren in unterschiedlichen Größenordnungen. Somit muss je nach Material oder gewünschtem Frequenz- und Temperaturbereich eine geeignete Charakterisierungsmethode gewählt werden, um eine möglichst exakte Bestimmung der Verlustfaktoren zu gewährleisten. Die Charakterisierungsmethoden können nach den in Abb. 2.1 dargestellten Systemantworten unterschieden werden.

### **2.2.1 Dynamisch-mechanische Analyse**

Für Materialien mit einem niedrigen E-Modul im Bereich der unverstärkten Polymere kommt häufig eine Charakterisierung im subresonanten Bereich mittels dynamisch-mechanischer Analysen (DMA) zum Einsatz [11]. Diese Methode eignet sich besonders, um stark dämpfende Materialien zu untersuchen. Wird der Verlustfaktor jedoch sehr klein, wird auch der Phasenversatz zwischen Dehnungs- und Spannungssignal gering, wodurch die Bestimmung des Verlustwinkels fehleranfällig wird. Eine bessere Methode ist dann die Bestimmung des Verlustfaktors über eine Auswertung der Hysteresefläche wie in Abb. 2.1 a) dargestellt. Nach Lakes [4] sind damit Verlustfaktoren bis ca.  $\tan(\delta) \approx 0,01$  auflösbar. Moderne, kommerziell erhältliche DMA-Prüfsysteme können sogar

Verlustfaktoren bis zu  $\tan(\delta) \approx 0,0001$  auflösen [12, 13]. Neben der Limitierung bei kleinen Verlustfaktoren gibt es jedoch auch eine Frequenzlimitierung dieser Prüfmethode. Da DMA unter Resonanz kein korrektes Kraftsignal aufzeichnen können, stellt die erste Eigenfrequenz der Prüfkette die Limitierung der Frequenz dar. Zwar kann auch oberhalb dieses Bereichs gemessen werden, wenn keine weiteren Resonanzfrequenzen auftreten, es muss jedoch immer ein ausreichender Abstand zu den Eigenfrequenzen gewährleistet sein. Dies macht eine Prüfung meist bis maximal 200 Hz praktikabel. Ein Vorteil der Prüfung mittels DMA liegt in der exakten Vorgabe der Prüffrequenz und Amplitude. Da die Prüfungen meist dehnungs- oder wegkontrolliert durchgeführt werden, ist sichergestellt, dass die Probe auch bei veränderter Steifigkeit die gleiche Dehnung erfährt. [14, 15]

### 2.2.2 Modalanalyse

Für sehr schwach gedämpfte Materialien eignen sich Modalanalysen, bei denen das Schwingungsverhalten im Resonanzbereich charakterisiert wird. Dazu können sowohl frei abklingende Schwingungen, als auch die Amplitudenüberhöhung unter erzwungener Anregung charakterisiert werden. Bei frei abklingenden Schwingungen werden häufig zusätzliche Massen benutzt, um die Eigenfrequenz des Systems zu beeinflussen. Damit kann die Prüffrequenz in einem bestimmten Bereich, üblicherweise von 0,1 Hz bis 10 Hz, eingestellt werden [16]. Sie ist jedoch meist nach oben hin ebenfalls auf die erste Eigenfrequenz limitiert. Zur Auswertung von höheren Resonanzfrequenzen werden klassische Modalanalysen angewendet, bei denen die Vibrationsantwort des Zeitsignals über die Fourier-Transformation in den Frequenzbereich überführt wird. Bei einer konstanten Anregungsamplitude ist es ausreichend die Vibrationsantwort auszuwerten. Bei variierenden Anregungen muss die Übertragungsfunktion, die das Schwingungsverhalten der Vibrationsantwort in Bezug zur Anregung setzt, gebildet werden [17]. Im Gegensatz zur Charakterisierung

mittels DMA sind bei Modalanalysen die Schwingamplituden der einzelnen Eigenfrequenzen nicht gleich, sondern nehmen zu höheren Frequenzen meist schnell ab. Auch die Lage der Eigenfrequenzen und damit die Frequenz, bei der eine Kennwertermittlung stattfinden kann, ist nicht frei wählbar, sondern auf die Eigenfrequenzen des Systems beschränkt. Ändert sich zum Beispiel der E-Modul der charakterisierten Probe, ändert sich auch die Eigenfrequenz. Jede Eigenfrequenz hat außerdem eine charakteristische Schwingmode, in der das geprüfte Bauteil bei dieser Frequenz schwingt. Dies kann zur Folge haben, dass sich einer Frequenzabhängigkeit eine zusätzliche Modenabhängigkeit überlagert, die berücksichtigt werden muss. Trotz der höheren Komplexität im Vergleich zur DMA werden Modalanalysen häufig angewendet, um frequenz- und modenspezifische Verlustfaktoren von schwach gedämpften Materialien zu charakterisieren. Ebenfalls eignen sie sich, um große Strukturen zu untersuchen, die mit Standardversuchen nicht zu charakterisieren sind. Vor allem bei höheren Resonanzen treten Eigenfrequenzen oft in sehr geringen Abständen zueinander auf. Damit sind bestimmte Vereinfachungen, die ein SDOF System beschreiben und eine Bestimmung der modalen Dämpfung mittels der 3 dB Methode ermöglichen, nicht mehr gültig. Dies kann bei sehr stark gedämpften Systemen der Fall sein, bei denen sich die Beeinflussung von benachbarten Moden über einen breiteren Frequenzbereich erstrecken kann. Um die modale Dämpfung der einzelnen Moden richtig zu bestimmen, werden Mehrfreiheitsgradansätze angewendet, die die Kopplung von benachbarten Resonanzen berücksichtigen. Dabei werden die  $n$  Dämpfungswerte der  $n$  Eigenfrequenzen durch ein Fitverfahren unter Berücksichtigung aller Resonanzfrequenzen im gewählten Frequenzbereich ermittelt. Das kann zum Beispiel mit einem sog. rational fraktionellem Polynomansatz umgesetzt werden [18]. Bei schwach gedämpften Materialien muss im Gegensatz dazu gewährleistet sein, dass keine zu starke Beeinflussung durch die Lagerung der Proben, die zu einer zusätzlichen Dämpfung führen kann, vorliegt. Um eine freie Schwingung der Probekörper zu ermöglichen, werden diese dafür oft an dünnen Fäden mit einer

geringen Steifigkeit frei aufgehängt, oder mit einer möglichst steifen Einspannungen eine definierte Lagerung vorgegeben. [4, 18, 19]

### 2.3 Dämpfung im Leichtbau

Primäres Ziel des Leichtbaus ist es, bewegte Massen zu reduzieren, um Energie und Ressourcen einzusparen. Die stetige Optimierung der dichtetpezifischen mechanischen Eigenschaften führt oftmals zu verschlechterten Dämpfungseigenschaften aufgrund geringerer Verlustfaktoren. Um dies zu verdeutlichen, ist in Abb. 2.2 ein Werkstoffauswahldiagramm des spezifischen E-Moduls über dem mechanischen Verlustfaktor  $\tan(\delta)$  für unterschiedliche, homogene Materialien dargestellt. Es ist ein deutlicher Zusammenhang der Dämpfungseigenschaften mit dem Leichtbaupotential eines Materials zu erkennen. Ein

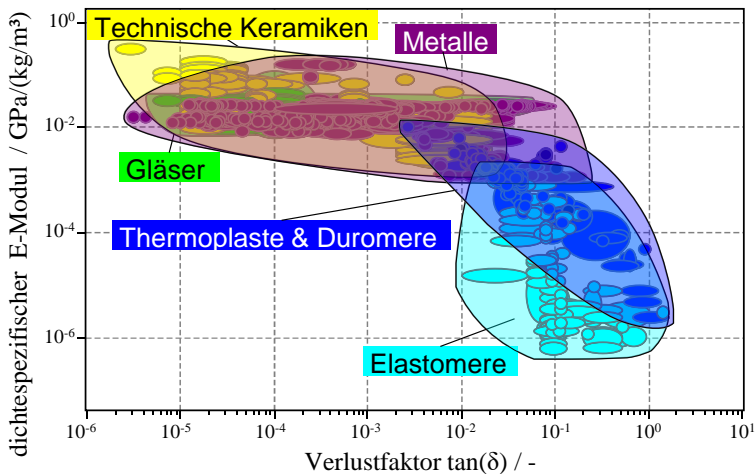


Abbildung 2.2: Ashby Diagramm des dichtetpezifischen E-Moduls über dem mechanischen Verlustfaktor  $\tan(\delta)$  für homogene Materialien [20].



hoher spezifischer E-Modul kann nur mit geringem Verlustfaktor erreicht werden. Daraus ergeben sich zum einen schlechtere Komforteigenschaften für den Anwender, aber auch die Lebensdauer von Bauteilen oder die Präzision in der Anwendung leiden unter einer erhöhten Vibration durch mangelnde Dämpfung im Resonanzbereich.

Um aus der großen Bandbreite das geeignetste Material auszuwählen, gibt es sog. Werkstoffauswahlindizes. Diese ermöglichen es die Materialien nach ihrer Eignung für einen bestimmten Belastungsfall unter der Berücksichtigung der Querschnittsgeometrie und der Randbedingungen zu sortieren. Nach Cebon und Ashby [21] lassen sich zwei Fälle unterscheiden, die einer Materialauswahl für eine möglichst geringe Vibrationsamplitude infolge einer harmonischen Anregung zugrunde liegen. Unterhalb der ersten Eigenfrequenz ist das Dämpfungsverhalten, unabhängig vom Verlustfaktor, vom Abstand der Anregungsfrequenz zur ersten Eigenfrequenz abhängig (vgl. Abb. 2.1 c). Damit lässt sich die Vibrationsamplitude minimieren indem die erste Eigenfrequenz maximiert wird. Dies kann bei einem Biegebalken zum Beispiel durch eine Erhöhung der Biegesteifigkeit oder Verringerung der Dichte erfolgen. Mögliche Werkstoffauswahlindizes wurden von Cebon und Ashby [21] bestimmt und

Tabelle 2.1: Zu maximierender Werkstoffauswahlindex  $M_u$  zur Maximierung der ersten Eigenfrequenz. Nach [20, 21].

Geometrie	feste Variable	freie Variable	Werkstoffauswahlindex $M_u \uparrow$
Zugstab	Länge	Fläche	axiale Vibration: $\left(\frac{E}{\rho}\right)^{1/2}$
Balken	Länge	Fläche	Biegevibration: $\left(\frac{\sqrt{E}}{\rho}\right)^{1/2}$
Platte	Länge, Breite	Dicke	Biegevibration: $\left(\frac{E^{1/3}}{\rho}\right)^{1/2}$

sind in Tab. 2.1 für drei unterschiedliche Lastfälle dargestellt. Der Exponent  $1/2$  hat auf die Maximierung der Eigenfrequenz zwar keine Auswirkung, bei einer breitbandigen Anregung beeinflusst er die Materialauswahl hingegen schon. Dies wird nachfolgend betrachtet.

Ist das Anregungssignal breitbandig, hat auch die Dämpfung und die Art des Anregungssignals Einfluss auf die maximale Vibrationsamplitude. Das Auswahlprozedere ist in Abb. 2.3 dargestellt. Je nach Anregungsspektrum ergibt sich eine unterschiedliche Auswahlgerade, die durch die Konstante  $k$  definiert ist. Je höher der Wert  $k$  ist, desto höher ist der Einfluss von niedrigeren Frequenzen, bis zu  $k = \infty$ , was dem subresonanten Fall entspricht.  $M_u$  entspricht dem Werkstoffindex für die minimale Vibrationsamplitude im subresonanten Fall.  $\eta$  ist der Verlustfaktor des Materials und  $M_d$  stellt den Werkstoffauswahlindex für den Resonanzfall dar.

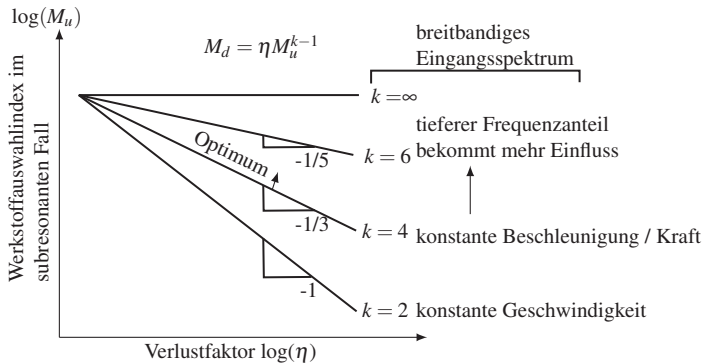


Abbildung 2.3: Werkstoffauswahlindex  $M_d$  für breitbandige Anregung und minimaler, mittlerer Vibrationsamplitude unter Resonanz mit dem Verlustfaktor  $\eta$ .  $k = 2$ : konstante Geschwindigkeit über der Frequenz;  $k = 4$ : konstante Beschleunigung/Kraft über der Frequenz;  $k > 4$ : höhere Frequenzen haben weniger Einfluss;  $k = \infty$ : entspricht subresonantem Fall. Nach Cebon und Ashby [21].

Abb. 2.2 verdeutlicht den breiten Bereich der Dämpfung in verschiedenen Materialien, die sich ebenfalls wie der spezifische E-Modul über mehr als fünf

Größenordnungen erstreckt. Nachfolgend soll die Dämpfung in den drei Gruppen der Metalle, technischen Fasern und der Polymere näher betrachtet werden, da diese Bestandteil des hybriden Materialsystems dieser Arbeit sind. Der Fokus liegt dabei auf den Polymeren und den daraus hergestellten Hybriden, die im Vergleich zu den Metallen und Fasern einen deutlich höheren Verlustfaktor aufweisen können. Dabei soll die in Abb. 2.4 dargestellte Definition von Verbundwerkstoffen, Werkstoffverbunden und hybriden Werkstoffverbunden nach Henning et al. [22] genutzt werden. Werkstoffe die mit dem bloßen Auge (makroskopisch) homogen erscheinen, unter dem Mikroskop jedoch inhomogen in eine Matrix und Verstärkungsphase unterschieden werden können, werden als Verbundwerkstoffe bezeichnet. Können makroskopisch bereits verschiedene Phasen erkannt werden, wird dies als Werkstoffverbund benannt. Makroskopisch und mikroskopisch inhomogene Materialien werden als hybrider Werkstoffverbund bezeichnet. Insbesondere für hybride Werkstoffe gilt es nach Ashby [23] die Materialien bei der Hybridisierung so zu kombinieren, dass die resultierenden Eigenschaften des Verbundes besser als die Summe der einzelnen Materialien sind.

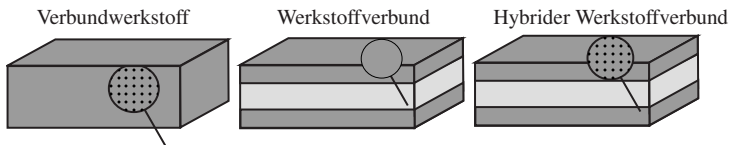


Abbildung 2.4: Definition von hybriden Werkstoffen. a) makroskopisch homogen, mikroskopisch inhomogen; b) makroskopisch inhomogen, mikroskopisch homogen; c) makroskopisch inhomogen, mikroskopisch inhomogen. Nach Henning et al. [22].

## 2.4 Dämpfung in Metallen

Die Dämpfungswerte von Metallen können sich, wie in Abb. 2.2 zu sehen ist, über einen breiten Bereich erstrecken, liegen jedoch meist deutlich unter den

Werten von Polymeren. Obwohl Metalle bei kleinen Dehnungen oftmals als linear elastisch angenommen werden, so treten auch hier dissipative Mechanismen auf, was zu einem nichtlinearen Materialverhalten führt. Das Dämpfungsverhalten ist durch atomare Vorgänge, die zu innerer Reibung führen, bedingt. Dämpfungswerte für eine EN AW-2024 Legierung sind in Tab. 2.2 aus verschiedenen Veröffentlichungen zusammengetragen. Diese Legierung kommt auch im Rahmen dieser Arbeit zum Einsatz. Sie findet häufig in Werkstoffverbunden oder hybriden Werkstoffverbunden wie den FML Verwendung [24]. Obwohl alle Kennwerte in Tab. 2.2 auf den Verlustfaktor  $\tan(\delta)$  umgerechnet wurden und somit in einem ähnlichen Bereich liegen sollten, sind Unterschiede von mehreren Größenordnungen zu erkennen. Hieraus lässt sich ableiten, wie komplex die Dämpfungsmessung bei schwach gedämpften Materialien sein kann. Nach Lakes [4] sind für Aluminium Verlustfaktoren im Bereich von  $0,0001 < \tan(\delta) < 0,001$  zu erwarten. In der Metastudie von Zhang et al. [25], in der Ergebnisse aus zehn verschiedenen Quellen zusammengetragen sind, zeigt sich eine Spannbreite des Verlustfaktors  $\eta$  für eine EN AW-6061 Legierung von  $0,5 \cdot 10^{-3}$  bis  $5,8 \cdot 10^{-3}$ . Dies spiegelt ebenfalls die generelle Problematik der Dämpfungskennwertbestimmung bei schwach gedämpften Materialien wieder.

Tabelle 2.2: Dämpfungsdaten EN AW-2024, Randbedingungen des Balkens: eingespannt-frei (EF). Die angegebenen Dämpfungskennwerte sind auf den  $\tan(\delta)$  umgerechnet.

Quelle	Al-Legierung	Prüfmethode	$\tan(\delta)$
[26]	EN AW-2024 T3	Ausschwingv. Balken EF	0,0210
[27]	EN AW-2024 T3	Ausschwingv. Balken EF	0,0124
[25]	EN AW-2024 T4	k.A.	0,0025
[28]	EN AW-2024 T3	Modalanalyse Balken EF	0,0009

## 2.5 Dämpfung in technischen Fasern

Die wichtigsten Verstärkungsfasern für den strukturellen Leichtbau, sind Kohlenstoff-, Glas- und Aramidfasern [29]. Untersuchungen zu Verlustfaktoren dieser Fasern sind jedoch kaum in der Literatur vorhanden. Eine Übersicht von Prüfmethoden mit denen hauptsächlich Verlustfaktoren von polymeren Fasern gemessen wurden, ist in Ferry [30] zu finden. Während Leaderman [31] das Kriech- und Relaxationsverhalten von hochpolymeren Fasern untersuchte, bieten andere Prüfaufbauten die Möglichkeit der Bestimmung von Verlustfaktoren unter freien Vibrationen im Frequenzbereich von 0,04 Hz bis 20 Hz [32, 33]. Weitere Möglichkeiten zur Bestimmung des dynamischen Moduls und des Verlustfaktors von einzelnen Fasern bei erzwungener Schwingung bis zu Frequenzen von 1400 Hz wurden von Dunhell et al. [34] sowie Kawai et al. [35] an verschiedenen polymeren Fasern und Metalldrähten aufgezeigt. Obwohl eine Vielzahl an Untersuchungen zu polymeren Fasern vorliegen, wurden Kohlenstoff- oder Glasfasern weitaus weniger auf ihre Dämpfungseigenschaften untersucht. Dies ist mitunter durch deren untergeordnete Rolle hinsichtlich des Dämpfungsverhaltens in einem faserverstärkten Kunststoff (FVK) begründet. Einige Literaturwerte zu Verlustfaktoren von Glas- und Kohlenstofffasern sind in Tab. 2.3 zusammengefasst. Es ergeben sich auch hier sehr große Streubereiche der Werte, wobei in keiner Quelle die Prüfmethode zur Bestimmung des Verlustfaktors beschrieben ist. Generell ist davon auszugehen, dass Kohlenstofffasern, durch ihren anisotropen Aufbau, der zu anisotropen Steifigkeiten längs oder quer zur Faserachse führt, auch anisotrope Verlustfaktoren aufweisen [38]. Modellierungen des Materialverhaltens von FVK mit vernachlässigter Dämpfung der Fasern zeigen jedoch meist befriedigende Ergebnisse [39, 40]. Im Vergleich des Einflusses von verschiedenen Fasern in FVK zeigen unidirektional (UD) verstärkte Kunststoffe mit Aramidfasern bei gleichem Volumengehalt einen höheren E-Modul und eine höhere Dämpfung als UD-glasfaserverstärkte Kunststoffe (GFK) [41]. Dies erstreckt sich über eine beliebige Faserorientierung zwischen paralleler ( $0^\circ$ ) oder orthogonaler ( $90^\circ$ )

Tabelle 2.3: Verlustfaktoren für Kohlenstoff- (C) und Glasfasern (G). HM: Hochmodul, UHM: Ultrahochmodul, HT: Hochfest.

Faser	$\eta/-$	Quelle
C-HM, -UHM, -HT	$10^{-5}$ bis $2 \cdot 10^{-5}$	[20]
C	$1 \cdot 10^{-3}$	[36]
C-HM	$1,5 \cdot 10^{-3}$	[37]
G	$1,75 \cdot 10^{-3}$	[37]
G	$0,1 \cdot 10^{-3}$ bis $16 \cdot 10^{-3}$	[25]

Ausrichtung der Fasern bezogen auf die Belastungsrichtung. Der Vergleich von UD-GFK und UD-kohlenstofffaserverstärktem Kunststoff (CFK) zeigt einen höheren E-Modul des CFK in 0°-Richtung, jedoch auch eine geringere Dämpfung [42]. Die Unterschiede im Dämpfungsverhalten von 0°-GFK und 0°-CFK werden den unterschiedlichen Fasersteifigkeiten zugeordnet. GFK erfährt demnach bei konstanter Kraft eine höhere Dehnung der Matrix und es wird mehr Energie dissipiert [38]. Weitere Einflüsse von unterschiedlichen Faserorientierungen werden in Kap. 2.7.1 behandelt, das das Dämpfungsverhalten von FVK beschreibt.

## 2.6 Dämpfung in Polymeren

Polymere besitzen durch ihren atomaren Aufbau, der eine starke Umlagerung der Makromoleküle ermöglicht, hervorragende Dämpfungseigenschaften. Dadurch werden sie in unterschiedlichen industriellen Anwendungen wie dem Automobilbau oder der Luft- und Raumfahrt, als Dämpfungsmaterial eingesetzt [43–46]. Wie in Abb. 2.2 zu sehen ist, weisen die Polymere, die sich

grundsätzlich in die drei Hauptgruppen Thermoplaste, Duomere und Elastomere unterteilen lassen, mit die höchsten Verlustfaktoren aller technisch relevanten Materialien auf. Gleichzeitig kommen sie durch ihre limitierte Steifigkeit und Festigkeit häufig nur in Verbindung mit einer verstärkenden Phase als Konstruktionswerkstoff zum Einsatz.

Polymere weisen allesamt viskoelastisches Materialverhalten auf. Dieses besteht je nach Temperatur, Frequenz und Werkstoff zu unterschiedlichen Anteilen aus elastischem, viskoelastischem und viskosem Anteil und kann mit dem in Abb. 2.5 dargestellten Vier-Parametermodell angenähert werden. Das exakte viskoelastische Materialverhalten von realen Polymeren kann jedoch nicht in voller Gänze mit diesem Modell abgebildet werden, weswegen kompliziertere Modelle in generalisierter Form vorgeschlagen wurden (Generalisiertes Maxwell, Kelvin, Voigt Kelvin oder Wiechert Model) [47]. Für eine phänomenologische Beschreibung des Dämpfungsverhaltens von Polymeren ist das vereinfachte Vier-Parametermodell jedoch ausreichend.

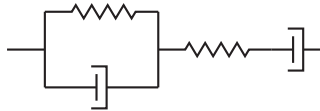


Abbildung 2.5: Vier-Parameter Modell zur Beschreibung des Materialverhaltens eines elastischen/ viskoelastischen / viskosen Kunststoffes [47].

Der temperaturabhängige Verlauf des Speichermoduls und des Verlustfaktors ist exemplarisch für die drei Hauptgruppen der Polymere in Abb. 2.6 dargestellt. Für die Thermoplasten ist zusätzlich eine Unterscheidung zwischen einem amorphen und einem teilkristallinen Kunststoff eingezeichnet (Polymethylmethacrylat (PMMA): amorph; Polypropylen (PP): teilkristallin). Um eine bessere Übersichtlichkeit zu gewährleisten, wurde auf die Darstellung des Verlustmoduls verzichtet.

Alle Kunststoffe zeigen mit ansteigender Temperatur einen charakteristischen Abfall des Speichermoduls, der sich aus einer größeren Beweglichkeit der

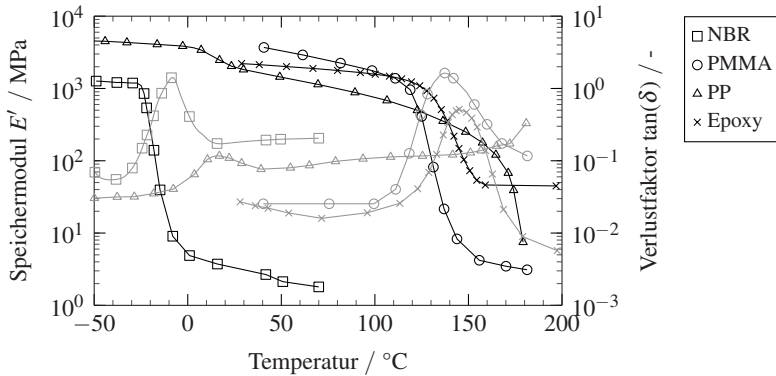


Abbildung 2.6: DMA Messung des Speichermoduls ( $E'$ ) und Verlustfaktors  $\tan(\delta)$  über der Temperatur für verschiedene Polymere. Elastomer: Nitrilkautschuk (NBR); amorpher Thermoplast: Polymethylmethacrylat (PMMA); teilkristalliner Thermoplast: Polypropylen (PP). Duromer: Epoxidharz (Epoxy); Nach [48–50].

Makromoleküle durch einen Anstieg des freien Volumens ergibt. Bei sehr tiefen Temperaturen ist eine Umlagerung hingegen nicht möglich. Wird der Kunststoff in diesem Temperaturbereich zyklisch belastet, so wird die Energie durch eine Dehnung der atomaren Bindungen elastisch aufgenommen. Im Vier-Parametermodell besitzen die Dämpfer dann eine sehr hohe Steifigkeit wodurch die Verformung dieser Elemente verhindert wird. Bei zunehmender Temperatur können sich erste Bereiche der Makromoleküle (zum Beispiel Seitenketten), die nur über schwache Wechselwirkungen zu anderen Makromolekülen gebunden sind, bewegen. Damit wird die Energie einer zyklischen Verformung zu kleinen Teilen in Wärme umgewandelt und dissipiert. In der schematischen Darstellung der Dämpfungsphänomene in Abb. 2.1 a) bildet sich eine zunehmende Hysteresefläche aus. Mit Erhöhung der Temperatur steigen damit Verlustfaktor und Verlustmodul an. Dies setzt sich bei weiterer Erwärmung fort bis sich fast alle Kettensegmente mit der aufgebracht Frequenz bewegen. Bei weiterer Erwärmung kommt es zu einem starken Abfall



des Speichermoduls und der Verlustmodul durchläuft ein Maximum. Bei dieser Temperatur entspricht die Relaxationszeit, die das Material benötigt bis die Spannung unter konstanter Dehnung um den Faktor  $1/e$  abgefallen ist, genau dem Inversen der Anregungsfrequenz [48]. Bei weiterer Erwärmung durchläuft auch der Verlustfaktor ein Maximum. Diese Temperatur wird, falls nicht anders angegeben, im Rahmen dieser Arbeit als Glasübergangstemperatur  $T_g$  bezeichnet. Die Ausrichtung der Polymerketten entlang der aufgebrachtten Spannung bewirkt eine Entropieabnahme, die bei Entlastung zu einer reversiblen Verformung führt. Bei weiterer Erwärmung läuft eine Relaxation durch zunehmende Kettenbeweglichkeit immer schneller ab, wodurch Speichermodul, Verlustmodul und Verlustfaktor abfallen. Nicht über Primärbindungen vernetzte Thermoplasten kommen bei weiterer Erwärmung in den viskosen Bereich, wenngleich dieser Bereich für Dämpfungsanwendungen kaum Relevanz besitzt. [48]

Abgesehen von der Temperatur des Glasübergangsbereichs unterscheiden sich auch die Absolutwerte der Verlustfaktoren der unterschiedlichen Kunststoffe außerhalb dieses Bereichs deutlich (siehe Abb. 2.6). Für Dämpfungsanwendungen spielen Elastomere meist eine wichtige Rolle, da sie mit die höchsten Verlustfaktoren aller Polymere aufweisen [48]. Eine Behandlung dieser Materialklasse für Vibrations- und Dämpfungsanwendungen erfolgt in Kap. 2.6.2. Die in Abb. 2.6 dargestellten DMA Kurven wurden mit klassischen DMA Prüfmaschinen bestimmt, die mit einer erzwungenen, harmonischen Verformung und der daraus resultierenden Kraftantwort unterhalb der ersten Eigenfrequenz der Kraftmesskette arbeiten. Um dieser Frequenzlimitierung zu entgehen, wird bei Polymeren häufig das von Williams, Landel und Ferry [51] eingeführte Prinzip der Temperatur-Zeit-Analogie (TZA) angewendet.

## 2.6.1 Temperatur-Zeit-Analogie

Das Prinzip der TZA beruht darauf, dass viskoelastische Relaxationsmechanismen sowohl zeit- als auch temperaturabhängig sind und diese ineinander

umgerechnet werden können. Dies ist sowohl für eine Charakterisierung im Frequenzbereich, beispielsweise durch DMA, als auch im Zeitbereich, beispielsweise durch Kriech- oder Relaxationsversuche, anwendbar. Damit können Materialdaten, die in einem limitierten Frequenzbereich bei unterschiedlichen Temperaturen bestimmt wurden, in einen erweiterten Frequenzbereich überführt werden, der außerhalb des experimentell bestimmten Frequenz- und Zeitbereichs liegt. In ihrer einfachsten Form werden dabei nach Ferry [30] nur horizontale Verschiebungen auf Modul- und Verlustfaktorkurven angewendet. Dazu werden die Daten über der logarithmischen Erregerfrequenz aufgetragen und verschoben, sodass sich eine durchgängige sog. Masterkurve ergibt. Diese wird über der sog. reduzierten Frequenz aufgetragen. Das Verschiebungsprinzip unter der Anwendung von horizontalen und/oder vertikalen Verschiebungsfaktoren (VF) ist schematisch in Abb. 2.7 dargestellt.

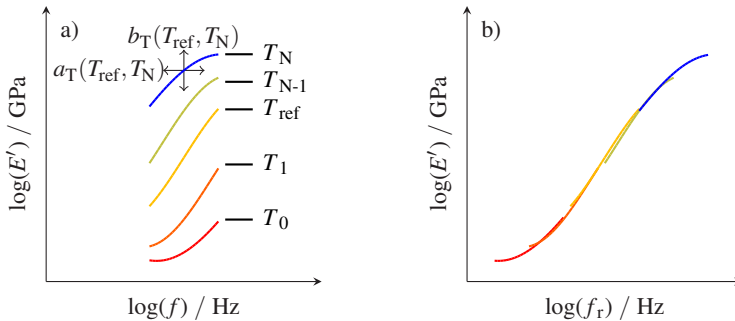


Abbildung 2.7: Erstellung einer Masterkurve durch Verschiebung der isothermen Frequenzsweeps mit Hilfe von horizontalen ( $a_T$ ) und vertikalen ( $b_T$ ) VF. Temperatur:  $T_N < T_{N-1} < T_{ref} < T_1 < T_0$ . a) Isotherme Frequenzsweeps über dem experimentell geprüften Frequenzbereich. b) Masterkurve aus der verschobenen Kurven über der reduzierten Frequenz.

Das Prinzip wurde auf viele verschiedene Polymere angewendet und der Zusammenhang der horizontalen VF ist durch die sog. WLF-Gleichung repräsentiert [51]:

$$\log(a_T) = \frac{-C_1(T - T_{ref})}{C_2 + T - T_{ref}}. \quad (2.8)$$

Die Konstanten  $C_1$  und  $C_2$  sind werkstoffabhängig, wobei sie für eine Vielzahl von polymeren Werkstoffen bereits bestimmt wurden und sich meist im Bereich von  $C_1 = 15$  bis 26 und  $C_2 = 20^\circ\text{C}$  bis  $130^\circ\text{C}$  befinden [52]. Die oftmals als rein empirisch bezeichnete Formel kann auch aus der Theorie des freien Volumens hergeleitet werden, wodurch den Konstanten auch physikalische Bedeutung zukommt [53]. Neben dem WLF-Ansatz können die horizontalen VF auch mit einem Arrhenius Zusammenhang

$$\log(a_T) = \frac{E_0}{R} \left( \frac{1}{T} - \frac{1}{T_{ref}} \right) \quad (2.9)$$

mit Hilfe der Aktivierungsenergie  $E_0$  und der Gaskonstante  $R$  beschrieben werden [54].

Vertikale VF sind meist nur sehr klein. Die vertikale Verschiebung ist auf eine Dichteänderung des Polymers infolge der Temperaturänderung zurück zu führen. Nach Dealy et al. [55] kann die vertikale Verschiebung  $b_T$

$$\log(b_T) = \log\left(\frac{T_{ref}\rho_{ref}}{T\rho}\right) \quad (2.10)$$

als Verhältnis zwischen den Produkten aus Referenztemperatur und der zugehörigen Dichte sowie aktueller Temperatur und Dichte bestimmt werden. Die Vertikalverschiebung zeigt jedoch meist nur deutlich geringeren Einfluss als die horizontale Verschiebung und wird deswegen häufig vernachlässigt. Die Methodik kann sowohl im Frequenzbereich als auch im Zeitbereich angewendet werden, um Kriechmasterkurven des Langzeitverhaltens zu erstellen [56, 57]. Neben dem von Williams et al. [51] entwickelten horizontalen

Verschiebungsansatz, gibt es eine Vielzahl weiterer Modelle, die eine TZA bei Polymeren möglich machen sollen. Diese müssen nach dem vorliegenden Materialverhalten ausgewählt werden. Dafür wird häufig zwischen thermorheologisch simplem und thermorheologisch komplexem Materialverhalten unterschieden.

### **2.6.1.1 Thermorheologisch simples Materialverhalten**

Weisen alle frequenz- bzw. zeitabhängigen Relaxationsmechanismen des Polymers dieselbe Temperaturabhängigkeit auf, wird von thermorheologisch simplem Materialverhalten gesprochen [58]. Das bedeutet, dass eine Änderung der Frequenz gleichbedeutend mit einer Änderung der Temperatur ist, da sich die Änderung der Temperatur und Frequenz auf alle Relaxationsmechanismen gleich auswirkt. Dies ist oftmals der Fall, wenn der Glasübergang des Kunststoffes der Erweichung eines bestimmten Kettensegmentes des Makromoleküls zugeordnet werden kann und sich damit ein einzelner Verlustfaktorpeak im Temperatursweep bei konstanter Frequenz ergibt [52]. Kann eine durchgängige Masterkurve erstellt werden indem auf die gesamte Isotherme der gleiche horizontale und/oder vertikale VF angewendet wird, so liegt thermorheologisch simples Materialverhalten vor. Damit können die VF sowohl auf den Speichermodul, den Verlustmodul und den Verlustfaktor angewendet werden und gelten somit universell für das Material.

### **2.6.1.2 Thermorheologisch komplexes Materialverhalten**

Müssen neben den horizontalen Verschiebungen zusätzlich vertikale Verschiebungen durchgeführt werden, oder kann eine durchgängige Kurve nicht mit einem Satz an temperaturabhängigen VF generiert werden, wird dies als thermorheologisch komplex bezeichnet [55]. Dies kann dazu führen, dass eine TZA der DMA das reale Materialverhalten nicht korrekt abbilden kann. Dies ist häufig der Fall, wenn mehr Relaxationsmechanismen sich überlagern, die

nicht dieselbe Temperatur- und Frequenzabhängigkeit aufweisen. Eine Möglichkeit der Prüfung auf thermorheologisch komplexes Materialverhalten kann durch eine temperaturunabhängige Auftragung des komplexen Moduls geschehen. Es existieren in der Literatur drei verschiedene Ansätze, bei denen entweder der Verlustfaktor über dem Speichermodul (Wicket-Diagramm), der Verlustmodul über dem Speichermodul (Cole-Cole-Diagramm) oder der Verlustfaktor bzw. Verlustwinkel über dem Betrag des komplexen Moduls (van Gorp-Palmen-Diagramm) dargestellt wird [17, 59, 60]. Alle diese Auftragungen haben gemeinsam, dass sich bei thermorheologisch simplem Materialverhalten aus den Frequenzsweeps bei unterschiedlichen Temperaturen ein durchgängiger Kurvenverlauf ergibt. Dieser folgt meist einem umgedrehten U. Die schematische Darstellung eines Wicket Diagramms für ein thermorheologisch simples Material ist in Abb. 2.8 a) dargestellt. Mit Hilfe des Diagramms können auch systematische und zufällige Fehler, die eine Abweichung vom theoretisch zu erwartenden Verlauf darstellen, erkannt werden. Das Verhalten eines Polymerblends ist in Abb. 2.8 b) dargestellt. Die drei Peaks deuten auf unterschiedliche Relaxationsmechanismen hin. Diese können sich aus dem

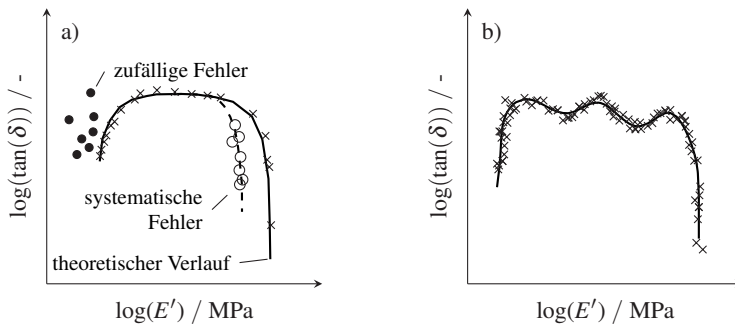


Abbildung 2.8: Schematische Darstellung von Wicket-Diagrammen. a) Verlauf bei nur einem Relaxationsmechanismus. Unterscheidung von systematischen und zufälligen Fehlern vom theoretischen Verlauf möglich; b) Verlauf für einen Polymerblend bei dem TZA möglich ist, jedoch erhöhter Validierungsbedarf besteht. Nach Jones [17].

Erweichen der Bindungen zwischen verschiedenen Molekülgruppen ergeben. Ein solches Verhalten muss nicht zwangsläufig zum Versagen der TZA führen, aber es sollte die Validität der Masterkurven überprüft werden [17]. Nach Fesko et al. [61] verhält sich ein Material mit multiplen Glasübergängen, die bei stark unterschiedlichen Temperaturen oder Frequenzen liegen, immer noch thermorheologisch simpel, wenn stets ein Relaxationsverhalten dominant ist. Oftmals sind die Auswirkungen des thermorheologisch komplexen Materialverhaltens auf das experimentell zu ermittelnde Verhalten jedoch nur gering, da der experimentell prüfbare Frequenz- und Zeitbereich meist deutlich limitierter als der Frequenz- und Zeitbereich der Masterkurven ist [62].

## 2.6.2 Elastomere

Elastomere gehören aufgrund ihrer mechanischen Eigenschaften mit zu den wichtigsten Vertretern für viskoelastische Dämpfungsmaterialien. Vor allem die hohen Verlustfaktoren der Materialklasse (siehe Abb. 2.2) sind ein Grund für die häufige Anwendung als viskoelastisches Dämpfungsmaterial. Bei gleichzeitig geringem E-Modul, müssen jedoch auch große Dehnungen in den Werkstoff eingebracht werden, um effektiv Energie zu dissipieren. Dies ist mit Elastomeren aufgrund ihres molekularen Aufbaus, der aus weitmaschigen kovalenten Vernetzungen der Makromoleküle besteht, meist problemlos möglich. Neben thermoplastischen Elastomeren, die wegen ihrer guten Formbarkeit und Recyclingfähigkeit einen immer größeren Marktanteil dieser Materialklasse ausmachen, sind die eigentlichen Elastomere durch eine chemische Vernetzung nicht schmelzbar. Sie ähneln daher den Duromeren, weisen jedoch eine deutlich geringere Vernetzungsdichte auf. Auch liegt der Glasübergangspunkt bis auf wenige Ausnahmen unterhalb  $0^{\circ}\text{C}$ , wodurch der Anwendungsbereich dieser Werkstoffe meist im entropie-elastischen Temperatur- und Frequenzbereich liegt. [63]

Anhand der Benennung von Elastomeren können diese einer bestimmten Materialgruppe zugeordnet werden. Dafür ist der letzte Buchstabe der Kurzbezeichnung ausschlaggebend. Die möglichen Benennungen sind in DIN ISO 1629 [64] festgelegt, von denen die wichtigsten in Tab. 2.4 aufgeführt sind.

Nachfolgend sollen vor allem Eigenschaften von Elastomeren, die im Zusammenhang mit Materialdämpfung stehen, behandelt werden. Insbesondere die mögliche Beeinflussung dieser Eigenschaften soll näher erläutert werden.

Tabelle 2.4: Auszug der Elastomergruppen nach DIN ISO 1629 [64]. Die Klassifizierung erfolgt anhand des letzten Buchstabens in der Kurzbezeichnung.

Gruppe Beispiele		Beschreibung
M	EPDM, EPM, SEBM	Mit gesättigter Kohlenstoffkette vom Polymethylen-Typ
Q	FMQ, MQ	Mit Silizium und Kohlenstoff. (Silikone)
R	BR, NBR, SBR	Mit einer ungesättigten Kohlenstoffkette. Naturkautschuk und synthetische Kautschuke, die sich von konjugierten Dienen ableiten lassen.

### 2.6.2.1 Füllstoffeinfluss

Füllstoffe sind ein wichtiger Bestandteil vieler moderner Elastomere, die dazu dienen sollen die mechanischen Eigenschaften oder allgemein die Lebensdauer von Elastomerbauteilen zu erhöhen [65]. Obwohl die Zugabe von Füllstoffen schon seit Jahrzehnten praktiziert wird, ist die genaue Wirkung des Verstärkungsmechanismus noch nicht in voller Gänze verstanden [66].

Nach Rothemeyer [67] können die Füllstoffe in verstärkende (10 nm bis 100 nm Partikeldurchmesser) und inaktive (500 nm bis 1000 nm Partikeldurchmesser) Füllstoffe unterteilt werden. Ein geeigneter verstärkender Füllstoff kann im Elastomer zu einer gesteigerten Viskosität, Härte, Festigkeit und Bruchdehnung führen [68]. Einer der wichtigsten Füllstoffe ist Ruß, der in ASTM D1765 [69] standardisiert ist. Aber auch Kieselsäure (Silica) kommt häufig als Füllstoff zum Einsatz. Neben der Verstärkungswirkung führen die Füllstoffe oftmals zu einem nichtlinearen mechanischen Verhalten und sie wirken sich auch auf das temperaturabhängige viskoelastische Materialverhalten aus. So zeigten Klüppel et al. [70] den Einfluss des Rußgehalts auf den Glasübergangsspek, der zwar in seiner Temperatur unverändert bleibt, jedoch mit zunehmendem Rußgehalt auch einen höheren Wert des maximalen Verlustmoduls aufwies und in einem linearen Zusammenhang mit dem Füllstoffgehalt stand. Des Weiteren wirkt sich der Füllstoffgehalt stark auf das temperaturabhängige entropie-elastische Verhalten aus. Bei ungefüllten Elastomeren kann eine Zunahme der Temperatur dazu führen, dass sich das Elastomer unter konstanter Last zusammenzieht, was eine Folge der erhöhten Entropie bei erhöhter Temperatur darstellt [63]. In gefüllten Elastomeren ist hingegen oftmals eine kontinuierliche Abnahme des Speichermoduls bei Temperaturzunahme zu messen. Gleichzeitig kann der Füllstoff auch das thermorheologische Verhalten beeinflussen. Hu et al. [59] haben zwar den kontinuierlichen Abfall des Speichermoduls im entropie-elastischen Bereich an einem rußgefüllten NR Elastomer nachgewiesen, gleichzeitig wurde das Materialverhalten über Van Gorp-Palmen und Cole-Cole Diagramme als thermorheologisch simpel charakterisiert. Mujtaba [71] zeigte den Einfluss eines steigenden Silica Füllstoffgehalts an SBR, bei dem oberhalb des Glasübergangsbereichs ein höherer Modul im Vergleich zum ungefüllten SBR gemessen wurde. Der Modul wies jedoch bei ansteigender Temperatur mit Füllstoff ein degressives und ohne Füllstoff ein ansteigendes Verhalten auf. Einen ähnlichen Verlauf zeigte Wang [72] für SBR



mit unterschiedlichen Rußgehalten. Zusätzlich wurde hier das temperaturabhängige Verhalten des Verlustfaktors  $\tan(\delta)$  aufgezeigt, der bei höheren Füllstoffgehalten einen geringeren Peak im Glasübergangsbereich, jedoch einen höheren Verlustfaktor im entropie-elastischen Bereich oberhalb der Glasübergangstemperatur  $T_g$  aufwies. Klüppel [73] untersuchte den Einfluss von Ruß bei einem SBR und EPDM-Elastomer auf die Anwendbarkeit der TZA. So bildete sich bei ausreichendem Füllstoffgehalt ein dreidimensionales Netzwerk aus, das ein verändertes Relaxationsverhalten als die reine polymere Matrix aufwies. Dies hatte zur Folge, dass vertikale VF angewendet werden mussten, da die horizontalen VF des ungefüllten Elastomers zu einer unzureichenden Überlappung beim gefüllten Elastomer führten. Dieses Verhalten zeigte sich jedoch vornehmlich bei niedrigen Frequenzen / langen Relaxationszeiten (1 s bis  $10^5$  s bzw.  $10^{-5}$  Hz bis 1 Hz). Fritsche et al. [74] beschrieben den Abfall des Speichermoduls in einem rußgefüllten Elastomer oberhalb des  $T_g$  mit einem Arrhenius Zusammenhang und leiteten daraus eine scheinbare Aktivierungsenergie des amorphen Bereichs um den Füllstoff ab. Auch hier war eine vertikale Verschiebung nötig, da die horizontalen VF des ungefüllten Elastomers nur zu einer unbefriedigenden Masterkurve führten. Le Gal et al. [75] zeigten ein ähnliches Verhalten an gefüllten und ungefüllten EPDM-Elastomeren, wobei die vertikale Verschiebung aus der scheinbaren Aktivierungsenergie nicht mit der von Fritsche et al. [74] vorgeschlagenen Bestimmung der vertikalen Verschiebung übereinstimmte. Die Bestimmung der vertikalen Verschiebung anhand des kontinuierlichen Speichermodulabfalls oberhalb des  $T_g$  kann somit nicht bei allen Elastomeren angewendet werden. Le Gal et al. [75] schlugen daher vor, die vertikalen Verschiebungen anhand des Vergleichs von gefülltem und ungefülltem Elastomer zu bestimmen.

Eine schematische Darstellung der Füllstoffpartikel in der Elastomermatrix ist in Abb. 2.9 dargestellt. Der Übergangsbereich (engl. bound rubber) und amorphe Bereich zwischen und um die Füllstoffpartikel weist eine Zone mit verminderter Beweglichkeit der Elastomermatrix auf. Hieraus resultiert die unterschiedliche Aktivierungsenergie des Füllstoffnetzwerks [76].

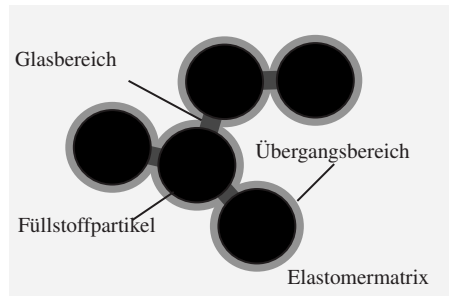


Abbildung 2.9: Schematische Darstellung der Füllstoffwechselwirkung in einer Elastomermatrix.  
Nach Le Gal et al. [75].

Neben der Beeinflussung des dynamisch-mechanischen Verhaltens bei kleinen Dehnungsamplituden durch die Füllstoffe, weisen Elastomere auch bei deutlich größeren Dehnungsamplituden nichtlineare Effekte auf, die zu einem veränderten Dämpfungsverhalten führen können. Anders als bei den oben beschriebenen Effekten, kann dabei teilweise bereits Schädigung im Elastomer auftreten. Nachfolgenden werden die zwei wichtigsten Effekte der Erweichung unter zyklischer Beanspruchung behandelt.

### 2.6.2.2 Mullins-Effekt

Der von Mullins [77] im Jahr 1948 beschriebene Effekt der sog. Spannungserweichung bezeichnet das charakteristische Materialverhalten vieler Elastomere, die unter zyklischer Belastung eine veränderte Hysteresekurve bis zur vorher maximal aufgebrauchten Spannung aufweisen. Dieses Verhalten ist in Abb. 2.10 für einen zyklischen Versuch mit steigender Dehnungsamplitude dargestellt.

Nach Diani et al. [79], die eine umfassende Übersicht zu den untersuchten Materialien und Effekten aufführten, ergeben sich die folgenden charakteristischen Merkmale:

- Der größte Anteil der Erweichung, der sich in einer geringeren Spannung bei gleicher Dehnung äußert, findet im ersten Zyklus statt.
- Nach einigen Zyklen (bis zu zehn) stellt sich, abgesehen von Ermüdungseffekten, keine Veränderung mehr ein.
- Die Erweichung zeigt sich bei Dehnungen, die kleiner oder gleich der zuvor maximal aufgebrauchten Dehnungen sind.
- Wird die zuvor maximal aufgebrauchte Dehnung überschritten, geht das Verhalten in das des uniaxialen quasistatischen Versuchs über, nachdem ein Übergangsbereich durchlaufen ist. Der Übergangsbereich vergrößert sich mit zunehmender Dehnung.
- Die Erweichung steigt mit zunehmender maximaler Dehnung progressiv an.

Des Weiteren wurde ein anisotropes Materialverhalten mit einer stärkeren Erweichung in Belastungsrichtung als quer dazu festgestellt [80–82]. Außerdem stellte sich nach der Spannungserweichung oftmals eine plastische Dehnung

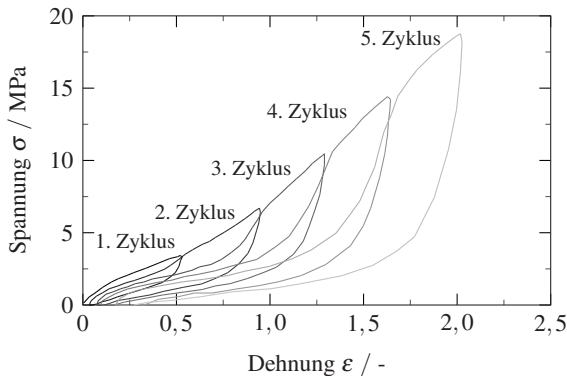


Abbildung 2.10: Mullins-Effekt der Spannungs-Erweichung an einem zyklisch geprägten E-SBR mit Ruß als Füllstoff. Nach Klüppel et al. [78].

in Belastungsrichtung ein [83]. Das Verhalten wurde an einer Vielzahl unterschiedlicher Elastomere festgestellt, wobei es bislang nicht eindeutig einem Mechanismus zugeordnet werden kann. Während Mullins [77] zunächst vermutete, dass es aus dem Zusammenbruch des Füllstoffnetzwerks oder dem Losreißen von chemisch gebundenen Füllstoffen von den Makromolekülen resultiert, wurde die Spannungserweichung später auch an ungefüllten Elastomeren nachgewiesen [84, 85]. Auch eine Kristallisation infolge der Ausrichtung der Makromoleküle unter Spannung konnte nicht als alleinige Ursache für den Mullins-Effekt nachgewiesen werden. Sowohl in ungefüllten Elastomeren, die zur Kristallisation neigen, als auch in gefüllten Elastomeren, die nicht zur Kristallisation neigen, konnte er nachgewiesen werden [80, 83, 86]. Die Erweichung konnte bislang jedoch nicht bei ungefüllten Elastomeren, die keine Kristallisation aufweisen, nachgewiesen werden [79].

Neben der Schädigungsinitiierung wurde auch die Reversibilität des Mullins-Effektes untersucht. Bereits von Mullins [77] wurde ein Temperaturzusammenhang der Erholung festgestellt, wobei diese mit einer Temperaturerhöhung beschleunigt werden konnte. Ähnliche Ergebnisse wurden in verschiedenen Studien an unterschiedlichen Elastomeren gezeigt, wobei diese eine vollständige Erholung bei erhöhter Temperatur von 80 °C bereits nach 17 h, bzw. nach 48 h bei 95 °C nachweisen konnten [79, 87]. Bei Raumtemperatur verlängert sich die Erholungszeit jedoch deutlich und das Elastomer zeigt meist ein nicht komplett reversibles Verhalten der Spannungserweichung [88].

Neben den oftmals durchgeführten uniaxialen Zugversuchen, zeigten Untersuchungen an Probekörpern unter einfacher Scherung, dass auch hier eine Spannungserweichung zu erwarten ist und, dass bei vorheriger Belastung in einer Richtung die andere Beanspruchungsrichtung kaum beeinflusst wurde [89]. Hier stellte sich ein Materialverhalten wie bei einer unbelasteten Probe ein.

Der Einfluss auf den Speichermodul und Verlustfaktor von Elastomeren, die den Mullins-Effekt aufweisen und einer dynamischen Charakterisierung mittels DMA unterzogen wurden, wurde von Diaz et al. [90] untersucht. Dabei wurde nur oberhalb der Glasübergangstemperatur ein rund 10 % geringerer

Speichermodul gemessen, wenn die Probekörper vor der DMA Prüfung einer 300 %igen Vordehnung unterzogen wurden. Der Verlustfaktor zeigte sich nicht signifikant beeinflusst.

Die meisten Untersuchungen des Mullins-Effekts finden bei sehr großen Dehnungen von oftmals über 100 % statt. Während dies für viele Elastomerbauteile einen normalen Anwendungsbereich darstellt, so sind die Dehnungen bei der Anwendung von Elastomeren als Vibrationsdämpfer meist um Größenordnungen geringer. Ein eindeutiger Schwellwert der Dehnung, ab dem eine Spannungserweichung durch den Mullins-Effekt in Elastomeren auftritt, wurde bislang noch nicht in der Literatur identifiziert.

### **2.6.2.3 Payne-Effekt**

Neben dem Mullins-Effekt gibt es einen weiteren Erweichungseffekt, der jedoch auf gefüllte Elastomere beschränkt ist. Dieser wurde erstmals von Flettscher et al. [91] beschrieben und ausführlich von Payne [92, 93] untersucht. Dieser sog. Payne-Effekt beschreibt das amplitudenabhängige Materialverhalten von gefüllten Elastomeren unter zyklischer Beanspruchung. Auch hier kommt es zu einer Erweichung des Materials, wobei der Effekt üblicherweise bereits bei kleineren Dehnungen auftritt und im Vergleich zum Mullins-Effekt deutlich schneller reversibel ist. Eine schematische Darstellung des Verhaltens mit einer Zuordnung der einzelnen Anteile ist in Abb. 2.11 a) zu sehen. Die Elastomermatrix spiegelt das Materialverhalten ohne Füllstoffe wider. Die Füllstoff-Matrix-Wechselwirkung beschreibt eine Versteifung der Elastomermatrix durch einen glasartigen Zustand um die Füllstoffpartikel. Der hydrodynamische Einfluss ergibt sich aus der Dehnungsüberhöhung in der Elastomermatrix durch die deutlich steiferen Füllstoffe. Ebenso ergeben sich Wechselwirkungen zwischen den Verstärkungspartikeln, die jedoch von der Dehnungsamplitude abhängig sind [67]. Die Untersuchung von Chazeau et

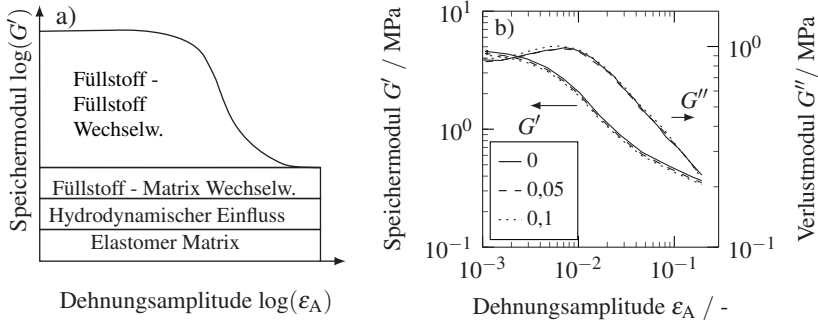


Abbildung 2.11: a) Schematische Darstellung der Beiträge zum Payne Effekt in gefüllten Elastomeren, nach [67]; b) Einfluss des Payne Effekts mit unterschiedlichen Mitteldehnungen. — : 0% ; - - : 5% ; ··· : 10% ; Nach Chazeau et al. [94].

al. [94], deren Ergebnisse in Abb. 2.11 b) dargestellt sind, zeigt die Unabhängigkeit des Effekts von der Mitteldehnung. Hier wurde eine konstante Mitteldehnung aufgebracht und nach Verstreichen einer Haltezeit der dynamische Speicher und Verlustmodul, abhängig von der Dehnungsamplitude, bestimmt. Dabei liegen die Kurven der unterschiedlichen Mitteldehnungen übereinander. Die Interpretation dieses Ergebnisses lässt auf die Wiederausbildung eines glasartigen Netzwerks zwischen den Füllstoffpartikeln während der Haltezeit schließen [95, 96]. Damit ist bei kleinen Verformungen  $\epsilon < 10\%$  die Unabhängigkeit des Payne-Effekts von der Vordehnung des Füllstoffnetzwerks durch die Wiederausbildung einer glasartigen Verbindung zwischen den Partikeln zu erklären. Während der Mullins-Effekt bei Raumtemperatur irreversibel ist, oder erst nach einer sehr langen Zeit Erholung zeigt, findet die Erholung des Payne-Effektes schneller statt. Eine bimodale Anregung mit einer niederfrequenten Anregung von 0,1 Hz bei einer Dehnungsamplitude von 10% und einer überlagerten hochfrequenten Anregung von 1 Hz bis 100 Hz bei variierenden Dehnungsamplituden zeigte eine zusätzliche Erweichung durch die niederfrequente Anregung [97]. Rendek und Lion [98] untersuchten des Weiteren die Abhängigkeit des Payne-Effekts von der Temperatur und konnten eine

Verstärkung des Effekts bei niedrigen Temperaturen nachweisen. Gleichzeitig wurde die Reversibilität bei Raumtemperatur nachgewiesen, indem direkt hintereinander durchgeführte Amplitudensweeps von 0,01 % bis 30 % und zurück geprüft wurden.

Generell ist der Effekt eines amplitudenabhängigen Speicher- und Verlustmoduls mit höherem Füllstoffgehalt stärker ausgeprägt, da sich die verstärkende Wirkung eines dreidimensional ausbildenden Füllstoffnetzwerks mit höherem Füllstoffanteil prägnanter auswirkt [99]. Der Einfluss hängt jedoch auch vom verwendeten Füllstoff ab.

Obwohl der Payne-Effekt bei deutlich geringeren Amplituden als der Mullins-Effekt wirksam ist, zeigt auch er meist erst ab einer Dehnungsamplitude von 0,5 % bis 1 % signifikante Einflüsse, die zur Erweichung des Materials führen [67, 100]. Der genaue Startpunkt hängt jedoch von der verwendeten Elastomermischung ab.

## **2.7 Hybride Werkstoffe und deren Dämpfungsverhalten**

Hybride Werkstoffe und Werkstoffverbunde werden häufig aufgrund von herausragenden mechanischen Eigenschaften gegenüber monolithischen Werkstoffen eingesetzt. Dabei spielt nicht nur das Dämpfungsverhalten eine Rolle. So können mit der schichtförmigen Verbindung von Metallblechen und FVK, die als FML bezeichnet werden, vor allem die Ermüdungseigenschaften in Bezug auf Impacttoleranz und Rissausbreitungsgeschwindigkeiten im Vergleich zu den Einzelkonstituenten deutlich verbessert werden [24]. Aus diesen Laminaten leiten sich auch die im Rahmen dieser Arbeit untersuchten hybriden Faser-Metall-Elastomer-Lamine (FMEL) ab. FML zeigen durch den schichtförmigen Aufbau eine erhöhte Schadenstoleranz aufgrund von rissstoppenden Effekten des FVK und dem plastischen Deformationsverhalten der Metalle.

Die häufigsten Kombinationen dieser hybriden Materialien bestehen aus Stahl-, Titan-, oder Aluminiumblechen sowie GFK, CFK oder aramidfaserverstärktem Kunststoff (AFK). Aluminium ist dabei der am häufigsten verwendete metallische Werkstoff und die Kombination mit GFK wird als glasfaserverstärktes Aluminium (GLARE), die Kombination mit CFK als kohlenstofffaserverstärktes Aluminium (CARALL) und die Kombination mit AFK als aramidfaserverstärktes Aluminium (ARALL) bezeichnet. Untersuchungen der Rissausbreitungsgeschwindigkeiten dieser drei Vertreter zeigten, dass mit CARALL gegenüber den anderen Kombinationen eine verminderte Rissausbreitung und damit höhere Bruchlastspielzahlen erreicht werden konnten [101]. Gleichzeitig wiesen die Lamine mit Kohlenstofffasern die höchste Zugfestigkeit auf.

CARALL besitzt neben den guten Ermüdungseigenschaften durch die sehr guten dichtespezifischen mechanischen Eigenschaften der einzelnen Konstituenten hohes Potential für effektiven Leichtbau. Im Gegensatz zu dem in der Luftfahrt verbreiteten GLARE [27], kommt es bei CARALL jedoch durch die unterschiedlichen Elektronegativitäten der beiden Materialien zu einem erhöhten Risiko von galvanischer Korrosion in der Grenzfläche sowie erhöhten, temperaturbedingten Eigenspannungen. Dies führt zu einer stärkeren Belastung der Grenzfläche, was wiederum zu einer frühzeitigen Delamination unter Umwelteinflüssen führen kann [24, 102, 103]. Eine mögliche Lösung dieser Probleme bietet eine Zwischenschicht aus GFK oder AFK, die als Korrosionsschutz dient und durch deren geringere Steifigkeit auch Eigenspannungen abgebaut werden können [104]. Auch Elastomere wurden als Isolationsschicht in hybriden Faser-Metall-Elastomer-Laminaten untersucht. In einer voran gegangenen Arbeit von Stoll [1] wurde gezeigt, dass die Korrosion und thermischen Eigenspannungen in der Grenzschicht zwischen Aluminium und CFK mit solch einem hybriden Materialsystem auf ein Minimum reduziert werden können. Es wurde ebenfalls gezeigt, dass die Elastomerschicht großflächige Delaminationen unter zyklischer Ermüdung verhindern kann, wenngleich sie zu geringeren dichtespezifischen mechanischen Eigenschaften führte. Die



strukturelle Integrität bei überlagerten Umwelteinflüssen (Temperatur / Feuchte) wurde jedoch erst durch die Elastomerschicht erreicht. Die Arbeit zeigte Optimierungspotential durch eine Verminderung der untersuchten Elastomerschichtdicke von 0,5 mm auf 0,05 mm. Eine Reduktion der Schichtdicke wurde durch das Aufrakeln des Elastomers, nachdem es in Waschbenzin gelöst wurde, realisiert [105]\*. In weiteren Untersuchungen wurden abwickelbare Geometrien des hybriden Materialsystems durch eine Umformung während des Konsolidierungsprozesses hergestellt, und unter quasistatischen Zugversuchen charakterisiert [106, 107]. Es wurde eine Reduktion der Zugfestigkeit mit zunehmendem Umformgrad festgestellt, was die Autoren auf ungleichmäßige Schichtdicken in den Krümmungsradien zurückführten.

Die Dämpfungseigenschaften solcher hybriden Werkstoffverbunde ergeben sich aus dem Dämpfungsverhalten der einzelnen Konstituenten sowie deren Zusammenspiel im Verbund. Dazu wird im Folgenden das Dämpfungsverhalten von FVK und anschließend von hybriden Verbunden aus viskoelastischen Dämpfungsschichten mit steifen Metall oder FVK-Deckschichten behandelt.

### **2.7.1 Faserverstärkte Kunststoffe**

Das Dämpfungsverhalten in FVK wird zum einen durch die Eigenschaften der Fasern und der Matrix definiert, ist zum anderen auch durch die Faserorientierung und deren Volumenanteil in der Kunststoffmatrix beeinflusst. Eine Übersicht der Forschung über das Dämpfungsverhalten an FVK wurde von verschiedenen Autoren aufgestellt. Chandra et al. [108] sowie Finegan et al. [109] legten den aktuellen Forschungsstand im Jahr 1999 dar, Kamal et al. [110] 2010, Trevisio et al. [39] 2015 und Tang et al. [111] im Jahr 2020. Die anhaltenden Untersuchungen auf diesem Gebiet zeigen das zunehmende Interesse an den Dämpfungseigenschaften von FVK, gleichzeitig spiegelt es aber auch

---

\* Eigene Veröffentlichungen, die im Rahmen dieser Arbeit entstanden sind, werden mit \* markiert

die Komplexität der Thematik wider. Die Dämpfung von FVK ist oftmals deutlich höher als in metallischen Konstruktionswerkstoffen und macht sie dadurch für Leichtbauanwendungen mit erhöhten Dämpfungsanforderungen besonders interessant [39]. Im Vergleich zu unverstärkten Kunststoffen ist die Steifigkeit deutlich gesteigert, die Dämpfung jedoch meist auch deutlich geringer. Ähnlich der Problematik zur Bestimmung der Dämpfung an Metallen und Fasern (siehe Kap. 2.4 und Kap. 2.5) ist die Dämpfung vor allem von CFK mit Faserverstärkung in Belastungsrichtung stets gering, sodass eine korrekte Bestimmung von Dämpfungskenngrößen oftmals nicht trivial ist. Nachfolgend sollen daher zunächst verschiedene Charakterisierungsmethoden vorgestellt werden und anschließend der Kenntnisstand zum Dämpfungsverhalten von UD-FVK und multiaxialen Lagenaufbauten dargelegt werden.

### **2.7.1.1 Charakterisierungsmethoden für Dämpfungsmessungen in FVK**

Durch den anisotropen Aufbau von FVK und den damit verbundenen anisotropen Steifigkeiten und Dämpfungsverhalten kann es nötig sein, je nach Faserorientierung, unterschiedliche Charakterisierungsmethoden anzuwenden. Somit kann die große Bandbreite des Dämpfungsverhaltens korrekt charakterisiert werden. Die für unverstärkte Kunststoffe häufig angewendeten DMA können bei FVK durch einen limitierten Kraftbereich sowie mangelnde Auflösung des Verlustfaktors bei hochsteifen, schwach gedämpften Laminaten zu Unsicherheiten führen [14]. DMA werden jedoch häufig genutzt, um das temperaturabhängige Dämpfungsverhalten zu beschreiben. So untersuchte Akay [112] den Einfluss der Faserorientierung auf das temperaturabhängige viskoelastische Materialverhalten an 0°- und 90°- verstärkten UD-CFK-Probekörpern mit verschiedenen Matrixsystemen (0° entspricht einer Orientierung der Fasern in Belastungsrichtung, 90° entspricht einer orthogonalen Orientierung der Fasern zur Belastungsrichtung). Deng et. al. [113] zeigten den Einfluss von unterschiedlichen Randbedingungen auf den gemessenen Speichermodul. Dazu

wurden Versuche unter Drei-Punkt-Biegung (3PB) und an zwei (single cantilever) oder an drei (double cantilever) Punkten fest eingespannten Biegeproben durchgeführt. Bereits bei unverstärkten Polymeren resultierten die unterschiedlichen Randbedingungen in einer signifikanten Abweichung der Speichermodule.

In einer Vielzahl an Untersuchungen wurde das Dämpfungsverhalten von FVK mittels Modalanalysen charakterisiert, um den geringen Verlustfaktoren, die vor allem bei CFK auftreten, gerecht zu werden [9, 42, 114–120]. Dabei wurden verschiedene Ansätze gewählt, um eine Beeinflussung der Verlustfaktoren durch den Versuchsaufbau möglichst gering zu halten. Vantomme [115] lieferte eine Übersicht der möglichen negativen Beeinflussungen der modalen Dämpfungen durch die Lagerung, Luftreibung oder Anregung. Adams und Bacon [9] quantifizierten den Anteil der Luftreibung an 0°-CFK aus einer amplitudenabhängigen, ansteigenden Dämpfung die unter Vakuum nicht zu messen war. Bei Amplituden von 0,1 mm war eine Verdopplung des Verlustfaktors zu messen, wobei dieser nur bei der ersten Eigenfrequenz charakterisiert wurde und die angeregten Amplituden bereits deutlich über dem für höhere Moden üblichen Bereich lagen. Ähnliche Ergebnisse wurden von Crane und Gillespie [38] vorgestellt. Hier wurde die Luftreibung mit einem analytischen Ansatz für den vorgestellten Balken unter freier Schwingung zu  $\eta \approx 5 \cdot 10^{-4}$  abgeschätzt. Um eine genauere Bestimmung des Verlustfaktors an CFK- und GFK-Platten zu ermöglichen, lagerten Lin et al. [116] die Platten auf weichem Schaum, der in den Knotenlinien der stehenden Wellen platziert wurde. Auch Luftreibung kann die Verlustfaktoren von größeren Platten beeinflussen und eine Prüfung unter Vakuum konnte zur exakteren Charakterisierung der Materialdämpfung führen [121, 122].

### **2.7.1.2 Dämpfung der unidirektionalen FVK-Lage**

Nach Chandra et al. [108] setzt sich die Dämpfung in FVK aus den folgenden Bestandteilen zusammen:

- Viskoelastisches Verhalten der Matrix und/oder Fasermaterialien,
- Dämpfung durch eine Übergangsschicht,
- Dämpfung durch Schädigung,
- Viskoplastische Dämpfung und
- Thermoelastische Dämpfung.

Da die letzten beiden Punkte meist wenig Einfluss zeigen, oder dies nur bei großen Verformungen der Fall ist, soll ihr Anteil nicht näher behandelt werden. Das Vibrations- und Dämpfungsverhalten eignet sich besonders gut, um eine Degradation möglichst früh zu erkennen. Die Schädigung kann sowohl unter Ausschwingversuchen oder Modalanalysen als auch anhand der Hysterese Kurve bestimmt werden [123–125]. Der Anstieg der Dämpfung kann sich aus einer lokalen Delamination [114, 126] oder der Ablösung des Interfaces zwischen Faser und Matrix ergeben [127]. In beiden Fällen kommt es zu einer erhöhten Reibung, was die frühzeitige Schädigungsdetektion ermöglicht.

Dämpfung durch eine Übergangsschicht meint veränderte Eigenschaften der polymeren Matrix oder eine Beschichtung der Fasern, die zu einer veränderten Dämpfung führt. Die Grenzschicht, üblicherweise beeinflusst durch eine Schlichte auf den Fasern, hat zum Beispiel starke Auswirkungen auf das Dämpfungsverhalten. So lösen sich schwächer gebundene Fasern schneller von der Matrix ab, wodurch wiederum die Dämpfung erhöht wird. Nelson und Hancock [128] konnten dies an Stahlfasern, die in einer Polymermatrix über zwei verschiedene Oberflächenaktivierungen angebondet wurden, nachweisen. Auch für andere FVK zeigte sich ein ähnliches Verhalten, wobei Van- tomme [115] eine Abnahme der Eigenfrequenz und damit eine Abnahme der Steifigkeit nur in 90°-glasfaserverstärkten Laminaten, deren Haftung durch das Formtrennmittel reduziert wurde, feststellen konnte. Die gleiche Vorgehensweise in UD-0°-verstärkten Glasfaser/Epoxy-Laminaten, brachte nur eine geringe Abnahme der Eigenfrequenz, wobei die Dämpfung in beiden Fällen

deutlich anstieg. Polymere Beschichtungen auf Fasern wurden von Vazquez et al. [129] experimentell untersucht und Finegan und Gibson [130] modellierten das Verhalten. In beiden Untersuchungen konnte die Dämpfung durch die Beschichtung erhöht werden, gleichzeitig sank jedoch auch die Steifigkeit. Ein verändertes Matrixverhalten um die Verstärkungsfasern, wie bei Elastomeren bereits gezeigt (siehe Kap. 2.6.2.1), wurde für FVK noch nicht hinsichtlich der Beeinflussung der Dämpfungseigenschaften betrachtet. Auch wenn das Interface noch selten berücksichtigt wird, kann eine zusätzliche Beschichtung der Fasern das Steifigkeits- und Dämpfungsverhalten stark beeinflussen und durch eine geeignete Kombination eventuell beides optimiert werden [111].

Der wichtigste Anteil der Dämpfung ergibt sich in FVK aus dem viskoelastischen Materialverhalten der Matrix und/oder der Fasern [39]. Durch den anisotropen Aufbau der UD-Schicht ergibt sich auch ein anisotropes Dämpfungsverhalten. Erste systematische Untersuchungen zum Dämpfungsverhalten von FVK wurden von Adams et al. [40] unter freien Schwingungen durchgeführt. In weiteren Untersuchungen wurde auch ein analytisches Modell zur Vorhersage des Dämpfungsverhaltens in unterschiedlichen Ausrichtungen der Fasern und unterschiedlichen Lagenaufbauten vorgestellt [9, 42, 116, 117]. Abb. 2.12 a) und b) zeigen die experimentell und analytisch bestimmte Richtungsabhängigkeit der Dämpfung für UD-CFK und UD-GFK. Abb. 2.12 c) und d) zeigen das Verhalten für biaxiale Laminataufbauten, das im folgenden Kapitel behandelt wird. Die Ausrichtung beschreibt den Winkel aller (UD) oder der äußersten (biax.) Faserlagen bezogen auf Belastungsrichtung.

Die starke Richtungsabhängigkeit des anisotropen Dämpfungsverhaltens zeigt sich besonders bei UD-Lagenaufbauten. Für das deutlich steifere CFK ergibt sich über einen Bereich von ca.  $20^\circ$  bis  $90^\circ$  ein leicht abfallender Verlustfaktor, der sich in seinem Maximalwert jedoch kaum von dem des GFK unterscheidet. Die Unterschiede der beiden Fasertypen zeigen sich vor allem bei Faserorientierungen entlang der Belastungsrichtung, da diese faserdominiertes Verhalten aufweisen. Für CFK geben die Autoren einen Verlustfaktor von  $\eta \approx 0,0004$  in

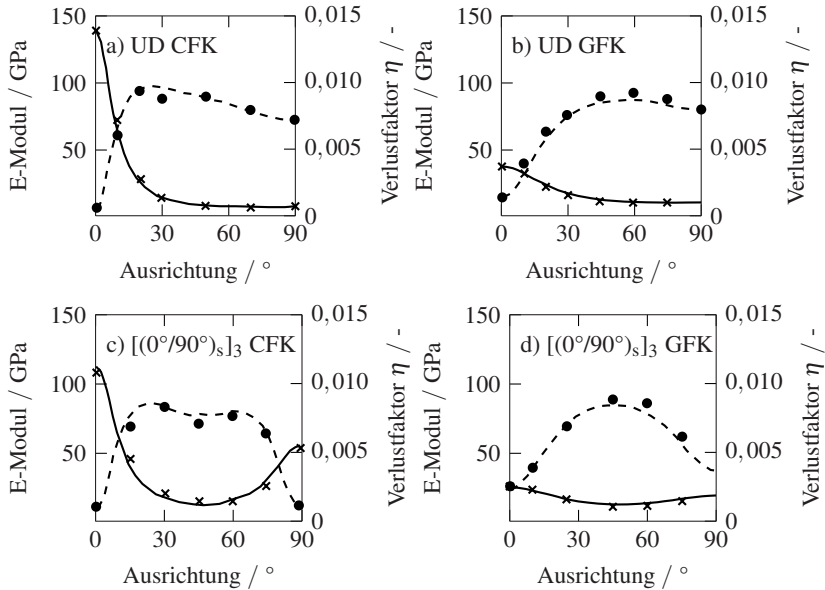


Abbildung 2.12: E-Modul und Dämpfung der ersten Biegemode von faserverstärktem Epoxidharz unter frei-frei Randbedingungen für UD-CFK (a), UD-GFK (b), biaxiales CFK (c) und biaxiales GFK (d). Die angegebene Ausrichtung bezieht sich auf die äußerste Faserlage bezogen auf die lange Balkenachse. —: E-Modul Modell; x: E-Modul Exp.; - -:  $\eta$  Modell; ●:  $\eta$  Exp.; Nach Ni und Adams [42].

0°-Richtung und  $\eta \approx 0,0013$  für GFK in 0°-Richtung an. Der Faservolumengehalt (FVG) des GFK lag bei 50 % und der des CFK bei 41,6 %. Bei gleichem Faservolumengehalt ist ein noch größerer Unterschied in den Verlustfaktoren zu erwarten. Vergleichbare Untersuchungen an UD-CFK von Liao et al. [131] und Crane und Gillespie [38] geben Verlustfaktoren auf einem leicht höheren Niveau an. Hier können verschiedene Effekte wie unterschiedliche Materialien, unterschiedliche Versuchsaufbauten, Auswertemethoden und Randbedingungen eine Rolle spielen [132].

Auch bei quadratischen, frei aufgehängten, UD-verstärkten CFK-Platten konnten Maheri und Adams [117] ein stark unterschiedliches Dämpfungsverhalten

von Biegemoden, die entlang oder quer zur Faserorientierung gebogen wurden, feststellen.

Für  $0^\circ$ - und  $90^\circ$ -Faserorientierungen mit variierenden FVG, können die elastischen Kenngrößen durch die volumetrische Mischungsregel bestimmt werden [133]. Unter Anwendung des viskoelastischen Korrespondenzprinzips kann damit auch die Dämpfung berechnet werden. Nach Chen und Lakes [4] lässt sich für einen Voigt-Verbund mit Fasern in Belastungsrichtung der komplexe Modul

$$E_V^* = V_1 E_1^* + V_2 E_2^*, \quad (2.11)$$

und der Verlustfaktor

$$\tan \delta_V = \frac{V_1 \tan \delta_1 + V_2 (E_2'/E_1') \tan \delta_2}{V_1 + (E_2'/E_1') V_2} \quad (2.12)$$

aus den Speichermoduln  $E'$ , Verlustfaktoren  $\tan \delta$  und Volumenanteilen  $V$  der Komponenten 1 und 2 berechnen. Für einen Reuss-Aufbau mit Fasern quer zur Belastungsrichtung ergibt sich der komplexe Modul

$$\frac{1}{E_R^*} = \frac{V_1}{E_1^*} + \frac{V_2}{E_2^*}, \quad (2.13)$$

und Verlustfaktor

$$\begin{aligned} \tan \delta_R = & \\ & \frac{(\tan \delta_1 + \tan \delta_2) \left( V_1 + V_2 \frac{E_1'}{E_2'} \right) - (1 - \tan \delta_1 \tan \delta_2) \left( V_1 \tan \delta_2 + V_2 \tan \delta_1 \frac{E_1'}{E_2'} \right)}{(1 - \tan \delta_1 \tan \delta_2) \left( V_1 + V_2 \frac{E_1'}{E_2'} \right) + (\tan \delta_1 + \tan \delta_2) \left( V_1 \tan \delta_2 + V_2 \tan \delta_1 \frac{E_1'}{E_2'} \right)} \end{aligned} \quad (2.14)$$

des Verbundes äquivalent.

### 2.7.1.3 Einfluss des Laminataufbaus

Das anisotrope Materialverhalten der UD-Schichten wirkt sich auch auf multi-axiale Lagenaufbauten aus. Das von Ni und Adams [42] vorgeschlagene Modell zur Beschreibung der Dämpfung wurde ebenfalls auf biaxiale Lamine angewendet. Das entsprechende Dämpfungsverhalten der ersten Biegemode eines frei-frei gelagerten Balkens mit einem  $[(0^\circ/90^\circ)_s]_3$ -Laminataufbau aus CFK ist in Abb. 2.12 c) und aus GFK in Abb. 2.12 d) dargestellt. Während das Dämpfungsverhalten von UD-Lagenaufbauten nur ein charakteristisches Maximum aufweist, zeigt die experimentelle und analytische Untersuchung des biaxialen Lagenaufbaus eine Richtungsabhängigkeit die durch beide Faserorientierungen beeinflusst ist. Die Unterschiede zwischen einer  $0^\circ$ - oder  $90^\circ$ -Orientierung der äußersten Faserlage zeigen deutlich weniger Einfluss durch die biaxiale Faserverstärkung. Ähnliches Verhalten zeigen andere analytische Ansätze [134, 135]. Adams und Bacon [136] wiesen außerdem darauf hin, dass sich die Dämpfungswerte für biaxiale Lagenaufbauten mit  $0^\circ$ -Orientierung der äußersten Faserlage kaum von unidirektionalen  $0^\circ$ -Laminaten unterscheiden, da die äußerste Lage das Verhalten dominiert.

Auch die modalen Parameter von frei-frei gelagerten Platten sind vom Lagenaufbau stark beeinflusst. Sowohl die Form der Schwingmoden, als auch deren Dämpfung wird durch die Faserorientierung bestimmt, und auch hier hat die äußerste Lage den größeren Einfluss auf das Dämpfungsverhalten [117, 137].

## 2.7.2 Constrained Layer Damping

Das Konzept eines Werkstoffverbundes oder eines hybriden Werkstoffverbundes zur effektiven Dämpfung kommt auch bei Laminaten, die aus steifen, elastischen Tragschichten und weichen, viskoelastischen Dämpfungsschichten bestehen, zum Einsatz. Dies wird im englischen als Constrained Layer Damping (CLD) bezeichnet. Das Prinzip wurde von Kerwin [138] 1959 erstmals im



Detail beschrieben und später mit den Autoren Ross und Ungar in weiteren Publikationen [3, 139] behandelt. Es beruht auf einem hybriden Konzept, bei dem eine Grundsicht durch eine dünne viskoelastische Schicht und eine zusätzliche steifere Schicht, der sog. constraining layer, gedämpft wird. Das Prinzip wurde anfänglich auf dreischichtige Systeme angewendet, später jedoch auch auf mehrschichtige hybride Konzepte übertragen. Abb. 2.13 zeigt das schematische Funktionsprinzip für ein fünfschichtiges, symmetrisches Laminat. Abb. 2.13 a) zeigt das Biegeverhalten, wenn alle Schichten aus dem gleichen Material bestehen, oder die Randschichten einen deutlich geringeren Modul aufweisen als die Mittelschicht. Das gleiche Verhalten stellt sich ein, wenn nur eine Elastomerschicht auf die Grundsicht aufgebracht wird. Dies wird oft als reine Biegung bezeichnet. Bezogen auf seine Dämpfungseigenschaften ergibt sich der englische Begriff des Free Layer Damping (FLD). Dieses Prinzip wurde von Oberst und Frankenfeld [140] bereits vor dem CLD-Prinzip experimentell und analytisch auf seine Dämpfungseigenschaften untersucht. Abb. 2.13 b) zeigt das Verhalten bei steifen Rand- und Mittelschichten, die durch weiche, viskoelastische Dämpfungsschichten verbunden sind.

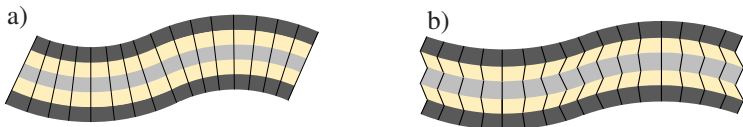


Abbildung 2.13: Schematisch dargestelltes Prinzip der a) reinen Biegung bei FLD und b) der Biegung bei CLD; hellgrau: Grundsicht, gelb: viskoelastische Dämpfungsschichten, dunkelgrau: Randschichten oder "Constraining layers".

Unter Biegung kommt es hier zu einer starken Scherung der Dämpfungsschicht, was das eigentliche Funktionsprinzip des CLD markiert. Damit lässt sich die gleiche Steifigkeit und der gleiche Verlustfaktor mit einer geringeren Masse als beim FLD erzielen [17, 141]. Der von Ross et al. [3] vorgestellte analytische Modellierungsansatz zur Berechnung des homogenisierten komplexen

Moduls des dreischichtigen Aufbaus (nur eine Grund-, Dämpfung- und Randschicht) wird heute nach den Namen der Autoren als RKU-Modell bezeichnet. Dieser Ansatz wurde in einer Vielzahl an Veröffentlichungen mit unterschiedlichen Laminaufbauten angewendet. Sattinger [142] zeigt den schematischen Verlauf der Schubspannungen in der Dämpfungsschicht unter Biegung in solch einem dreischichtigen Laminat. Nachfolgend sollen die wichtigsten Eigenschaften des CLD-Prinzips erläutert und verschiedene bereits untersuchte Materialkonzepte vorgestellt werden.

Das von Ross et al. [3] vorgestellte Modell war zunächst nur auf harmonische Verformungen unter beidseitig gelenkig gelagerten Randbedingungen mit zusätzlicher translatorischer Bewegung des einen Lagers (engl.: simply supported (SS)) ausgelegt. Rao [143] zeigte jedoch auch die Anwendbarkeit auf andere Randbedingungen durch einen Proportionalitätsfaktor, mit dem eine effektive Wellenlänge berechnet werden kann. DiTaranro [144] merkte an, dass das Verhalten von ebenen Balken unabhängig von der Randbedingung sei, wenn diese nicht zusätzliche Dämpfung ins System bringt. Damit kann der Verlustfaktor eines CLD-Systems stets in Bezug zu seiner Wellenlänge gesetzt werden und sollte mit anderen Einspannverhältnissen vergleichbar sein. Neben der Frequenzabhängigkeit durch das viskoelastische Materialverhalten der Dämpfungsschicht ergibt sich durch den hybriden Aufbau eine zusätzliche Abhängigkeit von der Wellenlänge, bei der das CLD-System schwingt. Mit veränderter Wellenlänge ändern sich auch die Scherverhältnisse in der Dämpfungsschicht, was sowohl Einfluss auf den Verlustfaktor, aber auch auf den komplexen Modul des Gesamtsystems hat. Wird das Dämpfungsverhalten über der Wellenlänge oder der Frequenz aufgetragen, zeigt sich ein charakteristisches Maximum, wie in Abb. 2.14 dargestellt.

Bei großen Wellenlängen verhält sich das CLD-System wie ein schubsteif gekoppeltes Laminat und Energieverluste resultieren fast ausschließlich aus der Dehnung oder Stauchung der Grund- und Randschichten. Dies wird als gekoppelte Biegung bezeichnet. Bei sehr kleinen Wellenlängen verhalten sich die Grund- und Randschichten als ungekoppelte Biegung, was bedeutet, dass

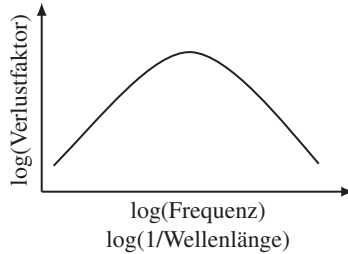


Abbildung 2.14: Schematisches Dämpfungsverhalten eines dreischichtigen CLD-Laminats nach dem RKU-Modell. Nach Kerwin et al. [145].

die Gesamtbiegesteifigkeit sich der Summe aus Grund- und Randschichtbiegesteifigkeit annähert und somit minimal wird. Dadurch kann ebenfalls weniger Energie durch viskoelastische Verluste dissipiert werden. Dazwischen gibt es einen Bereich, in dem die viskoelastische Zwischenschicht optimal zum Gesamtdämpfungsverhalten beitragen kann, wodurch das charakteristische Maximum in Abb. 2.14 entsteht. [145]

Neben dem RKU-Modell wurden seit der ersten Beschreibung eine Vielzahl weiterer Modellierungsansätze, die das Verhalten analytisch oder numerisch abbilden sollen, vorgestellt. Kosmatka und Liguore [146] geben eine Übersicht über die historische Entwicklung von Modellierungsansätzen. Das RKU-Modell wird wegen seines relativ einfachen Aufbaus bis heute genutzt, und wurde auch auf komplexere Systeme wie das in Abb. 2.13 dargestellte, symmetrische fünfschichtige Laminat angewendet. Hierbei ergibt sich ebenfalls ein schematischer Dämpfungsverlauf wie in Abb. 2.14 dargestellt. Nashif et al. [8] lieferten hierfür einen analytischen Ansatz und führten weiterhin aus, dass damit auch die Grund- und Randschichten viskoelastisch modelliert werden können, indem das Korrespondenzprinzip [147] für die Materialdaten der Grund- und Randschicht angewendet wird. Neben dem Einsatz als zusätzlich aufgebracht zweischichtiger Dämpfungsbelag, wurden auch komplexere

Laminataufbauten, wie das segmentierte CLD [148, 149], CLD mit einer Abstandsschicht [145, 150], Mehrschicht-CLD [141, 151, 152], 2D gebogene Dämpfungsschichten [145, 153, 154] oder aktiv gesteuertes CLD [155] experimentell und/oder modellhaft untersucht. Auch Laminataufbauten, bei denen die Randschichten eine ähnliche Dicke und Steifigkeit wie die Grundschicht aufweisen, und damit auch zum strukturellen Tragverhalten beitragen, wurden zunehmend untersucht. Solch ein Laminat wird von einigen Autoren als Integrated Layer Damping (ILD) bezeichnet [156, 157]. Dieses ILD ist besonders effektiv, da bei konstanter Gesamtdicke und gleicher Dicke der Grund- und Randschicht die Scherung in der viskoelastischen Zwischenschicht maximal wird [158]. Im Rahmen dieser Arbeit werden auch Lamine mit dicken Grund- oder Randschichten als CLD bezeichnet. Die Abkürzung ILD ist nur aus Vollständigkeitsgründen erwähnt. Um die Effekte der unterschiedlichen CLD-Strukturen besser beschreiben zu können, sollen zunächst Charakterisierungsmethoden vorgestellt werden, mit denen das Dämpfungsverhalten solcher Lamine untersucht werden kann. Anschließend wird eine Übersicht zu den bereits untersuchten Laminataufbauten und den daraus abgeleiteten Effekten gegeben.

### **2.7.2.1 Charakterisierungsmethoden für CLD**

Ähnlich wie die Charakterisierungsmethoden von FVK in Kap. 2.7.1.1 werden auch CLD-Lamine und -Strukturen meist mit Modalanalysen untersucht, um das modenspezifische Dämpfungsverhalten zu berücksichtigen. Dabei geht es zum einen um die Charakterisierung des Gesamtlaminats, oftmals soll aber auch nur das viskoelastische Materialverhalten der Dämpfungsschicht charakterisiert werden. Liegt dieses nicht als homogenes Vollmaterial vor, aus dem Probekörper für DMA gewonnen werden können, wird das Dämpfungsmaterial häufig in einem FLD oder CLD-Aufbau charakterisiert. Dies erfolgt meist mit einer Modalanalyse an einem einseitig eingespannten Balken.

## **Einseitig eingespannter Balken**

Viele Studien orientieren sich an den Normen nach ASTM E756-05 [159], oder nach DIN EN ISO 67213 [160], die eine Modalanalyse an einem einseitig eingespannten Balken (engl.: cantilever) vorsehen. Damit wird mit Hilfe des analytischen RKU-Modells anhand des Verlustfaktors des CLD-Laminats auf das viskoelastische Materialverhalten der Dämpfungsschicht geschlossen. Gleichzeitig kann dieses Verfahren jedoch auch genutzt werden, um das CLD-Laminat selbst zu charakterisieren. Dies wurde in einer Vielzahl an Studien mit leicht veränderten Versuchsaufbauten angewendet und stellt die am häufigsten verwendete Charakterisierungsmethode für CLD-Laminat dar [46, 131, 140, 143, 152, 157, 161–174]. Diese Studien befassten sich teilweise mit Dämpfungseffekten von CLD, oftmals wurde jedoch auch die Charakterisierungsmethode und die damit zu erzielenden Ergebnisse selbst untersucht und Verbesserungen der Methoden vorgeschlagen. So schlugen Cortes und Elejabarrieta [170] die Anregungen über die Platzierung der Einspannung auf einem Shaker vor, sprachen jedoch Verbesserungspotential durch eine geführte Bewegungsrichtung an. Suzuki et al. [174] nutzten die gleiche Methode lediglich zur Bestimmung der Eigenfrequenzen. Die Dämpfung ermittelten sie aus frei abklingenden Schwingungen mit einem aufgesetzten Beschleunigungssensor. Ein Grund für die zwei unterschiedlichen Methoden wurde jedoch nicht angegeben. Hujare und Sahasrabudhe [172] erwähnten die Relevanz der richtigen Einspannung, bei der das viskoelastische Material in der Klemmung durch eine steife Schicht ersetzt werden sollte, oder die Grundsicht in der Einspannung aufgedickt wird. Gleiches schlägt auch die ASTM E756-05 [159] Norm vor. Trotzdem gibt es viele Untersuchungen, die darauf verzichten und vor allem bei hybriden CLD-Werkstoffverbunden ist dies oft schwer zu realisieren [46, 131, 174]. Ghiringhelli und Terraneo [157] schlugen breitere Probekörper als in der Norm aufgeführt vor, um auch Torsionsmoden messen und charakterisieren zu können. Koruk et al. [164, 166] befassten sich mit der Beeinflussung durch eine elektromagnetische Anregung.

In einer weiteren Studie lieferten Ozer et al. [161] eine analytische Formulierung zur korrekten Berücksichtigung der zusätzlich nötigen ferromagnetischen Masse bei der elektromagnetischen Anregung von nicht magnetischen Probekörpern. Nach Martarelli et al. [165] ist die kontaktlose Anregung eines einseitig eingespannten CLD-Balkens mittels elektromagnetischer Anregung weniger beeinflussend auf die Modenform und Dämpfung als die Anregung über einen Shaker oder einen Modalhammer und ist damit zu bevorzugen. Generell werden meist Modalanalysen mit erzwungener Anregung zur Charakterisierung von CLD-Balken genutzt. Somit können auch gezielt höhere Moden angeregt werden, um das modenspezifische Dämpfungsverhalten zu untersuchen.

### **Andere Methoden**

Die Charakterisierung des CLD-Mechanismus erfolgt auch bei anderen Probekörpern und Geometrien meist mit Modalanalysen unter erzwungener Anregung. Um Probleme einer erhöhten Dämpfung bei einer festen Einspannung zu umgehen, schlugen Wojtowicki et al. [175] die zentrische Lagerung eines Balkens auf einem Shaker vor. Dabei wurde jedoch nur ein einseitig mit Dämpfungsmaterial beschichteter Balken nach dem FLD Prinzip getestet. Kishi et al. [176] wendeten die Methode auf CFK-Lamine mit integrierten Dämpfungsschichten an. Modalanalysen wurden ebenfalls an frei aufgehängten CLD-Platten durchgeführt [46, 177, 178]. Die Platten wurden dafür meist an dünnen Drähten aufgehängt, um einer frei-frei Lagerung zu entsprechen. Hiermit können auch komplexere Schwingmoden als mit einfachen Biegebalken untersucht werden.

Neben der modalen Dämpfung wurde auch das Wellenausbreitungsverhalten von einigen Autoren untersucht. Cremer [5] zeigte einen Versuchsaufbau mit dem dies an einfachen homogenen Balken charakterisiert werden kann. Ege et al. [179] untersuchten die Wellenausbreitung eines CLD-Systems bei hohen Frequenzen mittels frei aufgehängter Platten und zentraler Shakeranregung.

Die Reflektion der laufenden Wellen am Rand der Platte verhinderten Marchetti et al. [180] indem sie dämpfenden Schaum an den freien Enden einer frei aufgehängten CLD-Platte platzierten. Khalifi und Ross [181, 182] untersuchten die transiente Wellenausbreitung nach einem lokalen Modalhammerschlag an einer gelenkig gelagerten CLD-Platte.

Unterhalb der ersten Eigenfrequenz kann eine Charakterisierung mittels Kriechversuchen oder DMA stattfinden. DMA wurden vor allem zur Charakterisierung der viskoelastischen Dämpfungsschichten herangezogen. Damit wurden experimentell bestimmte Verlustfaktoren des CLD-Systems mit analytischen und numerischen Modellen abgeglichen. Zur Modellierung wurden Masterkurven des komplexen Moduls der Dämpfungsschichten unter Anwendung der TZA bestimmt [171, 179, 183]. Die Charakterisierung eines hybriden CLD-Laminats mittels 3PB-DMA wurde bislang nur unter konstanter Frequenz und Heizrate durchgeführt [178, 184, 185]. Ebenso wurde das Dämpfungsverhalten von Metall/Polymer/Metall-Hybriden mit DMA unter Torsion bei unterschiedlichen Kunststoff-zu-Metall-Verhältnissen von Cuillery et al [186] untersucht.

### **2.7.2.2 Beeinflussung des Vibrations- und Dämpfungsverhaltens**

Das Dämpfungsverhalten eines CLD- oder FLD-Laminats ist ein komplexes Zusammenspiel aus verschiedenen Anteilen, die sich aus dem viskoelastischen Materialverhalten und Steifigkeiten der einzelnen Konstituenten, dem Laminataufbau, der Probekörpergeometrie sowie den Einspannverhältnissen zusammensetzen. Der Kenntnisstand zu den Einflüssen dieser Faktoren soll im nachfolgenden dargelegt werden.

## Viskoelastisches Materialverhalten der Konstituenten

Wie auch beim Dämpfungsverhalten von homogenen Polymeren oder Werkstoffverbunden mit polymerer Matrix, ist das Dämpfungsverhalten von CLD-Laminaten maßgeblich durch das viskoelastische Materialverhalten der einzelnen Konstituenten geprägt. Den wichtigsten Anteil trägt dabei die viskoelastische Dämpfungsschicht. Wie in Kapitel 2.6 gezeigt, weisen Polymere vor allem im Glasübergangsbereich und darüber gutes Dämpfungsverhalten auf. Dementsprechend werden auch Dämpfungsschichten dahingehend optimiert und ausgewählt, dass sie in ihrer Anwendung möglichst in diesem Temperatur- und Frequenzbereich zum Einsatz kommen. Generell wirkt sich das temperaturabhängige viskoelastische Materialverhalten der Dämpfungsschicht auch stark auf das Dämpfungsverhalten der hybriden Materialien aus. Nach Sperling [187] hängt die Effektivität einer Dämpfungsschicht für CLD-Anwendungen vor allem von dessen  $\tan(\delta)$  ab und kann am effektivsten am oberen Ende des Glasübergangsbereichs dämpfen. Jones [17] zeigt das temperaturabhängige Dämpfungsverhalten einiger kommerziell vertriebenen Dämpfungsschichten, die als CLD-Folie zum Aufkleben auf die zu bedämpfende Struktur bezogen werden können. Diese Materialien besitzen teilweise sehr breite Glasübergangsbereiche, die sich über mehr als 50 K erstrecken. In einem symmetrischen dreischichtigen Aufbau mit einem viskoelastischen Kern als Dämpfungsschicht führt eine Erhöhung des Speichermoduls der Dämpfungsschicht (bei konstantem Verlustfaktor) dazu, dass sich die charakteristische Verlustfaktorkurve (siehe Abb. 2.14) zu höheren Frequenzen verschiebt [188]. Auch Polymerblends, wie das in Abb. 2.8 b) dargestellte Material, bei denen der Glasübergangsbereich durch die Mischung von mehreren Materialien verbreitert wurde, kommen zum Einsatz. Öborn et al. [189] zeigten den Einfluss von verschiedenen thermoplastischen Elastomerblends auf die Verbreiterung und die maximale Dämpfung im Verlustfaktorpeak bei einem CLD-Sandwich-Laminat aus zwei Stahlblechen und einer viskoelastischen Zwischenschicht. Sie wendeten auch die TZA auf die DMA-Daten des Dämpfungsmaterials an



und korrelierten das Dämpfungsverhalten aus dem analytischen RKU-Modell mit experimentellen Modalanalysen an CLD-Laminaten. Durch die TZA ergab sich auch eine Verschiebung des Dämpfungspeaks zu höheren Temperaturen aufgrund der höheren Frequenz der Modalanalysen im Vergleich zur DMA. Neben der Beeinflussung des Dämpfungsverhaltens durch eine Copolymerisation der Dämpfungsschicht, kommen auch hybride Laminataufbauten durch die Verwendung von verschiedenen Dämpfungsmaterialien in mehrschichtigen CLD-Laminataufbauten zum Einsatz. Die Dissipation erfolgt somit nicht in einer makroskopisch homogenen Dämpfungsschicht, sondern ergibt sich aus dem Werkstoffverbund verschiedener Dämpfungsbeläge. Ghandi et al. [190] zeigten die Beeinflussbarkeit des Dämpfungspeaks durch solch einen Aufbau analytisch. Dabei wurden die viskoelastischen Schichten jedoch direkt aufeinander gesetzt und ohne steife Zwischenschicht modelliert. Andere Untersuchungen zeigten ein ähnliches Verhalten für einen symmetrischen Sandwichaufbau, bei dem die Dämpfungsschichten durch steife Zwischenschichten getrennt wurden [141]. Der Einfluss von mehreren übereinander geklebten Dämpfungsbelägen wurde auch von Nashif et al. [8] experimentell und analytisch behandelt. In solchen Laminataufbauten sollte die innere Lage ihren Glasübergangspunkt bei höheren Temperaturen haben, um ein möglichst effektives Dämpfungsverhalten beider Materialien zu erzielen [145].

Neben dem viskoelastischen Materialverhalten der Dämpfungsschichten können auch die Grund- oder Randschichten selbst viskoelastisches Verhalten aufweisen und erheblich zur Dämpfung beitragen. Dies ist vor allem der Fall, wenn ein FVK als Rand- oder Grundschicht zum Einsatz kommt. Hierbei hat nicht nur das Dämpfungsverhalten in Abhängigkeit der Faserorientierung, sondern auch die Steifigkeit in Abhängigkeit der Faserorientierung einen Einfluss auf das Dämpfungsverhalten. Liao et al. [131] zeigten die Abhängigkeit des Dämpfungsverhaltens von der Faserorientierung für UD-CFK,

das mit viskoelastischen Zwischenschichten gedämpft wurde. Es wurde experimentell gezeigt, dass in einem symmetrischen Sandwichaufbau mit CFK-Randschichten und einer zentralen Dämpfungsschicht, ein  $[(+45^\circ/-45^\circ)_3/d]_s$ -Aufbau ( $d$  = Dämpfungsschicht,  $s$  = mittensymmetrische Anordnung, Laminat-Nomenklatur nach Schürman [133]) zu höheren Verlustfaktoren führen kann, als eine  $[0^\circ_6/d]_s$ -Orientierung, obwohl das CLD bei geringerer Randschichtsteifigkeit weniger effektiv ist. Kishi et al. [176] hingegen konnten in ihren experimentellen Untersuchungen höhere Verlustfaktoren bei  $[(0^\circ_2/d)_2/0^\circ_2]_s$ -Laminaten als bei  $[(+45^\circ/-45^\circ/d)_2/(+45^\circ/-45^\circ)_2]_s$ -Laminaten messen. Auch Zhang und Chen [191] zeigten in ihrer numerischen Studie, dass Biegemoden eines Balkens mit einem symmetrischen  $[0^\circ_8/d]_s$ -Aufbau stets stärker gedämpft waren als in einem  $[(45^\circ/-45^\circ)_4/d]_s$ -Aufbau des gleichen Materials. Diese Ergebnisse stehen im Kontrast zu den davor aufgeführten Ergebnissen von Liao et. al [131]. Die numerische Studie zeigte auch, dass Torsionsmoden der  $[(45^\circ/-45^\circ)_4/d]_s$ -Balken deutlich stärker gedämpft sind als die der  $[0^\circ_8/d]_s$ . Die Autoren führten dieses Verhalten auf ein stärkeres matrixdominiertes Materialverhalten der Torsionsmoden bei  $0^\circ$ -Laminaten im Vergleich zu den  $\pm 45^\circ$ -Laminaten zurück. Somit ist das Vibrations- und Dämpfungsverhalten nicht allein durch die Faserorientierung bestimmt, sondern steht in einem komplexen Zusammenhang aus den elastischen Speicher- und dissipativen Verlustmoduln der einzelnen Konstituenten.

### **Laminataufbau**

Mit Laminataufbau sind die Dicken der einzelnen Schichten sowie die Lage der viskoelastischen Schichten im Laminat gemeint. Die Designfreiheiten bei klassischen CLD (dicke Grundsicht, dünne Dämpfungs- und Randschicht) sind oftmals begrenzt, da der Dämpfungsbelag meist erst im Nachhinein auf die Struktur aufgebracht wird. Bei einer selbsttragenden, integrierten CLD-Struktur hat der Anwender hingegen noch mehr Optimierungsmöglichkeiten. In mehreren Studien wurde bestätigt, dass für einen dreischichtigen Aufbau

mit konstanter Dicke des viskoelastischen Materials der maximale Verlustfaktor bei einem symmetrischen Aufbau mit gleich dicken Randschichten auftritt [8, 17, 158]. Asnani und Nakra [192] untersuchten das Dämpfungsverhalten von mehrschichtigen Systemen analytisch und zeigten eine Zunahme des Verlustfaktors durch eine Aufteilung in dünnere Einzelschichten und damit einen Anstieg der Schichtanzahl. Ein ähnliches Materialverhalten wurde von Ghiringheli [46] experimentell bestätigt. Es wurde außerdem gezeigt, dass eine gleichmäßigere Schichtdicke der einzelnen steifen Zwischenschichten zu einem höheren Verlustfaktor führen kann, als eine Konzentration des Dämpfungsmaterials in der Mitte des Laminataufbaus. Ebenfalls führte eine dickere Dämpfungsschicht zur Erhöhung der modalen Dämpfung. Für einen fünfschichtigen Aufbau, wie in Abb. 2.13 dargestellt, bei dem die Mittelschichten und Randschichten aus dem gleichen Material bestehen, ergibt sich das maximale Dämpfungsverhalten für ein Dickenverhältnis von Mittelschicht zu den einzelnen Randschichten zwischen 0,5 und 0,8 [191]. Wang et al. [193] führten eine numerische Studie an einer fest eingespannten fünfschichtigen Platte mit FVK-Grund- und Randschichten ( $\eta = 0,02$ ) und zwei dämpfenden Zwischenschichten ( $\eta = 0,5$ ) durch. Auch hier wurde eine Abhängigkeit des Gesamtverlustfaktors von der Schichtdickenverteilung gezeigt. Es wurde ebenfalls gezeigt, dass das optimale Dickenverhältnis, bei dem ein maximaler Verlustfaktor erzielt wurde, auch von der Schwingmode abhängt. Hao et al. [151] konnten zusätzlich zeigen, dass der temperaturbedingte, modale Dämpfungsspeak ebenfalls vom Lagenaufbau abhängt. Sie untersuchten ein fünfschichtiges Laminat mit verschiedenen Anteilen an Mittel-, Dämpfungs- und Randschicht bei konstanter Gesamtdicke. Je nach Laminataufbau wurde eine unterschiedliche Temperatur ermittelt, bei der die modale Dämpfung durch den Glasübergang des Dämpfungsmaterials maximal wurde. Sie brachten dies mit den unterschiedlichen Eigenfrequenzen der verschiedenen Laminataufbauten und dem frequenzabhängigen Verhalten des Dämpfungsmaterials in Zusammenhang. Cuillery et al. [186] zeigten, dass mit zunehmendem Polymeranteil in einem Metall-Polymer-Metall-Hybrid die Dämpfung ansteigt, während die Steifigkeit

abnahm. Dies konnte auch von Zheng und Liang [194] für ein dreischichtiges Laminat mit GFK Randschichten und einer mittensymmetrischen NBR-Lage in Ausschwingversuchen festgestellt werden.

### **Komplexe Strukturen und industrielle Anwendungen**

Die CLD-Technologie findet sich auch in vielen industriellen Anwendungen wieder. Dafür werden meist klassische Dämpfungsfolien [195] auf die Strukturen aufgebracht. Im Fahrzeugbau findet CLD zum Beispiel zur Vermeidung von Bremsenquietschen als Dämpfungsbelag auf den Bremsbelägen Anwendung [196]. Auch in anderen Automobil- und Transportanwendungen wurde der positive Effekt eines lokal aufgetragenen CLD-Systems experimentell nachgewiesen [45, 197]. Xu et al. [198] zeigten die erhöhte Dämpfung bei Anwendung auf eine Werkzeugmaschinen­spindel. Integral gedämpfte Bauweisen von mehrfach gekrümmten Strukturen wurden bislang kaum untersucht. He und Rao [154] analysierten das Verhalten von Sandwichbalken mit viskoelastischem Kern und konstantem Krümmungsradius analytisch. Sie zeigten, dass bei konstanter Balkenlänge der Krümmungsradius nur geringen Einfluss auf Eigenfrequenzen und Dämpfungsverhalten besitzt. Rothaupt et al. [199] untersuchten das Dämpfungsverhalten einer abwickelbaren Geometrie mit Randschichten aus Stahl und Zwischenschichten aus biaxialem CFK sowie einem EPDM-Elastomer. Es konnte eine deutliche Dämpfungssteigerung im Vergleich zur Referenzstruktur aus Stahl gezeigt werden.

### **Literaturübersicht**

Eine Übersicht der beschriebenen Quellen zu CLD aus verschiedenen Materialien ist in Tab. 2.5 aufgelistet. Dort sind auch weitere Untersuchungen, die nicht im Detail behandelt werden dargestellt und anhand ihrer Charakterisierungsmethoden, Materialien und Laminataufbauten sortiert.

Tabelle 2.5: Literatur zu CLD. **Ref.**: Quellenangabe; **Grund- / Randschicht**: Beschreibt die verwendeten Materialien für Grund- und / oder Randschichten. Al: Aluminium, St: Stahl, biax.: biaxialer Lagenaufbau, triax.: triaxialer Lagenaufbau, linear elastisch: nicht näher spezifiziertes linear elastisches Material; **Anz.**: Anzahl von Grundschichten+Randschichten; **Dämpfungsschicht**: Verwendete Materialien für die Dämpfungsschichten. VDM: nicht näher spezifiziertes viskoelastisches Dämpfungsmaterial, PP: Polypropylen; **Anz. D.**: Anzahl der Dämpfungsschichten; **e / n / a**: experimentell / analytisch / numerisch durchgeführte Studie; **Methode**: verwendete Charakterisierungsmethode, MA: Modalanalyse, EF: eingespannt-frei, FF: frei-frei, SS: simply supported, EEEE: eingespannt an allen vier Seiten; **Anmerkung**: Kurzbeschreibung was untersucht wurde oder an der Quelle wichtig ist.

Ref.	Grund- / Randschicht	Anz.	Dämpfungsschicht	Anz. D.	e / a / n	Methode	Anmerkung
[157]	EN AW-2024 T3	2	SBR	1	✓/✓/✓	MA Balken EF	Einfluss der Probekörpergeometrien auf Charakterisierung des VDM
[167]	St	2	VDM	1	✓/✓/✓	MA Balken EF	Abgleich Modell / Experiment
[162]	Al / St	2	VDM	1	✓/✓/-	Balken EF	Asymmetrisches Laminat
[179]	Al / St	2	polymerer Schaum	1	✓/✓/-	MA Platte FF	Breiter Frequenzbereich, laufende Wellen
[180]	Al / St	2	VDM	1	✓/✓/-	MA Platte FF	Wellenausbreitung
[200]	CFK biax, GFK UD-biax.	2	VDM	1	✓/✓/-	MA Balken EF	vernachlässigte FVK-Dämpfung unterschätzt Verhalten im Modell
[131]	CFK biax.	2	thermopl. Copolymer		✓/✓/-	MA Balken EF	Einfluss der Dämpfung und Faserorientierung des FVK
[189]	St	2	Polymerblends	1	✓/✓/-	MA Balken EF	Dämpfungsspek Verbreiterung durch Blends
[184]	CFK (0°)	2	NBR	1	✓/✓/✓	3PB-DMA	DMA unter konstanter Frequenz
[185]	CFK (0°/90°/0°) <sub>s</sub>	2-3	Polyurethan Film	1-2	✓/✓/✓	3PB-DMA	Vergleich von drei- und fünfschichtigem Aufbau
[201]	CFK biax.	2	kompressibler Schaum	1	✓/✓/✓	MA Balken SS	kompressibler Schaumkern als Dämpfungsschicht

Tabelle 2.5: Fortsetzung der Literatur zu CLD. Erklärung der Abkürzungen siehe Tabellenbeginn.

Ref.	Grund- schicht	Rand- Anz.	Dämpfung- schicht	Anz. D.	e / a / n	Methode	Anmerkung
[202]	CFK (0°/90°), (0°)	2	VDM	1	✓ / - / ✓	MA Platte EEEE	Einfluss CFK-Lagenaufbau
[174]	CFK triax.	2-6	VDM	1-5	✓ / - / ✓	MA Balken EF	Vernachlässigung der CFK-Dämpfung im Modell
[203]	linear elastisch	2	VDM	1	✓ / - / ✓	MA Balken EF	2,5D gekrümmte Struktur mit lokalem CLD
[204]	St	2	VDM	1	✓ / - / ✓	MA Platte	Anwendung auf Fahrzeug Radkasten
[152]	St	2	VDM	1	✓ / - / ✓	MA Balken EF	optimierte Platzierung von segmentier- tem CLD
[150]	St / CFK + Spacer	2	VDM	1	✓ / - / ✓	MA Balken / Struk- tur	Schaumkern als Abstandshalter
[183]	-	-	versch. VDM	-	✓ / - / -	DMA	Charakterisierung des VDM in Schub DMA
[46]	EN AW-2024, CFK-Gewebe biax	2-10	SBR	1-9	✓ / - / -	MA Balken EF/ Platte	Einfluss versch. Lagenaufbauten (An- zahl und Dicke)
[172]	Al	2	versch. VDM	1	✓ / - / -	MA Balken EF	Charakterisierung des DM
[28]	EN AW-2024 T3	3	selbstverstärktes PP	2	✓ / - / -	MA Balken EF	Vergleich zum Dämpfungsverhalten von FML
[177]	CFK	2	VDM	1	✓ / - / -	MA Platte FF	temperaturabhängiges Dämpfungsver- halten
[205]	CFK (0°), biax.	2-8	Aramid FVK	1-7	✓ / - / -	3PB-DMA / Bal- ken EF	AFK als Dämpfungsschicht
[206]	CFK (0°/90°)	2	VDM	1	✓ / - / -	MA Balken EF	Dämpfung von rotierenden Balken
[176]	CFK biax, 0°	5	thermopl. Elastomere	2	✓ / - / -	MA FF Balken	Einfluss der FVK-Dämpfung charaktéri- siert
[207]	Messing	2	versch. Blends / Füllstoffe	2	✓ / - / -	MA Balken EF	Einfluss VDM, Füllstoffe

Tabelle 2.5: Fortsetzung der Literatur zu CLD. Erklärung der Abkürzungen siehe Tabellenbeginn.

Ref.	Grund- / schicht	Rand-	Anz.	Dämpfungs- schicht	Anz. D.	e/a/n	Methode	Anmerkung
[45]	St		2	SBR, BR	1	✓/✓/-	Geräuschmessung	Anwendung auf Bahnwagons
[171]	St		2	Blend	1	✓/✓/-	MA Balken EF	Anwendung der TZA aus DMA-Daten
[178]	St / GFK		2	EPDM	1	✓/✓/-	MA Platte / 3PB-DMA	unsymmetrischer dreischichtiger Aufbau
[3]	linear elastisch		2	VDM	1	✓/✓/-	MA Balken / Platte	Einführung des RKU-Modells
[138]	EN AW-2024 T3		2	VDM	1	-✓/✓/-	MA Balken FF	erste vereinfachte Beschreibung des RKU-Modells
[141]	CFK versch. Lagenaufbauten		2-4	versch. VDM	1-3	-✓/✓/-	MA Balken EF	VDM Lagenanzahl, Dicke, versch. VDM in einem Laminat
[154]	linear elastisch		2	VDM	1	-✓/✓/-	MA Balken FF	gekrümmte Balken
[139]	linear elastisch		2	VDM	1	-✓/✓/-	MA Balken SS	versch. Balken Querschnitte H, C, O
[192]	linear elastisch		4-16	VDM	3-15	-✓/✓/-	MA Balken EF	massenspezifische Optimierung
[208]	Al		2	versch. VDM		-✓/✓/-	MA Balken EF	Optimierung der Dämpfung durch Laminataufbau
[181, 182]	Al		2	VDM	1	-✓/✓/-	MA lokaler Impact Platte SS	partielles CLD und Wellenausbreitung
[190]	Al		2	versch. VDM	1	-✓/✓/-	MA Balken FF	versch. VDM in einem Laminat
[151]	Al		2	versch. VDM	1	-✓/✓/-	MA SS Balken	Temperatur-, Lagedicken-, Laminataufbaueinfluss
[209]	Al / piezoelektrisch		2	VDM	1	-✓/✓/-	MA Balken EF	segmentiertes CLD mit optimaler Platzierung
[210]	Al, CFK (45°/-45°) <sub>s</sub>		2	VDM	1	-✓/✓/-	MA Platte	asymmetrische laufende Wellen durch FVK-Randschicht
[191]	CFK (0°), (45°/45°) <sub>s</sub>		2-3	VDM	1-2	-✓/✓/-	MA Balken EF	FVK-Dämpfung Berücksichtigt

Tabelle 2.5: Fortsetzung der Literatur zu CLD. Erklärung der Abkürzungen siehe Tabellenbeginn.

Ref.	Grund- schicht	Rand-	Anz.	Dämpfungs- schicht	Anz. D.	e / a / n	Methode	Anmerkung
[211]	CFK 0°		2	VDM	1	-/-/✓	MA Balken EF	Einfluss des Laminataufbaus
[193]	FKV		3	VDM	2	-/-/✓	MA Platte	Einfluss der Schichtdicken und Platten- größe
[197]	Metall		4	VDM	4	-/-/✓	-	ebene Kreissegmentsstruktur
[212]	linear elastisch		2	VDM	1	-/-/✓	MA Balken SS	Einfluss nichtlinearer Viskoelastizität
[213]	linear elastisch		2	VDM	1	-/-/✓	MA Platte versch. Randbedingungen	Einfluss der Randbedingungen
[173]	viskoelastisch		2	versch. VDM	1	-/-/✓	MA Balken EF	Beschreibung von Lambwellen
[214]	St		2	VDM	1	-/-/✓	MA Balken EF	Optimale Platzierung partielles CLD, Literaturübersicht zu CLD Modellierung
[215]	St, Al, Glas		2	versch. VDM	1	-/-/✓	MA Platte	Ausbreitung versch. Wellentypen in Sandwich Laminat
[155]	-		-	-	-	-/-/-	-	Literaturübersicht zu aktivem CLD
[43]	-		-	-	-	-/-/-	-	Literaturübersicht zu VDM mit Literatur zu CLD
[145]	-		-	-	-	-/-/-	-	Literaturübersicht zu CLD



# 3 Materialien und Herstellungsprozesse

## 3.1 Materialien

### 3.1.1 Elastomer

Die untersuchten Elastomere wurden als unvulkanisiertes Rohmaterial von der Firma KRAIBURG Holding GmbH & Co. KG zur Verfügung gestellt. Es wurden zwei verschiedene Mischungen untersucht. Bei beiden Elastomeren handelte es sich um Ethylen-Propylen-Dien-Kautschuke (EPDM), die sich vor allem in ihrem E-Modul unterschieden. Die Elastomere wurden unter der Bezeichnung HAA9275/45 für die härtere und SAA9579/52 für die weichere Mischung vom Hersteller vertrieben. Das harte Elastomer beinhaltete Silica als verstärkenden Füllstoff, das weiche Elastomer Silica und Ruß [216]. Beide Elastomere lagen als kalandrierte Folie mit definierter Dicke vor. Es wurden zwei verschiedene Dicken von 0,5 mm und 0,65 mm untersucht. Neben der Folienform wurde das weiche Elastomer über einen zusätzlichen Lösungsprozess in Waschbenzin zu einer gießbaren Flüssigkeit verarbeitet. Damit konnten Schichtdicken in beliebiger Dicke realisiert werden. Um eine gut verarbeitbare Viskosität zu erhalten, wurde ein Mischungsverhältnis von 16 Vol.-% Elastomer angestrebt [105]\*.

Materialdaten, die nicht in eigenen Versuchen bestimmt wurden, können aus den Datenblattangaben des Herstellers entnommen werden und sind in Tab. 3.1

aufgeführt. Die Datenblätter der Elastomere sind ebenfalls im Anhang A.3 aufgeführt. Nach den Angaben des Herstellers wurden die Mischungen für gute Anhaftung an Epoxidmatrixsystemen sowie Stahl und Aluminium optimiert. Zur quasistatischen und dynamischen Charakterisierung der Elastomere wurden aus den konsolidierten Platten des weichen und harten Elastomers mit einem Stanzwerkzeug rechteckige Probekörper entnommen. Die Geometrie der Probekörper ist in den Methodenbeschreibungen in Kapitel 4 zu finden.

Tabelle 3.1: Materialdaten der verwendeten Elastomere aus Herstellerangaben [217, 218]. Siehe Anhang A.3.

		SAA9579/52	HAA9275/45
		weich	hart
Härte	Shore A	88	98
Dichte	kg/cm <sup>3</sup>	1180	1250

### 3.1.2 Kohlenstofffaserverstärkter Kunststoff

Als FVK wurde ein vorimprägniertes CFK-Halbzeug (Prepreg) der Firma Hexcel mit dem Namen HexPly-M77/38/UD150/CHS-12K-70 eingesetzt. Es handelte sich dabei um ein UD-Gelege mit einem Faserflächengewicht von 150 g/m<sup>2</sup>. Tab. 3.2 fasst die wichtigsten, nicht in eigenen Versuchen bestimmten, Eigenschaften des Herstellerdatenblatts zusammen. Die Einzellagendicke kann je nach Harzgehalt variieren und liegt für 35 Gew.-% bis 41 Gew.-% Harz bei 0,154 mm bis 0,177 mm. Zur Charakterisierung des CFK wurden [0°<sub>8</sub>]- und [(45°/-45°)<sub>2</sub>]<sub>s</sub>-Lamine hergestellt, aus denen durch Wasserstrahlschnitt verschiedene Probekörpergeometrien (siehe Kapitel 4) entnommen wurden. Für

die hybriden FMEL wurde das Prepreg zu einem biaxialen  $[0^\circ/90^\circ]_s$ - oder einem biaxialen  $[0^\circ/90^\circ]_3$ -Aufbau geschichtet.

Tabelle 3.2: Materialdaten HexPly M77/38/UD150/CHS-12K-70 nach Herstellerdaten [219].

Faser Flächengewicht	$\text{g/m}^2$	150
Fasertyp	-	High Strength Carbon 12K
Faserdichte	$\text{g/cm}^3$	1,8
Harzdichte	$\text{g/cm}^3$	1,15
Harzgehalt	Gew.-%	38
Einzellagendicke	mm	0,165

### 3.1.3 Aluminium

Für die Aluminiumschichten wurden Bleche der Legierung EN AW-2024 T3 ALCLAD AMS-QQA-250/5 der Firma Kaiser Aluminium in einer Dicke von 0,3 mm verwendet. Die Hauptlegierungselemente setzen sich aus 4,4 % Cu, 1,5 % Mg und 0,6 % Mn zusammen [220]. Die ALCLAD Legierung unterscheidet sich von einer Standard 2024 Legierung durch eine dünne Randschicht aus korrosionsbeständigem AL 1050, die mindestens 4% der Gesamtdicke ausmacht [221]. Tab. 3.3 fasst die mechanischen Kenngrößen der EN AW-2024 T3 ALCLAD Bleche zusammen. Für die Untersuchungen im Rahmen dieser Arbeit waren vor allem die Dämpfungseigenschaften des verwendeten Aluminiumblechs von Interesse. Da diese im Vergleich zu den polymeren Materialien (Elastomer, CFK) bei Aluminium deutlich geringer und kaum temperatur- und frequenzabhängig sind, konnten sie größtenteils vernachlässigt werden. Es ist anzumerken, dass das Dämpfungsverhalten des verwendeten 0,3 mm dicken Aluminiumblechs nicht einfach zu charakterisieren ist. Durch die geringe Dicke wäre eine modale Dämpfungsbestimmung an einem Biegebalken nur an

sehr kleinen Balkenlängen möglich. Dies lässt sich experimentell jedoch nicht einfach umsetzen. Die Charakterisierung mittels DMA ist zur Bestimmung von sehr geringen Verlustfaktoren ebenfalls nicht geeignet [4]. Von daher wurde der Verlustfaktor aus Literaturdaten abgeschätzt. Die Vorgehensweise zur Bestimmung der modalen Dämpfung von Iriondo et al. [28] wurde als valide angesehen und ein Verlustfaktor von  $\eta = \tan(\delta) = 0,0009$  wurde für die EN AW-2024 T3 ALCLAD Legierung angenommen.

Tabelle 3.3: Materialdaten EN AW-2024 T3 ALCLAD aus Literaturdaten [220, 221].

E-Modul	GPa	72,4
Dichte	$\text{g/cm}^3$	2,77
Zugfestigkeit	MPa	405
Dehngrenze	MPa	270
Bruchdehnung	%	12

## 3.2 Laminataufbauten

Es wurden insgesamt acht verschiedene Laminataufbauten untersucht. Diese sind in Tab. 3.4 zusammengefasst. Die Lamine können in zwei Klassen unterteilt werden. Lamine mit den Nummern eins bis drei besaßen Aluminiumbleche als Randschichten und eine biaxiale CFK-Mittelschicht. Bei den Laminen mit den Nummern vier bis acht war dies umgekehrt. Die Aufbauten eins und vier stellen Lamine ohne Elastomerschichten dar. Die zwei Laminatklassen wurden so gewählt, dass bei gleicher Elastomerdicke die Gesamtdicke des Laminats konstant blieb.

Tabelle 3.4: FML und FMEL-Aufbauten. Nomenklatur für hybride Laminare basiert auf VDI 2014 [222].  $X_y^z$ : X: Material Klasse; y: Dicke in mm; z: Zusätzliche Informationen wie Faserorientierung oder unterschiedliche Materialien innerhalb der Material Klasse, A: Aluminium; El: Elastomer; C: CFK; Abkürzung dient als Schreibweise für Diagramme oder im Text; Nach [223]\*.

Nr.	Laminataufbau	Dicke / mm	Abkürzung
1.	$[A_{0.3}/(C_{0.15}^0/C_{0.15}^{90})_3/A_{0.3}]$	1.5	A-C-A
2.	$[A_{0.3}/El_{0.5}^{hart}/(C_{0.15}^0/C_{0.15}^{90})_3/El_{0.5}^{hart}/A_{0.3}]$	2.5	A-El <sub>0.5</sub> <sup>W</sup> -C-El <sub>0.5</sub> <sup>W</sup> -A
3.	$[A_{0.3}/El_{0.5}^{weich}/(C_{0.15}^0/C_{0.15}^{90})_3/El_{0.5}^{weich}/A_{0.3}]$	2.5	A-El <sub>0.5</sub> <sup>B</sup> -C-El <sub>0.5</sub> <sup>B</sup> -A
4.	$[(C_{0.15}^0/C_{0.15}^{90})_s/A_{0.3}/(C_{0.15}^0/C_{0.15}^{90})_s]$	1.5	C-A-C
5.	$[(C_{0.15}^0/C_{0.15}^{90})_s/El_{0.05}^{weich}/A_{0.3}/El_{0.05}^{weich}/(C_{0.15}^0/C_{0.15}^{90})_s]$	1.6	C-El <sub>0.05</sub> <sup>W</sup> -A-El <sub>0.05</sub> <sup>W</sup> -C
6.	$[(C_{0.15}^0/C_{0.15}^{90})_s/El_{0.5}^{weich}/A_{0.3}/El_{0.5}^{weich}/(C_{0.15}^0/C_{0.15}^{90})_s]$	2.5	C-El <sub>0.5</sub> <sup>W</sup> -A-El <sub>0.5</sub> <sup>W</sup> -C
7.	$[(C_{0.15}^0/C_{0.15}^{90})_s/El_{0.5}^{hart}/A_{0.3}/El_{0.5}^{hart}/(C_{0.15}^0/C_{0.15}^{90})_s]$	2.5	C-El <sub>0.5</sub> <sup>B</sup> -A-El <sub>0.5</sub> <sup>B</sup> -C
8.	$[(C_{0.15}^0/C_{0.15}^{90})_s/El_{0.65}^{weich}/A_{0.3}/El_{0.65}^{weich}/(C_{0.15}^0/C_{0.15}^{90})_s]$	2.8	C-El <sub>0.65</sub> <sup>W</sup> -A-El <sub>0.65</sub> <sup>W</sup> -C

Für die Lamine mit CFK-Randschichten ergab sich damit eine Dicke der Mittelschicht von 0,3 mm und der Randschichten von 0,6 mm. Für die Lamine mit Aluminiumrandschichten ergab sich eine Dicke von 0,9 mm der Mittelschicht und von 0,3 mm der Randschichten. Neben Laminen mit der Elastomerdicke von 0,5 mm wurde das weiche Elastomer auch in Laminen mit CFK-Randschichten als dünnere Variante in 0,05 mm und dickere Variante in 0,65 mm charakterisiert. Der Herstellungsprozess der dünnen Elastomerschicht ist in Stoll et al. [105]\* beschrieben. Die Laminataufbauten vier bis acht wurden mittensymmetrisch angeordnet, um möglichst verzugsarme Platten und Bauteile herzustellen. Bei Aufbau eins bis drei war es nicht möglich für eine Gesamtschichtdicke von 1,5 mm bzw. 2,5 mm einen mittensymmetrischen Aufbau vorzusehen. Daher wurden hier die CFK-Schichten mit einer biaxialen  $[0/90]_3$ -Orientierung aufgebaut.

### 3.3 Herstellungsprozesse

Im Rahmen dieser Arbeit wurden sowohl ebene Platten als auch 3D-Bauteile hergestellt und charakterisiert. Die Herstellung der verschiedenen Varianten erfolgte mit zwei unterschiedlichen Prozessrouten, da für die 3D-Bauteile ein zusätzlicher Tiefziehschritt angewendet werden musste.

#### 3.3.1 Ebene Platten und Probekörper

Die Herstellung von hybriden (FML, FMEL) und monolithischen (Elastomer, CFK) ebenen Platten und Probekörpern erfolgte in einem Heißpressverfahren mit den gleichen Prozessparametern für alle Laminatkonfigurationen. Abb. 3.1 a), b) zeigt die hierfür verwendete Presse des Fraunhofer-Instituts für Chemische Technologie (ICT), Pfinztal mit einer maximalen Presskraft von 5000 kN und dem eingebauten quadratischen Plattenwerkzeug.

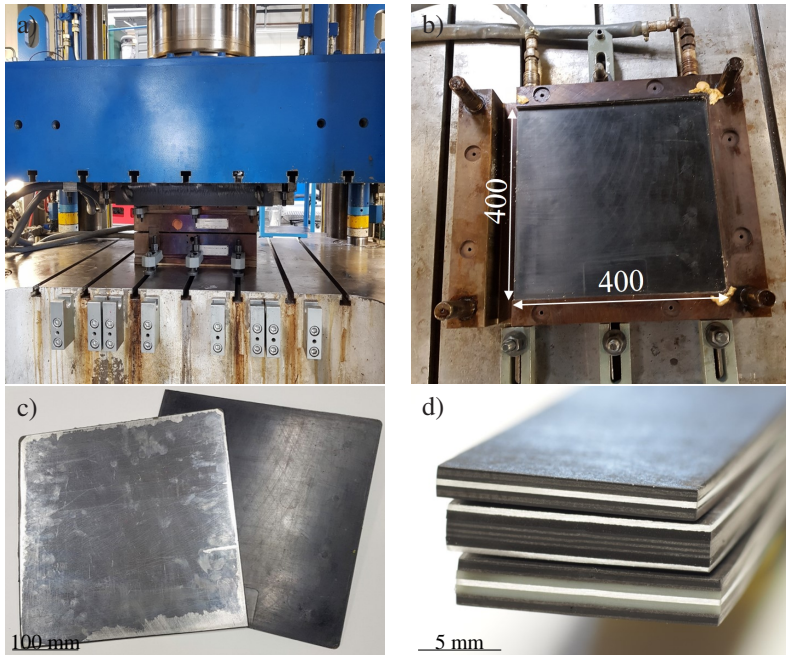


Abbildung 3.1: a) Dieffenbacher Presse des Fraunhofer ICT; b) Beheiztes Tauchkantenwerkzeug (400 mm x 400 mm); c) FMEL Platten mit Maßen von 400 mm x 400 mm; d) Wasserstrahlgeschnittene Probekörper.

Das Werkzeug wurde mit einem Trennmittel (Loctite Frekote HMT 2) eingetrennt, um die konsolidierten Bauteile entformen zu können. Es wurden reine Elastomerplatten mit einer Dicke von 2 mm aus vier Einzellagen von je 0,5 mm Dicke und CFK Platten in  $[0^8]$  und  $[(45^\circ/-45^\circ)_2]_s$ -Faserorientierung konsolidiert. Dafür wurde ein Presszyklus von 40 bar für 300 s bei  $150^\circ\text{C}$  in einem Tauchkantenwerkzeuge mit quadratischen Abmessungen von 400 mm  $\times$  400 mm angewendet. Die damit hergestellten Platten sind in Abb. 3.1 c) zu sehen. Abb. 3.1 d) zeigt beispielhafte Probekörper die aus den Platten entnommen wurden.

Hybride FMEL und FMEL wurden mit denselben Parametern konsolidiert. Die Aluminiumbleche wurden mit Aceton gesäubert, um Fettrückstände zu entfernen und eine bessere Anhaftung zu gewährleisten. Für die Lamine ohne Elastomer mussten die Aluminiumbleche angeschliffen werden, um die Anhaftung zum Epoxidharz des CFK Prepregs zu verbessern. Der Schleifprozess wurde manuell nach DIN 13887 durchgeführt [224].

### 3.3.2 3D-Bauteile

Neben ebenen Platten wurden auch 3D-FMEL- und 3D-FML-Bauteile hergestellt. Als Halbzeug wurden die gleichen Materialien wie für die ebenen Platten in Kapitel 3.3.1 verwendet. Um das Aluminiumblech umzuformen, musste bei der Herstellung ein zusätzlicher Tiefziehschritt integriert werden. Dafür wurde eine Müller Weingarten Tiefziehpresse mit einer maximalen Kraft von 10000 kN des Instituts für Umformtechnik der Universität Dortmund genutzt. Die Bauteile wurden im Rahmen einer Kooperation mit dem DFG-Projekt „Gezielte Einstellung gradiertter Eigenschaften unter Nutzung der in-situ Hybridisierung zur Herstellung eigenschaftsoptimierter, thermoplastbasierter Faser-Metall-Lamine“ hergestellt. Abb. 3.2 a) zeigt diese Presse mit dem eingebauten Werkzeug. Das beheizbare Tiefziehwerkzeug ist in Abb. 3.2 b) dargestellt. Zusätzlich ist ein Schnittbild des CAD-Modells des Werkzeugs in Abb. 3.2 c) zu sehen. Damit wurden sowohl die Bleche umgeformt, als auch die hybriden 3D-FMEL-Bauteile konsolidiert. Da eine Umformung und Konsolidierung in einem Schritt stets zu starker Faltenbildung in den Blechen und damit nicht ausreichender Bauteilqualität führte, wurde die Umformung und Konsolidierung auf zwei separate Schritte unterteilt. Dazu wurde in einem ersten Schritt nur das Aluminiumblech tiefgezogen. Um dabei die vorgesehenen Radien im Blech abformen zu können, wurden Platzhalterbleche mit umgeformt, sodass sich das Aluminiumblech beim Tiefziehschritt stets auf der korrekten Position



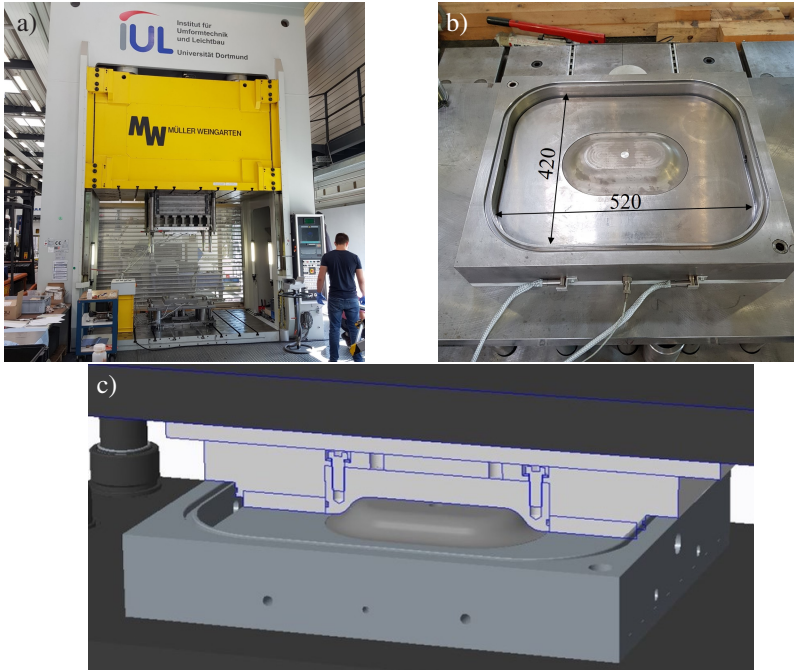


Abbildung 3.2: a) Presse des IUL Dortmund für die Herstellung der 3D-Bauteile; b) Werkzeug zur Herstellung von tiefgezogenen, hybriden FMEL-Bauteilen; c) Schnittansicht des CAD-Modells des Werkzeugs für die 3D-Bauteile.

in Dickenrichtung befand. Der Tiefziehprozess wurde mit einer Niederhalterkraft von 160 kN bei einer Stempelgeschwindigkeit von 24 mm/s durchgeführt. In einem zweiten Schritt wurde das restliche Halbzeug (CFK, Elastomer) auf die vorgeformten Bleche, zu sogenannten Preforms, drapiert. Anschließend wurden die Preforms im Werkzeug bei 150 °C und 40 bar für 300 s konsolidiert. Da sich je nach Laminataufbau (mit oder ohne Elastomer) eine andere Dicke ergab, wurde auch hier ein eingetrenntes Platzhalterblech mit in die Presse eingelegt, um eine konstante Werkzeugkavitäthöhe von 2,5 mm auszufüllen. Die Platzhalterbleche wurden nach der Aushärtung entfernt und die Bauteile wurden per Wasserstrahlschnitt auf die in Abb. 3.3 dargestellten Sollmaße besäumt.

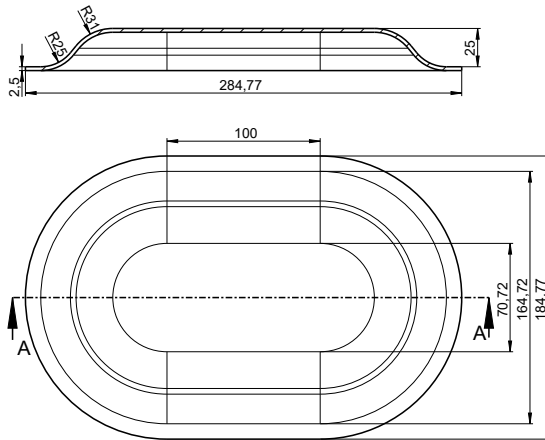


Abbildung 3.3: Sollmaße der 3D-Bauteile mit einer Dicke vom 2,5 mm [225]\*.

Die Geometrie besteht im inneren Bereich und am äußeren Rand aus zwei ebenen Fläche die durch einen abgerundeten Bereich verbunden sind. Zwei Beispielbauteile sind in Abb. 3.4 zu sehen.



Abbildung 3.4: Zugeschnittene hybride 3D-Bauteile mit den Maßen aus Abb. 3.3 [225]\*.

## 4 Experimentelle Methoden

### 4.1 Mikrostrukturelle Charakterisierung

Zur Qualitätssicherung und Vermessung der Schichtdicken wurden materialographische Schriffe von jedem der in Tab. 3.4 dargestellten Laminataufbauten erstellt. Dafür wurden die Probekörper in einem kalt aushärtenden Kunststoff eingebettet und anschließend geschliffen. Für die hybriden Lamine wurde in zwei Stufen mit einer Körnung von P1000 und P2500 geschliffen. Schriffe der reinen CFK-Proben wurden zusätzlich mit einer Körnung von P4000 geschliffen und anschließend mit einer 3  $\mu\text{m}$  Diamantsuspension poliert. Anschließend wurden Lichtmikroskopieaufnahmen mit einem Auflichtmikroskop Axiovert 200 MAT der Firma Zeiss aufgenommen. Daraus wurden die Schichtdicken der Einzelschichten vermessen. Der Faservolumengehalt (FVG) der UD-CFK-Probekörper wurde ebenfalls an Lichtmikroskopieaufnahmen ausgewertet. Dies wurde mittels Grauwertkorrelation mit dem Bildverarbeitungsprogramm *ImageJ* durchgeführt. Dafür wurde ein Schwellwert definiert, der in der Lichtmikroskopieaufnahme zwischen Matrix und Faser trennt. Dieser wurde im Minimum zwischen den Grauwertpeaks von Faser und Matrix festgelegt. Das Verhältnis der schwarzen zu weißen Pixel wurde als Faservolumengehalt  $V_F$  angenommen.

## 4.2 Quasistatische Charakterisierung

### 4.2.1 Zugversuche

#### 4.2.1.1 CFK

Quasistatische Zugversuche am CFK wurden nach DIN EN ISO 527-5 [226] für UD-Probekörper mit  $[0^\circ_8]$ - und  $[90^\circ_8]$ -Laminataufbau durchgeführt. Daraus wurden der E-Modul und die Bruchdehnung in Abhängigkeit der Faserorientierung bestimmt. Quasistatische Zugversuche an  $[(45^\circ/-45^\circ)_2]_s$ -Probekörpern zur Bestimmung des interlaminaren Schubmoduls sowie des E-Moduls in  $\pm 45^\circ$ -Richtung wurden nach DIN EN 6031 [227] durchgeführt. Dabei wurde der interlaminare Schubmodul

$$G = 0,5 \cdot \frac{(\sigma_2 - \sigma_1)}{(\varepsilon_{x2} - \varepsilon_{x1}) - (\varepsilon_{y2} - \varepsilon_{y1})} \quad (4.1)$$

mit der oberen und unteren Dehngrenze in Belastungsrichtung ( $\varepsilon_{x1}$ ,  $\varepsilon_{x2}$ ) und quer dazu ( $\varepsilon_{y1}$ ,  $\varepsilon_{y2}$ ), sowie dem zugehörigen Spannungsbereich ( $\sigma_2 - \sigma_1$ ), bestimmt. Die Geometrien der Probekörper sind in Tab. 4.1 zusammengefasst. Die Versuche wurden an einer elektromechanischen ZwickRoell ZMART.PRO Universalprüfmaschine mit einer 200 kN-Kraftmessdose durchgeführt. Da für die Bestimmung des interlaminaren Schubmoduls die Längs- und Querdehnung der Probekörper gemessen werden musste, wurde die Dehnung mittels digitaler 2D-Bildkorrelation (engl.: digital image correlation (DIC)) der Firma GOM (Aramis 4M professional) gemessen und mit der Software *GOM Correlate Professional 2018* ausgewertet. Für die  $0^\circ$ -Orientierung wurden GFK-Krafteinleitungselemente im Einspannbereich mit dem Epoxidharz UHU Endfest 300 aufgeklebt. Bei der  $90^\circ$ - und  $\pm 45^\circ$ -Faserorientierung wurde darauf verzichtet. Die Versuche wurden wegkontrolliert mit einer konstanten Prüfgeschwindigkeit von 1 mm/s für die  $0^\circ$ - und von 2 mm/sec für die  $90^\circ$ - und  $\pm 45^\circ$ -Faserorientierungen durchgeführt. Die resultierende nominelle Dehnrates ist in Tab. 4.1 dargestellt.

Tabelle 4.1: Prüfparameter und Probekörpergeometrien für quasistatische Zugversuche an CFK mit 0°, 90°- und ±45°-Faserorientierung.

		CFK 0°	CFK 90°	CFK ±45°
Gesamtlänge	mm	250	250	250
Dicke	mm	1,2	1,2	1,2
Breite	mm	15	25	25
Krafteinleitungselemente		ja	nein	nein
Messlänge	mm	50	50	50
Traversengeschw.	mm/min	1	2	2
nominelle Dehnrate	1/sec	$2,2 \cdot 10^{-4}$	$1,1 \cdot 10^{-4}$	$1,1 \cdot 10^{-4}$
Probekörperanzahl	-	10	10	5

#### 4.2.1.2 Elastomer

Quasistatische Zugversuche an beiden Elastomeren wurden in Anlehnung an ISO 37 [228] durchgeführt. Die Versuche wurden an einer elektromechanischen Universalprüfmaschine der Firma ZwickRoell mit einer 2,5 kN-Kraftmessdose durchgeführt. Die Dehnung wurde optisch mit dem System 2D GOM Aramis 4M professional gemessen. Die Versuche wurden bei einer konstanten Traversengeschwindigkeit durchgeführt. Die Probekörpergeometrien und Prüfparameter sind in Tab. 4.2 zusammengefasst.

Tabelle 4.2: Prüfparameter und Probekörpergeometrien für quasistatische Zugversuche an beiden Elastomeren.

		EL <sup>w</sup>	EL <sup>h</sup>
Gesamtlänge	mm	100	100
Dicke	mm	2	2
Breite	mm	10	10
Krafteinleitungselemente		nein	nein
Messlänge	mm	35	35
Traversengeschw.	mm/min	5	5
nominelle Dehnrate	1/sec	$1,7 \cdot 10^{-3}$	$1,7 \cdot 10^{-3}$
Probekörperanzahl	-	6	6

## 4.2.2 Biegeversuche

### 4.2.2.1 CFK

Quasistatische 3PB-Versuche wurden an UD-CFK-Probekörpern in 0°- und 90°-Richtung nach DIN EN ISO 14125 [229] durchgeführt. Damit kann ein anisotropes Verhalten des Zug- und Druck-E-Moduls überprüft werden. Die Versuche wurden auf einer Instron Electropuls E3000 mit einer 5 kN-Kraftmessdose durchgeführt. Die Messung der Durchbiegung zwischen den Auflagern erfolgte mittels eines Lasertriangulationssensors optoNCDT 20300 der Firma MicroEpsilon. Die Prüfparameter und Probekörpergeometrien der Biegeversuche sind in Tab. 4.3 aufgeführt. Zur Auswertung der Versuche wird die fiktive Randfaserdehnung  $\sigma_f$  und fiktive Randfaserdehnung  $\varepsilon_f$  nach DIN 14125 [229] berechnet.

Tabelle 4.3: Prüfparameter und Probekörpergeometrien für quasistatische 3PB an UD-CFK-Probekörper in 0°- und 90°-Richtung.

		CFK 0°	CFK 90°
Gesamtlänge	mm	115	115
Dicke	mm	1,3	1,3
Breite	mm	15	15
Auflagerabstand	mm	80	40
Traversengeschw.	mm/min	5	5
nominelle Dehnrate der Randfaser	1/sec	$6,1 \cdot 10^{-3}$	$2,4 \cdot 10^{-2}$
Probekörperanzahl	-	5	6

#### 4.2.2.2 FMEL

Es wurden zyklische quasistatische Biegeversuche an den FMEL-Aufbauten durchgeführt, um das Verformungsverhalten der Einzelschichten zu charakterisieren und das Scherverhalten der Elastomerschicht näher zu untersuchen. Das Scherverhalten der Einzelschichten wurde bei Raumtemperatur charakterisiert, zusätzlich wurde das globale Verformungsverhalten auch bei unterschiedlichen Umgebungstemperaturen und Dehnraten untersucht.

Der Versuchsaufbau zur Charakterisierung des lokalen Dehnungsverhaltens der Einzelschichten ist in Abb. 4.1 schematisch dargestellt. Die Auswertung der Dehnungen über das DIC-System erfolgte mittig zwischen dem linken Auflager und der Druckfinne, da hier die höchste Scherung der Elastomerschicht zu erwarten ist [230]<sup>\*</sup>. Dafür wurde die Probekörperseite plangeschliffen und mit einem stochastischen Schwarz-Weiß-Muster besprüht. Das Dehnungsverhalten wurde mit einem 2D-DIC-System (GOM Aramis 4M professional) gemessen und mit der Software *GOM Correlate Professional 2018* ausgewertet. Das Scherverhalten wurde entlang dem, in Abb. 4.1 eingezeichneten, roten Pfeil ausgewertet. Das eingezeichnete Koordinatensystem wurde mit rotiert, sodass

die Auswerterichtung immer in Dickenrichtung des Laminats stattfand. Die Versuche wurden auf einer 100 kN Universalprüfmaschine der Firma ZwickRoell durchgeführt, wobei die Kraftmessung über eine 1 kN-Kraftmessdose erfolgte. Die Durchbiegung der Probekörper wurde mittels Lasertriangulation (MicroEpsilon optoNCDT 20300) in der Mitte der Auflager gemessen. Es wurden pro Probe drei Be- und Entlastungszyklen bis zu einer Durchbiegung von 6 mm geprüft. Für die Varianten C-El<sub>3</sub>-A-El<sub>3</sub>-C und A-El<sub>3</sub>-C-El<sub>3</sub>-A wurden die maximalen Durchbiegungen auf 4 mm, bzw. 2 mm reduziert. Die maximalen Durchbiegungen wurden so gewählt, dass keine signifikante plastische Dehnung nach der Entlastung resultierte.

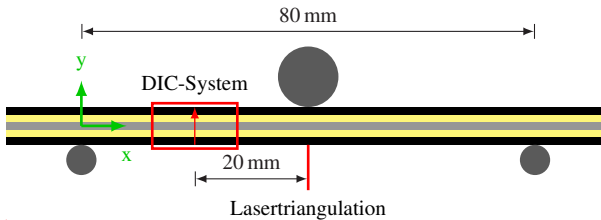


Abbildung 4.1: Versuchsaufbau der Biegeversuche an FMEL zur Analyse des Scherverhaltens der Einzelschichten.

Um das globale Verformungsverhalten unter Biegung zu charakterisieren wurden zyklische 3PB-Versuche bei unterschiedlichen Temperaturen auf einer 500 kN Universalprüfmaschine der Firma ZwickRoell in einer Temperierkammer durchgeführt. Anhand des globalen Verformungsverhaltens kann auf die Scherung in den Elastomerschichten geschlossen werden. Dabei wurden sechs verschiedene Temperaturen (80 °C, 50 °C, 20 °C, -10 °C, -40 °C und -45 °C) und zwei Traversengeschwindigkeiten geprüft. Der Verlauf der Biegelinie wurde mit einem DIC-System videoXtens der Firma ZwickRoell aufgezeichnet und anschließend mit der Software *GOM Correlate Professional 2018* ausgewertet. Die Kraftmessung erfolgte mit einer 25 kN-Kraftmessdose. Zusätzliche Prüfparameter der beiden Versuchsvarianten sind in Tab. 4.4 aufgeführt.



Tabelle 4.4: Prüfparameter und Probekörpergeometrien für zyklische 3PB an FMEL.

		lokale Dehnung	globales Verformungsverhalten
Auflagerabstand	mm	80	80
Probekörperdicke	mm	je nach Aufbau, siehe Tab. 3.4	
Probekörperbreite	mm	15	15
Auflagerabstand	mm	80	40
Traversengeschw.	mm/min	2	2 / 20
Temperatur	°C	20	-45 bis 80
Anzahl pro Variante	-	3	1

### 4.2.3 Schneidscherversuche

Schneidscherversuche nach Weidenmann et al. [231] wurden am Hybrid durchgeführt, um den Schubmodul der Elastomere im Verbund zu charakterisieren. Der Aufbau des Versuchs ist schematisch in Abb. 4.2 a) dargestellt. Die Versuche wurden an allen Laminataufbauten mit 0,5 mm oder 0,65 mm dicken Elastomerlagen durchgeführt. Der Scherspalt  $s$  wurde auf die Dicke einer Elastomerlage eingestellt. Die Dicke des Scherspaltess konnte mit Hilfe des, zur optischen Dehnungsmessung verwendeten DIC-Systems (2D GOM Aramis 4M professional) überprüft werden. Abb. 4.2 b) zeigt einen Ausschnitt der Auswertung mit dem DIC-System. Um eine Aussage über absolute Längenmessungen

treffen zu können, wurde der Maßstab in der Auswertesoftware *GOM Correlate Professional 2018* anhand des in Abb. 4.2 b) zu sehenden Millimeterpapiers definiert. Der Schubmodul

$$G = \frac{\tau}{\tan(\gamma_{xy})} \quad (4.2)$$

wurde aus der Schubspannung

$$\tau = \frac{F}{A} \quad (4.3)$$

über das Verhältnis von Scherkraft  $F$  zu Scherfläche  $A$  und dem Tangens des Scherwinkels

$$\tan(\gamma_{xy}) = \frac{\Delta x}{s}, \quad (4.4)$$

aus dem Weg  $\Delta x$  und dem Scherspalt  $s$  bestimmt.

Bei den Versuchen wurden die geprüften Laminat nur nach weichem oder hartem Elastomer unterschieden und es wurden alle Laminat mit einer 0,5 mm

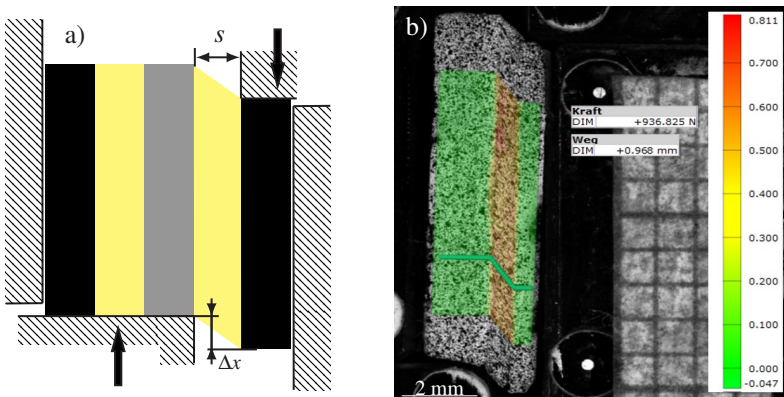


Abbildung 4.2: Schneidscherversuch: a) Schematischer Aufbau; b) Bild des DIC-Systems während des Versuchs. Farblich ist die Scherung  $\epsilon_{xy}$  dargestellt.

oder 0,65 mm dicken Elastomerschicht geprüft. Die Abmaße der Probekörper und die relevanten Prüfparameter sind in Tab. 4.5 aufgetragen.

Tabelle 4.5: Prüfparameter und Probekörpergeometrien für quasistatische Schneidscherversuche.

Probekörperhöhe	mm	10
Probekörpertiefe	mm	20
Scherspalt	mm	Elastomerdicke nach Tab. 3.4
Traversengeschw.	mm/min	2
Probekörperanzahl	-	min. 3 pro Laminataufbau

## 4.3 Dynamische Charakterisierung

Die dynamische Charakterisierung unterscheidet sich in DMA, die an einfachen Probekörpern durchgeführt wurden, und Modalanalysen, die an einseitig eingespannten Balken sowie an frei aufgehängten Platten und 3D-Bauteilen durchgeführt wurden.

### 4.3.1 Dynamisch-mechanische Analysen

DMA wurden an den polymeren Konstituenten (Elastomer, CFK) und den hybriden Laminataufbauten aus Tab. 3.4 durchgeführt. Zur Auswertung der Versuche wurde ein *MATLAB* Algorithmus programmiert, mit dessen Hilfe die Daten als Frequenz- oder Temperatursweep dargestellt werden können. Das Programm wurde auch genutzt, um aus kombinierten Frequenz- und Temperatursweeps durch horizontale Verschiebungen Masterkurven zu erstellen. Dazu wurde, wie in Abb. 2.7 dargestellt, eine Referenztemperatur ausgewählt und

alle anderen Kurven durch horizontale Verschiebung an diese angefitzt. Dafür wurden die einzelnen Kurven durch Polynome dritten Grades angenähert und die Abweichung durch eine Fehlerquadratmethode minimiert. Oberhalb der Glasübergangstemperatur wurden die VF mit einem WLF-Ansatz abgeglichen, unterhalb davon mit einem Arrhenius Modell.

### 4.3.1.1 Zug

DMA unter Zug wurden an beiden Elastomermischungen und CFK-Probekörpern in  $0^\circ$ -,  $90^\circ$ - und  $\pm 45^\circ$ -Richtung durchgeführt. Die Versuche wurden an einer E3000 Electropuls Prüfmaschine der Firma Instron, ausgestattet mit einer  $\pm 5$  kN-Kraftmessdose und einer Temperierkammer mit einem Temperaturbereich von  $-100^\circ\text{C}$  bis  $350^\circ\text{C}$ , durchgeführt. Der Versuchsaufbau ist in Abb. 4.3 zu sehen.

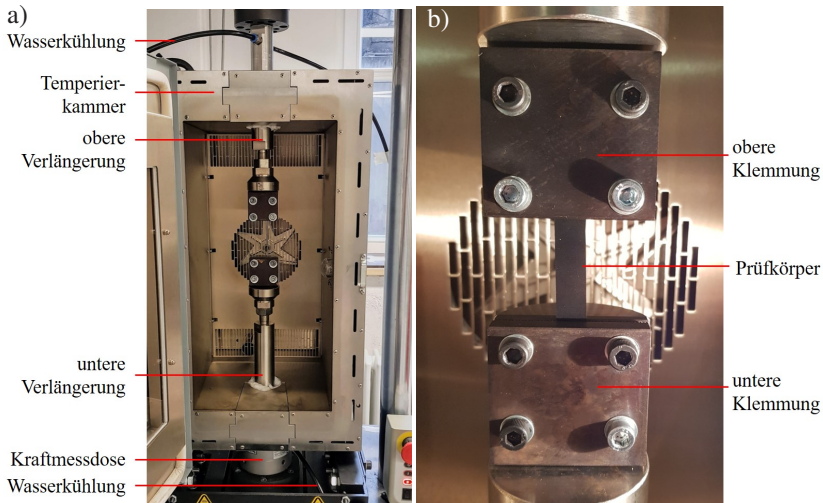


Abbildung 4.3: a) Instron E3000 mit Aufbau für Zug-DMA; b) Spannvorrichtung für Zug-DMA.

Die Probekörper wurden mechanisch über jeweils vier Schrauben in den Spannbacken eingespannt, wobei die Messlänge je nach Material variierte.

Die Kraftmessdose wurde über eine Wasserkühlung vor übermäßiger Erwärmung während der Versuche geschützt, um eine korrekte Kraftaufzeichnung zu gewährleisten. Die Prüfrahmensteifigkeit wurde anhand einer Stahlprobe mit bekannter Steifigkeit berechnet und ein Korrekturfaktor eingeführt. Die Bestimmung des Korrekturfaktors ist in Abb. 4.4 dargestellt. Er wurde aus der theoretischen und der gemessenen Steifigkeit der Stahlprobe berechnet, und konnte direkt in der Auswertung über die Software *WaveMatrix* berücksichtigt werden. Für den Prüfaufbau in Abb. 4.3 ergab sich eine Prüfrahmesteifigkeit von 17,2 kN/mm.

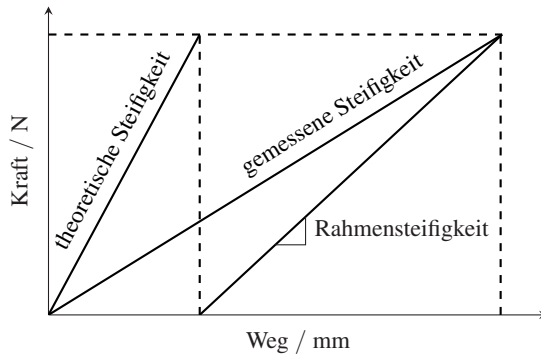


Abbildung 4.4: Berechnung der Prüfrahmesteifigkeit.

Die Prüfung wurde unter schwellender Zugbelastung durchgeführt, um ein Ausknicken der Probekörper zu vermeiden. Der Zyklus ist in Abb. 4.5 dargestellt. Das Schema unterscheidet zwischen absolut angefahrenen und relativen, auf den vorherigen Abschnitt bezogenen, Werten. Die Prüfung wurde als kombinierter Temperatur- und Frequenzsweep durchgeführt. Dabei wurde die Prüfrichtung von tiefen zu hohen Temperaturen gewählt. Nachdem die Starttemperatur unter Halten einer absoluten Vorkraft von 1,5 N erreicht wurde und eine Wartezeit von 1800 s abgelaufen war, wurde die erste Schleife gestartet. Eine Schleife bestand immer aus einer absolut angefahrenen Mitteldehnung

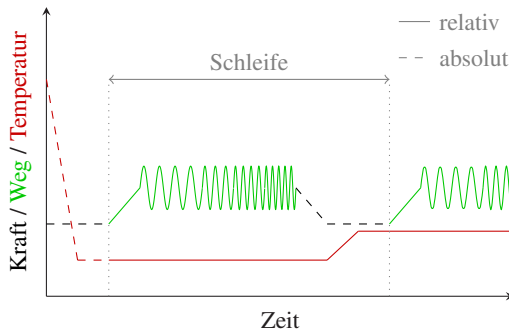


Abbildung 4.5: Versuchsablauf der DMA unter Zug.

mit dem anschließenden Prüfen bei unterschiedlichen Frequenzen. Pro Frequenz wurden mehrere Zyklen durchgeführt, bei denen jeweils der Speicher- und Verlustmodul berechnet wurde. Dies erfolgte automatisch durch eine Auswertung der Hysteresefläche in der Prüfsoftware *WaveMatrix*. Anschließend wurde die Probe auf die Vorkraft entlastet, die Temperatur um ein Inkrement erhöht und eine Haltezeit von 120 s abgewartet. Dieser Zyklus wurde so oft wiederholt, bis die Endtemperatur erreicht war.

Die Geometrien der Elastomere und der CFK-Probekörper sind in Tab 4.6 mit den Versuchsparametern zusammengefasst. Es wurden zwei verschiedene Temperaturinkremente von 2,5 °C im Bereich des  $T_g$  und 5 °C außerhalb des Glasübergangsbereichs gewählt, um die Prüfung zu beschleunigen.

Tabelle 4.6: Probekörpergeometrien und Prüfparameter für DMA unter Zug an beiden Elastomeren und CFK in 0°, 90°- und ±45°-Faserorientierung.

		Elastomer		CFK		
		weich	hart	0°	90°	±45°
Probekörperlänge	mm	100	100	180	180	180
Probekörperdicke	mm	2	2	1,2	1,2	1,2
Probekörperbreite	mm	10	10	8	25	8
Messlänge	mm	30	30	75	72	75
Frequenzen	Hz	0,1 Hz bis 10 Hz				
Starttemp.	°C	-80	-80	-60	-60	-60
Endtemp.	°C	80	80	200	200	200
Mitteldehnung	%	0,66	0,66	0,1	0,2	0,1
Amplitude	%	0,33	0,33	0,04	0,04	0,04
Probekörperanzahl	-	3	3	3	3	3

#### 4.3.1.2 3-Punkt Biegung

Um das Dämpfungsverhalten des hybriden FMEL bei einer Beanspruchung ähnlich einer freien Biegeschwingung abzubilden, wurden DMA unter 3PB gewählt. Die Versuche wurden auf einer Instron Electropuls E3000 mit einer 5 kN-Kraftmessdose durchgeführt. Abb. 4.6 zeigt den Versuchsaufbau mit einem Auflagerabstand von 80 mm. Die Versuche wurden ebenfalls nach dem Ablauf aus Abb. 4.5 durchgeführt. Die Messung der Durchbiegung erfolgte über den Traversenweg. Die weiteren Versuchsparameter sind in Tab. 4.7 dargestellt. Es wurden alle FML- und FMEL-Aufbauten mit einem kombinierten Temperatur- und Frequenzsweep geprüft. Zur Auswertung wurden daraus auch Masterkurven nach dem in Kap. 4.3.1.1 beschriebenen Prinzip erstellt.

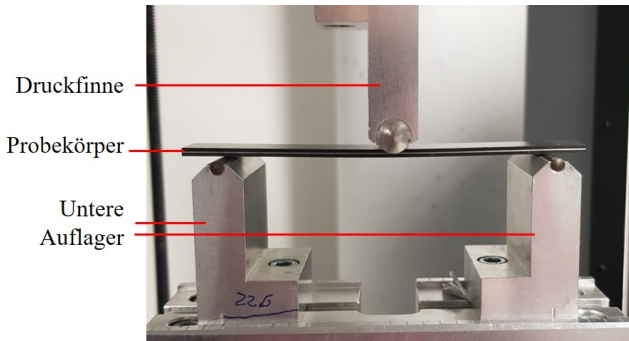


Abbildung 4.6: Versuchsaufbau der DMA unter 3PB an FML und FMEL mit einem Auflagerabstand von 80 mm.

Zur statistischen Absicherung wurden von jedem Laminataufbau zwei zusätzliche Probekörper bei 1 Hz und 20 °C unter sonst gleichen Versuchsparametern geprüft.

Tabelle 4.7: Probekörpergeometrien und Prüfparameter für 3PB-DMA.

Auflagerabstand	mm	80
Probekörperdicke	mm	je nach Aufbau, siehe Tab. 3.4
Probekörperbreite	mm	15
Probekörperlänge	mm	125
Frequenzen	Hz	0,1 bis 10
Temperatur	°C	-70 bis +200
Mitteldehnung	mm	0,2
Amplitudendehnung	mm	0,075
Probekörperanzahl	-	1 (gesamter Temp. u. Frequ. Bereich) + 2 (20 °C, 1 Hz) pro Laminataufbau



## 4.3.2 Modalanalysen

### 4.3.2.1 Biegeschwingversuch mit einseitiger Einspannung

Es wurden temperaturabhängige Modalanalysen an einseitig eingespannten Biegebalken nach ASTM E756-05 [159] durchgeführt. Es wurden Versuche bei Raumtemperatur nach dem in Abb. 4.7 a) dargestellten Aufbau und Versuche mit variierenden Umgebungstemperaturen nach dem in Abb. 4.7 b) dargestellten Aufbau durchgeführt. Probekörper mit Abmaßen von  $250\text{ mm} \times 15\text{ mm}$

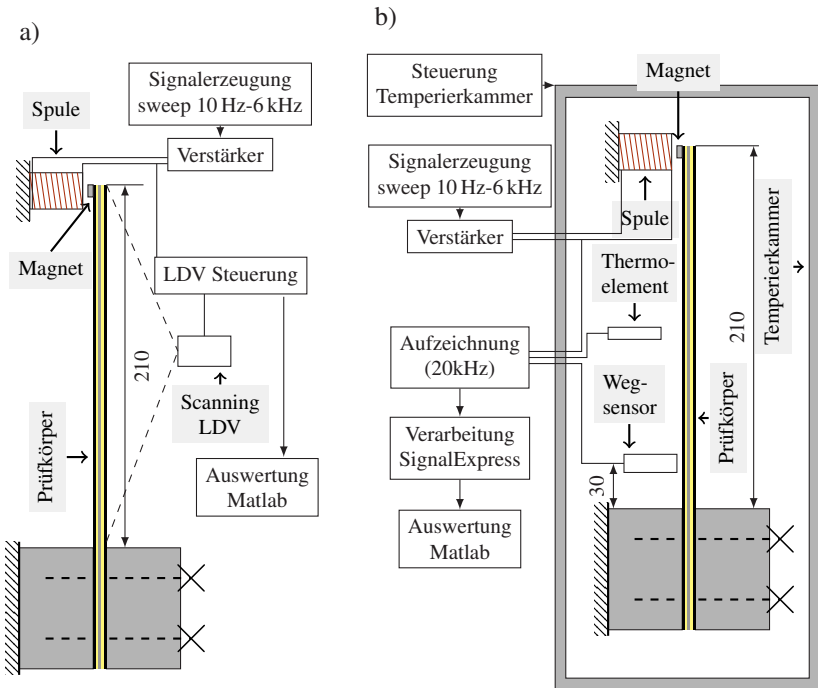


Abbildung 4.7: Versuchsaufbau der Modalanalysen an Biegebalken. a): Versuche bei Raumtemperatur. Vibrationsantwort wird flächig mit einem LDV gemessen; b) Versuche unter Temperatureinfluss. Messung der Vibrationsantwort mit einem kapazitiven Wegsensor. Nach [225]\*.

wurden einseitig über eine Spannvorrichtung geklemmt, sodass sich eine freie Länge von 210 mm ergab. Die Probekörper wurden über eine Spule am freien Ende berührungslos mit einem linearen Sweep von 10 Hz bis 6000 Hz angeregt. Dazu wurde eine konstante Spannungsamplitude über den angeschlossenen Verstärker an der Spule angelegt. Da die untersuchten Materialien nicht ferromagnetisch sind, wurde ein zylindrischer Neodym-Magnet mit einem Durchmesser von 3 mm, einer Dicke von 1 mm und einer Masse von 18 mg am freien Ende der Probekörper aufgeklebt. Nach DIN 6721-3 [160] ist dies zulässig, wenn die Gesamtmasse des Zusatzmaterials kleiner als 1% der Gesamtmasse des Probekörpers ist. Somit ist die Mindestmasse nach Norm auf 1,8 g festgelegt. Dies wurde von keinem Probekörper unterschritten. Nach Ozer et al. [161] kann die Genauigkeit der Auswertung verbessert werden, wenn die zusätzliche Masse am freien Ende über korrigierte Proportionalitätskonstanten  $a_n$  (siehe Formel 5.6) berücksichtigt wird. Diese wurden zur Bestimmung des Speichermoduls anhand der Eigenfrequenzen der Modalanalysen angewendet.

Bei Raumtemperatur wurde die Vibrationsantwort flächig über ein Netz aus  $19 \times 3$  Punkten mit einem scanning Laser-Doppler-Vibrometer (LDV) Polytec PSV-500 berührungslos vermessen. In der Temperierkammer erfolgte die Messung der Auslenkung ebenfalls berührungslos mittels kapazitivem Wegsensor. Dieser wurde in einem Abstand von 30 mm von der Einspannung platziert. Der Sensor wurde dazu auf die verschiedenen Probekörper und verwendeten Kabel kalibriert und auf lineares Verhalten überprüft, um eine absolute Wegmessung zu ermöglichen. Das Anregungssignal wurde über den Audioausgang eines Laptops generiert und über einen Verstärker an die Spule weitergegeben. Die Auswertung der Übertragungsfunktion aus Anregungssignal und Vibrationsantwort wurde bei Raumtemperatur durch die Software der LDV Steuerung (*Polytec VibSoft*) durchgeführt. Die Bestimmung der Eigenfrequenzen und modalen Dämpfungen wurde mittels eines Mehrfreiheitsgrad (engl.: multiple degree of freedom MDOF)- Ansatzes nach Richardson und Formenti [18] durchgeführt. Dafür wurde der, von Guitèrres [232] implementierte, *MATLAB* Code verwendet.

Die Versuche bei variierenden Temperaturen wurden in einer VCL 7010 Temperierkammer der Firma Vötsch mit Hilfe des Programms *Signal Express* aufgezeichnet und mittels Fourier-Transformation als Übertragungsfunktion des Anregungs- und Antwortsignals ausgewertet. Um Messfehler durch Umgebungsvibrationen zu verringern, wurde der Lüfter der Temperierkammer während den Messungen abgeschaltet. Vor jeder Messung wurde die Solltemperatur für 15 min konstant gehalten, um eine gleichmäßige Temperaturverteilung in der Prüfkammer zu gewährleisten. Die Temperatur wurde über ein Thermoelement in der Umgebung der Probe gemessen. Die Auswertung der Daten erfolgte in *MATLAB*. Dazu wurden die Amplitudengänge mit zugehörigen Temperaturen eingelese und Eigenfrequenzen über eine automatisierte Peakerkennung ausgewertet. Die modale Dämpfung  $\eta$  wurde über die 3 dB Methode (siehe Formel 2.6) bestimmt. Tab. 4.8 zeigt die Anzahl und Faserorientierungen der geprüften Laminataufbauten in beiden Versuchsvarianten. Die Angabe der Orientierung bezieht sich dabei auf den Winkel der äußers-

Tabelle 4.8: Probenanzahl der geprüften Laminataufbauten bei Raumtemperatur und unter Temperatureinfluss. Die Angabe der Orientierung bezieht sich auf die äußerste Faserlage in Bezug auf die lange Balkenachse.

Laminataufbau	Raumtemperatur			Temperatureinfluss		
	0°	90°	45°	0°	90°	45°
UD-CFK	3	-	-	-	-	-
A-C-A	3	-	-	-	-	-
A-EI <sub>3</sub> <sup>w</sup> -C-EI <sub>3</sub> <sup>w</sup> -A	3	3	-	-	-	-
A-EI <sub>3</sub> <sup>h</sup> -C-EI <sub>3</sub> <sup>h</sup> -A	3	-	-	-	-	-
C-A-C	3	-	-	-	-	-
C-EI <sub>05</sub> <sup>w</sup> -A-EI <sub>05</sub> <sup>w</sup> -C	3	-	3	1	-	-
C-EI <sub>3</sub> <sup>w</sup> -A-EI <sub>3</sub> <sup>w</sup> -C	3	3	3	1	-	-
C-EI <sub>3</sub> <sup>h</sup> -A-EI <sub>3</sub> <sup>h</sup> -C	3	-	3	1	-	-
C-EI <sub>65</sub> <sup>w</sup> -A-EI <sub>65</sub> <sup>w</sup> -C	3	-	3	1	-	1

ten Faserlage zur langen Achse des Probekörpers. Während die 3PB-DMA in Kap. 4.3.1.2 alle in  $0^\circ$ -Orientierung geprüft wurden, ist bei den Modalanalysen zusätzlich eine  $45^\circ$  und  $90^\circ$ -Orientierung der Probekörper charakterisiert worden.

#### 4.3.2.2 Modalanalyse an frei gelagerten Probekörpern

Um den Einfluss von unterschiedlichen Probekörpergeometrien auf das Vibrations- und Dämpfungsverhalten zu untersuchen, wurden Modalanalysen an frei gelagerten, ebenen Probekörpern mit zwei unterschiedlichen Breiten durchgeführt. Die Versuche wurden über eine Kooperation im Rahmen des SPP 1879 vom Institut für Mechatronische Maschinendynamik der Technischen Universität Berlin durchgeführt. Es wurden jeweils zwei Probekörper je Größe geprüft. Die Probekörper wurden auf einem weichen Polymerschäum gelagert, da eine freie Aufhängung, z.B. an feinen Drähten wegen des geringen Gewichts nicht praktikabel war. Die Anregung wurde über einen automatischen Modalhammer (Maul-Theet, vImpact-60) gemessen. Die Vibrationsantwort wurde flächig nach dem in Abb. 4.8 dargestellten Muster mit einem Einpunkt-Vibrometer (Optomet, Nova Basis) durchgeführt.

Zur Auswertung wurde ein MDOF-Ansatz gewählt, der die Kopplung von Moden berücksichtigt und die Dämpfungskennwerte aus der Übertragungsfunktion von Geschwindigkeit bezogen auf die Anregungskraft, der sogenannten

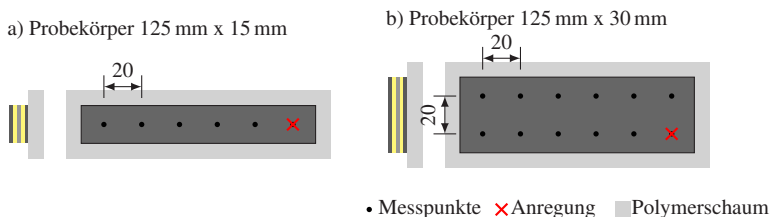


Abbildung 4.8: Versuchsaufbau der Modalanalyse an frei gelagerten Probekörpern. a) Probekörper 125 mm x 15 mm; b) Probekörper 125 mm x 30 mm; Nach [233]\*.

Admittanz, bestimmt. Die hier beschriebene Modalanalyse wurde nur an einem Laminataufbau durchgeführt und dient der phänomenologischen Beschreibung des Vibrations- und Dämpfungsverhaltens von FMEL. Es wurde der Aufbau C-El<sub>65</sub><sup>w</sup>-A-El<sub>65</sub><sup>w</sup>-C gewählt, da hier eine sehr starke Dämpfung durch die dicke, weiche Elastomerschicht zu erwarten war.

### 4.3.2.3 Modalanalyse an frei aufgehängten Platten

Neben den Modalanalysen mit Lagerung der Probekörper auf Schaum aus Kap. 4.3.2.2, wurden weitere Modalanalysen an frei aufgehängten Platten mit quadratischen Maßen von 380 mm × 380 mm durchgeführt. Der zugehörige Versuchsaufbau ist in Abb. 4.9 dargestellt. Es wurde eine Lagerung und Anregung gewählt, die eine möglichst geringe Beeinflussung der modalen Dämpfungskennwerte und Eigenfrequenzen ermöglichte. Dazu wurden die Platten auf der Rückseite mit Klebestreifen an zwei Drähten fixiert und daran aufgehängt. Zur Anregung wurde derselbe Aufbau wie in Kap. 4.3.2.2 bei den Modalanalysen der einseitig eingespannten Biegebalken verwendet. Die Anregung wurde mit einem linearen Sweep von 20 Hz bis 2000 Hz mit einer

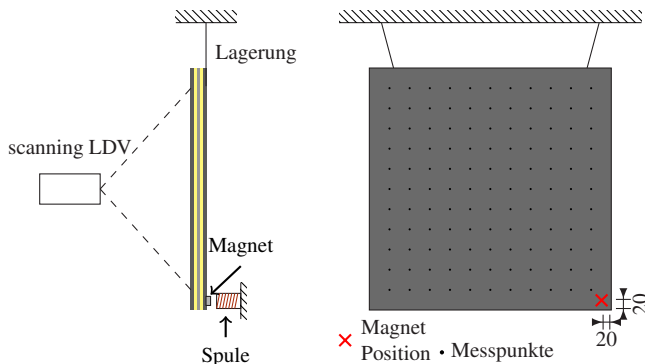


Abbildung 4.9: Versuchsaufbau der Modalanalysen an frei aufgehängten (380 mm × 380 mm) Platten mit 121 Messpunkten in einem Abstand von 35 mm zueinander. Nach [225]\*.

konstanten Spannungsamplitude durchgeführt. Die Vibrationsantwort wurde mit einem scanning LDV Polytec PSV-500 auf 121, gleichmäßig verteilten, Messpunkten aufgezeichnet. Die Analyse der Eigenfrequenzen und modalen Dämpfungswerte erfolgte mittels eines MDOF-Ansatzes nach Richardson und Formenti [18], der in *MATLAB* ausgewertet wurde [232]. Tab. 4.9 zeigt die Anzahl und den Laminataufbau der getesteten Platten.

Tabelle 4.9: Geprüfte Laminataufbauten für den in Abb. 4.9 dargestellten Versuchsaufbau.

Aufbau	Anzahl
$A-EI_3^W-C-EI_3^W-A$	1
$A-EI_3^h-C-EI_3^h-A$	1
C-A-C	1
$C-EI_3^W-A-EI_3^W-C$	2
$C-EI_3^h-A-EI_3^h-C$	2
$C-EI_{65}^W-A-EI_{65}^W-C$	2

#### 4.3.2.4 Wellenausbreitung an frei aufgehängter Platte

Um das Vibrations- und Dämpfungsverhalten bei hohen Frequenzen zu untersuchen, wurde ein Versuchsaufbau wie in Abb. 4.10 dargestellt gewählt. Über einen starr gekoppelten Shaker wurde eine frei aufgehängte Platte zunächst in einem Sweep und anschließend mit einer fixen Frequenz angeregt. Der Sweep wurde durchgeführt, um den Resonanzbereich der Platte zu charakterisieren, die fixe Frequenz wurde gewählt, um das Dämpfungsverhalten von ausbreitenden Wellen zu untersuchen. Die Anregungskraft und Beschleunigung wurde mit einem Impedanzmesskopf am Punkt der Anregung gemessen. Die Versuche wurden im Rahmen einer Kooperation im SPP 1879 am Institut für Leichtbau und Kunststofftechnik der Technischen Universität Dresden durchgeführt. Diese Analyse wurde nur an dem  $C-EI_{65}^W-A-EI_{65}^W-C$ -Laminataufbau

durchgeführt. Dafür wurde die Platte mit zwei Klemmen an dünnen Drähten frei aufgehängt und mit einem elektrodynamischen Shaker (Brüel & Kjær, 4809) mit einem maximalen Frequenzbereich von 10 Hz bis 20 kHz bei einer maximalen Kraft von 45 N, in der Mitte angeregt. Die Sweepanregung wurde in einem Frequenzbereich von 20 Hz bis 1,8 kHz durchgeführt. Die Vibrationsantwort wurde dabei mit einem Scanning LDV (Polytec, PSV-400) an 81 gleichmäßig verteilten Punkten (Messpunkte, sweep) über der gesamten Platte gemessen. Für die Anregungen mit einer fixen Frequenz von 5 kHz wurde die Vibrationsantwort an 625 gleichmäßig verteilten Punkten in einem quadratischen Messfeld von 160 mm × 160 mm um die Anregung gemessen. In Abb. 4.10 ist das Messfeld als rotes Quadrat dargestellt. Für die hochauflösende Messung bei fixer Anregungsfrequenz ergibt sich ein Messpunktabstand von 6,15 mm.

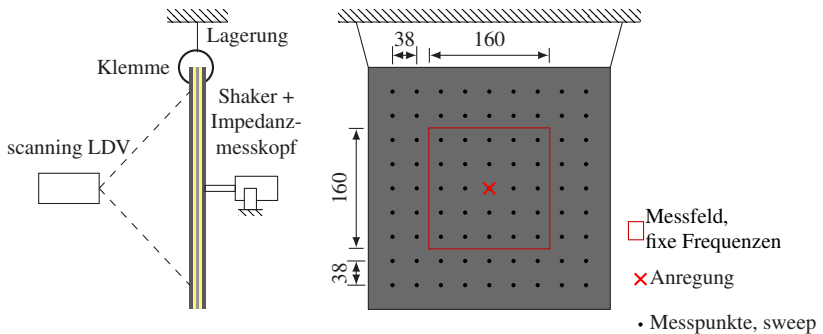


Abbildung 4.10: Schematischer Versuchsaufbau der Hochfrequenz Vibrationsanalyse an einer quadratischen Platte (380 mm x 380 mm) mit C-El<sub>65</sub><sup>w</sup>-A-El<sub>65</sub><sup>w</sup>-C-Aufbau. Nach [233]\*.

### 4.3.2.5 Modalanalyse an frei aufgehängten 3D-Laminaten

Zur Charakterisierung des Einflusses von gekrümmten CLD-Laminaten wurden Modalanalysen an den in Kap. 3.3.2 beschriebenen 3D-Bauteilen durchgeführt. Dafür wurden die Bauteile an aufgeklebten Metalldrähten frei aufgehängt und berührungslos mit der in Kap. 4.7 beschriebenen elektromagnetischen Anregung mit einem Sweep von 20 Hz bis 4 kHz angeregt. Abb. 4.11 zeigt den Versuchsaufbau schematisch. Die Vibrationen aus der Ebene heraus wurden mit einem Scanning LDV (Polytec, PSV-500) auf dem in Abb. 4.11 dargestellten Messfeld gemessen. Die im Messfeld dargestellten Punkte entsprechen dabei nicht exakt den eigentlichen Messpunkten. Diese wurden durch die Software des Vibrometer (*Polytec VibSoft*) in einem automatisch angelegten Gitter auf der Probe verteilt. Die exakten Messpunkte sind exemplarisch im Ergebnisteil in Abb. 6.57 zu sehen. Die Analyse der modalen Dämpfungen wurde auch hier mit einem MDOF-Ansatz nach Richardson und Formenti [18] durchgeführt und in *MATLAB* ausgewertet [232]. Es wurden zwei die Laminaufbauten C-A-C und C-El<sub>1</sub><sup>1</sup><sub>3</sub>-A-El<sub>1</sub><sup>1</sup><sub>3</sub>-C, mit jeweils drei Probekörpern pro Aufbau, charakterisiert.

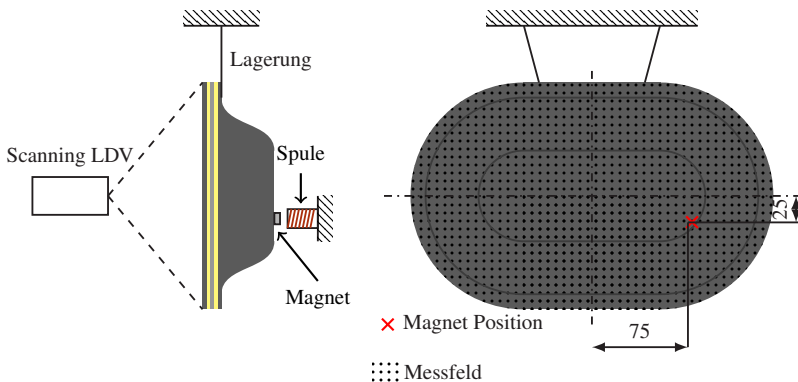


Abbildung 4.11: Versuchsaufbau der Modalanalyse an 3D-FMEL-Bauteilen. Nach [225]\*.



# 5 Analytische Modellierung

## 5.1 Modellvorstellung

Wie im Kenntnisstand in Kap. 2.7.2 beschrieben, gibt es eine Vielzahl von analytischen Modellierungsansätzen, die das Vibrations- und Dämpfungsverhalten von CLD-Anwendungen abbilden können. Auf Grundlage des RKU-Modells [3] kann das Verhalten von Laminataufbauten mit mehr als drei Einzelschichten abgebildet werden. Dazu wurde der von Nashif et al. [8] vorgestellte Ansatz für ein fünfschichtiges, symmetrisches Laminat gewählt. Abb. 5.1 zeigt den schematischen Aufbau eines solchen Laminats.



Abbildung 5.1: Schematischer Aufbau eines symmetrischen fünfschichtigen Laminats zur Modellierung mit dem analytischen RKU-Modell. Das Laminat ist aus drei verschiedenen Einzelschichten aufgebaut.

Dabei wurden die Einzelschichten als isotrop viskoelastisch angenommen. Die homogenisierte komplexe Biegesteifigkeit des Laminats

$$E'I(1+j\eta) = E'_1(1+j\eta_1)I_1 + 2E'_3(1+j\eta_3)I_3 + 2E'_3(1+j\eta_3)3H_3H_{31}^2 \frac{g}{1+g} \quad (5.1)$$

lässt sich mit der komplexen Einheit  $j$  für verschiedene Einspannverhältnisse und abhängig von der Eigenmode bzw. Wellenlänge mit dem Schichtdickenparameter

$$H_{31} = \frac{H_1 + H_3}{2} + H_2 \quad (5.2)$$

und dem Scherparameter

$$g = \frac{G'_2(1+j\eta_2)L^2}{E'_3(1+j\eta_3)H_3H_2a_n} \quad (5.3)$$

bestimmen. Für fest-freie Randbedingungen, wie bei einem einseitig eingespannten Balken, gilt für die erste Biegemode  $a_1 = 3,516$  [8]. Für die  $n$ -te ( $n > 1$ ) Biegemode gilt:

$$a_n = (2n - 1)^2 \pi^2 / 4. \quad (5.4)$$

Bei einer frei-freien Lagerung gilt für die  $n$ -te Biegemode:

$$a_n = (2n + 1)^2 \pi^2 / 4. \quad (5.5)$$

Diese Konstanten gelten, wenn keine zusätzliche Masse (z. B. durch einen Magneten auf der Probe) hinzukommt. Mit Hilfe des homogenisierten Speichermoduls kann auf die  $n$ -te Eigenfrequenz

$$f_n = \sqrt{\frac{E a_n^2 H^2}{48 \rho L^4 \pi^2}} \quad (5.6)$$

des Laminats unter der jeweiligen Randbedingung geschlossen werden. Nach Jones [17] kann die Wellenlänge

$$\lambda_n = \frac{\pi L}{\sqrt{a_n}}. \quad (5.7)$$

der  $n$ -ten Mode aus der freien Länge  $L$  und dem Proportionalitätsfaktor  $a_n$  bestimmt werden. Mit:

- $E'$  – Speicher E-Modul
- $G'$  – Speicher Schubmodul
- $I$  – Flächenträgheitsmoment
- $H$  – Schichtdicke
- $\eta$  – Verlustfaktor
- $L$  – Freie Länge
- $\rho$  – Dichte.

Variablen mit tiefgestellter Zahl beziehen sich dabei auf die Schichten 1, 2 oder 3. Variablen ohne Index beziehen sich auf das homogenisierte Laminat. Mit Hilfe der frequenz- und temperaturabhängigen komplexen Moduln der Einzelschichten kann ein modenspezifischer homogenisierter komplexer Biegemodul des Laminats bestimmt werden. Der Verlustfaktor ergibt sich aus dem Verhältnis des imaginären Anteils zum realen, das das Verhältnis Verlustmodul zu Speichermodul markiert.

## 5.2 Kennwertermittlung

Das Aluminium wurde als isotrop viskoelastisch frequenzunabhängig, mit  $E'_{\text{AL}} = 72,4 \text{ GPa}$ ,  $\eta_{\text{AL}} = 0,0009$  und  $\rho = 2,77 \text{ kg/m}^3$  angenommen [28, 220]. Das CFK wurde ebenfalls als isotrop viskoelastisch frequenzunabhängig modelliert. Der homogenisierte E-Modul und Verlustfaktor der  $[0^\circ/90^\circ]_s$ - bzw. der  $[0^\circ/90^\circ]_3$ -Lage wurde aus der Mischungsregel nach Formel 2.11 und den Ergebnissen der DMA in  $90^\circ$  und  $\pm 45^\circ$  sowie den Modalanalysen am CFK in  $0^\circ$  berechnet. Die genauen Werte sind in Kap. 6.3.2.1 nach der Vorstellung der Ergebnisse aufgeführt.

Für das Elastomer wurden die komplexen E-Modul-Masterkurven der DMA mit Hilfe der Querkontraktionszahl  $\nu$  auf den komplexen Schubmodul

$$G^* = \frac{E^*}{2(1 + \nu)} \quad (5.8)$$

umgerechnet. Das analytische Modell wurde genutzt, um den Verlustfaktor der Modalanalyse an den einseitig eingespannten Balken aus Kap. 4.3.2.1 sowie den frei aufgehängten Platten aus Kap. 4.3.2.2 zu berechnen. Zusätzlich wurde damit eine Parameterstudie in Kap. 6.4 durchgeführt. Dazu wurde Formel 5.1 in *MATLAB* implementiert und die Materialdaten der Konstituenten aus quasistatischen Zugversuchen und DMA Masterkurven frequenz- und temperaturabhängig berücksichtigt. Die Bestimmung des homogenisierten E-Moduls erfolgte iterativ unter Berücksichtigung der frequenzabhängigen Materialdaten der Elastomere. Dazu wurde für das Elastomer initial ein Verlustfaktor von null und ein Schubmodul von 45 MPa angenommen. Daraus wurden Speichermodul und Frequenz der  $n$ -ten Biegemode bestimmt. Bei dieser Frequenz wurde dann der Schubmodul und Verlustfaktor des Elastomers anhand der Masterkurve abgelesen und der komplexe Modul damit erneut bestimmt. Dieser Prozess wurde wiederholt bis die Änderung des Verlustfaktors des Elastomers im Vergleich zur vorherigen Stufe kleiner als 0,1 % war und damit der komplexe Modul für die  $n$ -te Biegemode bestimmt war.

# 6 Ergebnisse

## 6.1 Materialographische Untersuchungen

Die Schliiffbilder des UD-CFK sind in Abb. 6.1 zu sehen. In den Schliiffbildern sind keine Poren oder andere Einschlüsse zu erkennen, was auf eine gute Konsolidierung schließen lässt. Aus den Panorambildern wurde mittels eines Schwellwerts der Anteil von Faser und Matrix bestimmt. Dies wurde an drei Schliiffen durchgeführt womit sich ein mittlerer Faservolumengehalt von 50,5 Vol % mit einer Standardabweichung von 1,2 Vol % ergibt. Dies entspricht einem mittleren Harzgehalt von 38,5 Gew.-%.

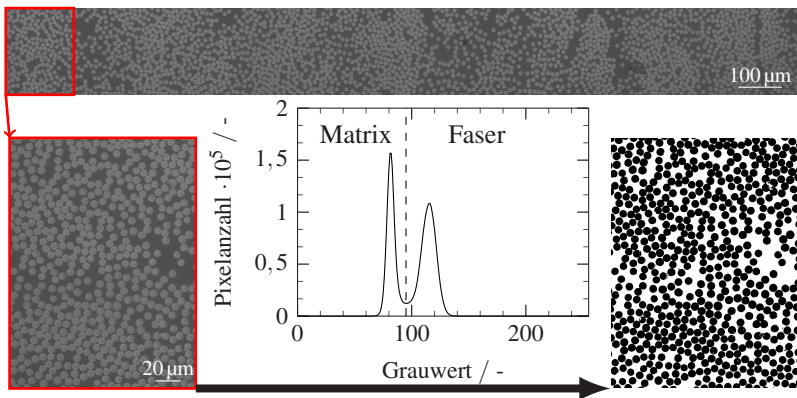


Abbildung 6.1: Schliiffbild des UD-CFK zur Bestimmung des Faservolumengehalts anhand der schwarz (Faser) / weiß (Matrix) Verteilung. Nach [234].

Schliffbilder aller hybriden Laminataufbauten sind in Tab. 6.1 zu sehen. Die ersten drei Schriffe zeigen die Varianten mit Aluminiumblechen als Randschichten, die restlichen Schriffe zeigen die Varianten mit  $[0/90]_5$ -CFK-Lagen als Randschichten. Der biaxiale Lagenaufbau der CFK-Schichten ist gut in den Schriffen zu erkennen. Alle Bilder sind auf einen einheitlichen Maßstab skaliert, um die Gesamtdicken qualitativ vergleichbar gegenüberzustellen. Anhand der Schliffbilder wurden die Schichtdicken der Einzelschichten und die des gesamten Aufbaus vermessen. Dazu wurden die Schriffe an drei Stellen Vermessen und der Mittelwert gebildet. Diese Werte sind in Tab. 6.2 dargestellt.

Tabelle 6.1: Schliffbilder aller Laminatvarianten. Eingezeichneter Maßstab gilt für alle Schriffe.  
Nach [223]\*.

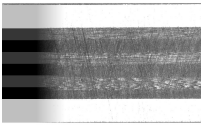
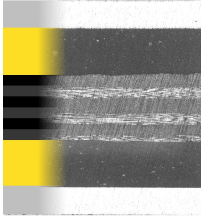
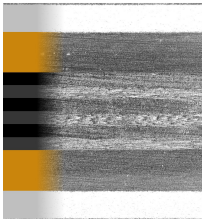
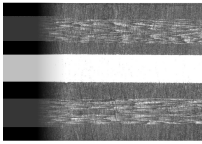
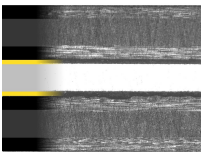
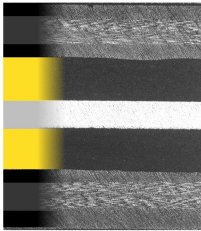
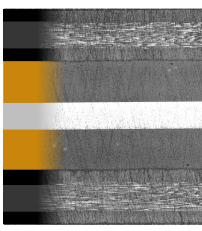
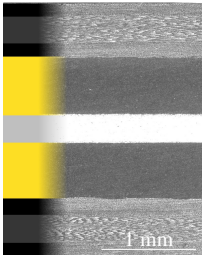
A-C-A	A-EI <sub>3</sub> <sup>w</sup> -C-EI <sub>3</sub> <sup>w</sup> -A	A-EI <sub>3</sub> <sup>h</sup> -C-EI <sub>3</sub> <sup>h</sup> -A	C-A-C
			
C-EI <sub>05</sub> <sup>w</sup> -A-EI <sub>05</sub> <sup>w</sup> -C	C-EI <sub>3</sub> <sup>w</sup> -A-EI <sub>3</sub> <sup>w</sup> -C	C-EI <sub>3</sub> <sup>h</sup> -A-EI <sub>3</sub> <sup>h</sup> -C	C-EI <sub>65</sub> <sup>w</sup> -A-EI <sub>65</sub> <sup>w</sup> -C
			

Tabelle 6.2: Einzelschichtdicken der Schlifffbilder aus Abb. 6.1 von oben nach unten. Mittelwert aus drei Messungen über dem Querschnitt  $\pm$  Standardabweichung in  $\mu\text{m}$ .

A-C-A	A-El <sup>w</sup> <sub>5</sub> -C-El <sup>w</sup> <sub>5</sub> -A	A-El <sup>h</sup> <sub>5</sub> -C-El <sup>h</sup> <sub>5</sub> -A	C-A-C	C-El <sup>w</sup> <sub>05</sub> -A-El <sup>w</sup> <sub>05</sub> -C	C-El <sup>w</sup> <sub>5</sub> -A-El <sup>w</sup> <sub>5</sub> -C	C-El <sup>h</sup> <sub>5</sub> -A-El <sup>h</sup> <sub>5</sub> -C	C-El <sup>w</sup> <sub>05</sub> -A-El <sup>w</sup> <sub>05</sub> -C
	308 $\pm$ 3	306 $\pm$ 1		604 $\pm$ 6	602 $\pm$ 5	580 $\pm$ 4	617 $\pm$ 7
609 $\pm$ 4	530 $\pm$ 5	462 $\pm$ 7	615 $\pm$ 5	57 $\pm$ 3	495 $\pm$ 3	478 $\pm$ 2	657 $\pm$ 9
298 $\pm$ 2	755 $\pm$ 8	882 $\pm$ 8	301 $\pm$ 2	309 $\pm$ 2	312 $\pm$ 2	310 $\pm$ 2	313 $\pm$ 3
579 $\pm$ 1	537 $\pm$ 3	483 $\pm$ 4	578 $\pm$ 1	76 $\pm$ 6	487 $\pm$ 9	467 $\pm$ 2	634 $\pm$ 9
	307 $\pm$ 2	313 $\pm$ 3		608 $\pm$ 1	660 $\pm$ 7	618 $\pm$ 4	592 $\pm$ 9

Neben der Auswertung der in Tab. 6.1 dargestellten Ausschnitte der Schlitze wurde die Schichtdicke einer Elastomerlage und CFK-Randschicht an einem C-El<sup>w</sup><sub>5</sub>-A-El<sup>w</sup><sub>5</sub>-C-Laminataufbau über eine Länge von 10 mm an zehn Messpunkten gemessen. Es ergab sich für die Elastomerschicht eine Dicke von  $501 \pm 14 \mu\text{m}$  und für die CFK-Randschicht von  $603 \pm 17 \mu\text{m}$ .

Abb. 6.2 zeigt ein 3D-Bauteil mit C-El<sup>h</sup><sub>5</sub>-A-El<sup>h</sup><sub>5</sub>-C-Laminataufbau im Querschnitt. Dazu wurde ein konsolidiertes Bauteil mittels Diamantdrahtsäge entlang der kurzen Symmetrieachse mittig durchtrennt. Die Orientierung der äußersten Faserlagen verläuft damit aus der Bildebene heraus. Während im ebenen Mittelbereich eine weitestgehend konstante Schichtdicke von Elastomer, CFK und Aluminium zu erkennen ist, ergeben sich in dem gekrümmten Bereich stärkere Schwankungen der Schichtdicken von Elastomer und CFK. Es ist jedoch eine durchgängige Elastomerschicht, die den Kontakt zwischen CFK und Aluminium verhindert, zu erkennen. Die Aluminiumschicht verläuft mittig durch beide Krümmungen. Die Schwankungen in der Schichtdicke ergeben sich vor allem in den CFK-Randschichten, die aus der Bildebene heraus verlaufen. Die Dicke des Probekörpers im mittleren ebenen Bereich beträgt im

Mittel aus drei Messpunkten  $248 \pm 4 \mu\text{m}$  und rings herum an acht Stellen des ebenen Randbereichs  $251 \pm 8 \mu\text{m}$ .

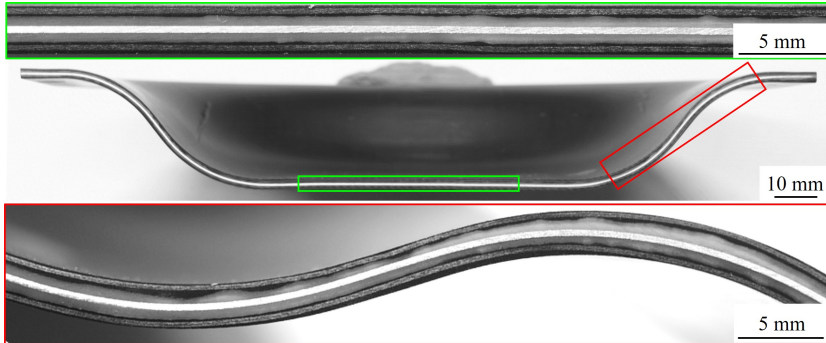


Abbildung 6.2: Querschnitt eines 3D-Bauteils mit C-El<sub>13</sub>-A-El<sub>13</sub>-C-Laminataufbau, der mittig entlang der kurzen Symmetrieachse getrennt wurde. Oben: Vergrößerung des ebenen Mittelbereichs; Unten: Vergrößerung des gekrümmten Bereichs.

## 6.2 Quasistatische Eigenschaften

Im folgenden Unterkapitel sind die Ergebnisse der quasistatischen Versuche an den einzelnen Konstituenten (Elastomer, CFK) und den hybriden Verbunden (FML, FMEL) dargestellt.

### 6.2.1 Charakterisierung der Einzelkonstituenten

#### 6.2.1.1 CFK

Die technischen Spannungs-Dehnungs-Diagramme der quasistatischen Zugversuche am CFK mit einer Faserorientierung von  $0^\circ$ ,  $90^\circ$  und  $\pm 45^\circ$  sind in



Abb. 6.3 a), Abb. 6.3 b) und Abb. 6.3 c) für je einen repräsentativen Probekörper aufgetragen. Abb. 6.3 d) zeigt die Auswertung des E-Moduls in drei unterschiedlichen Dehnungsbereichen.

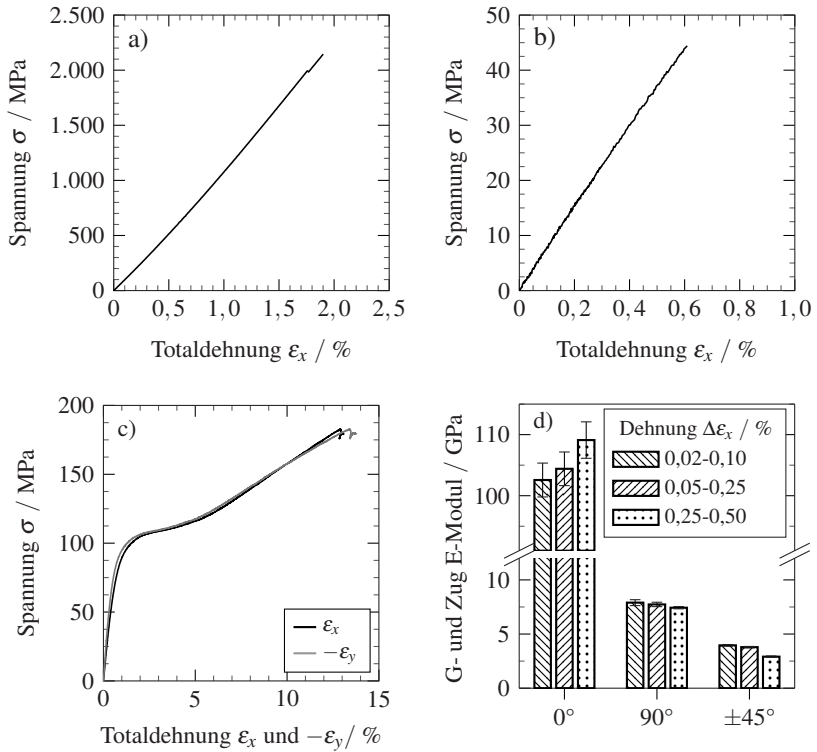


Abbildung 6.3: Repräsentative technische Spannungs-Dehnungs-Diagramme der quasistatischen Zugversuche am CFK: a) UD-0°; b) UD-90°; c)  $\pm 45^\circ$  mit Dehnung  $\epsilon_x$  und  $-\epsilon_y$ ; d) Zug Modul (E) in  $0^\circ$ ,  $90^\circ$  und interlaminarer Schubmodul (G) in  $\pm 45^\circ$  in drei Dehnungsbereichen mit Angabe der Standardabweichung.

Für die  $\pm 45^\circ$ -Probekörper wurde der Schubmodul G in der Laminebene nach Formel 4.1 berechnet. Da zu erkennen ist, dass der Zusammenhang  $-\epsilon_y \approx \epsilon_x$

gilt, entspricht der Zug-E-Modul in  $\pm 45^\circ$ -Richtung dem vierfachen des interlaminaeren Schubmoduls. Der Zug-E-Modul der  $0^\circ$ -Probekörper zeigt ein progressives Verhalten während der Zug-E-Modul der  $90^\circ$ - und interlaminaere Schubmodul der  $\pm 45^\circ$ -Probekörper ein degressives Verhalten aufweisen. Für die Festigkeiten ergeben sich Werte von  $2179 \text{ MPa} \pm 138 \text{ MPa}$  für  $0^\circ$ -,  $42 \text{ MPa} \pm 2 \text{ MPa}$  für  $90^\circ$ -, und  $199 \text{ MPa} \pm 13 \text{ MPa}$  für  $\pm 45^\circ$ -Probekörper.

Die Spannungs-Dehnungs-Diagramme der quasistatischen Biegeversuche an UD-CFK in  $0^\circ$ - und  $90^\circ$ -Richtung sind in Abb. 6.4 dargestellt. Für beide Faserorientierungen ergibt sich ein vertikaler Versatz, der sich aus der Vorkraft von 3 N ergibt. Auch hier wird der Biege-E-Modul in drei Dehnungsbereichen wie bei den Zugversuchen ausgewertet. Im Gegensatz zu den Zugkurven in Abb. 6.3 a) zeigen die Spannungs-Dehnungs-Kurven der Biegeversuche in  $0^\circ$ -Richtung nach einem anfänglichen linearen Verhalten ein degressives Verhalten bis zum Bruch. Der Biege-E-Modul ist mit  $97 \text{ GPa} \pm 5 \text{ GPa}$  im kleinsten Dehnungsbereich rund 6 % geringer als bei den Zugversuchen. Für den höchsten Dehnungsbereich beläuft sich der Unterschied auf rund 11,5 %. Die  $90^\circ$ -Biegeversuche zeigen hingegen ein konstant lineares Verhalten bis zum Bruch. Der Biege-E-Modul unter  $90^\circ$ -Faserorientierung ist mit  $7,8 \text{ GPa} \pm 0,3 \text{ GPa}$  vergleichbar mit dem der Zugversuche.

### 6.2.1.2 Elastomer

Die technischen Spannungs-Dehnungs-Diagramme der quasistatischen uniaxialen Zugversuche an den beiden Elastomeren ohne Vorbeanspruchung sind in Abb. 6.5 a) und Abb. 6.5 b) für je eine repräsentative Kurve dargestellt.

Die Kurven beider Elastomere zeigen ein hyperelastisches Verhalten, das sich durch eine Abnahme des E-Moduls mit zunehmender Dehnung äußert, wie in Abb. 6.5 c) dargestellt ist. Während der E-Modul des weichen Elastomers zwischen dem ersten und letzten Dehnungsbereich im Mittel um 65 % geringer ist, beträgt der Abfall für das harte Elastomer nur 28 %. Das weiche

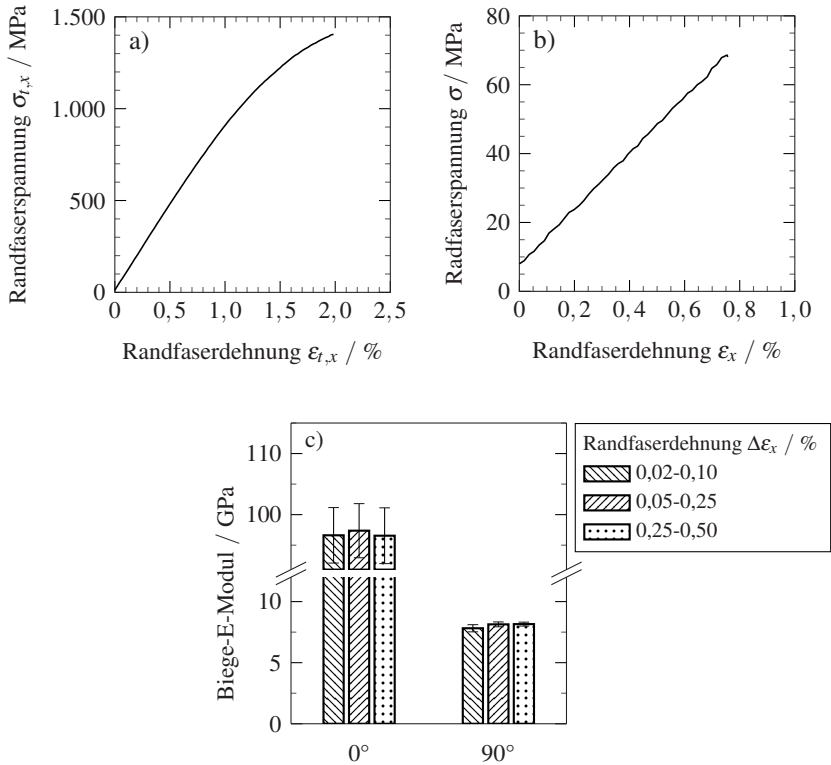


Abbildung 6.4: Repräsentative Randfaser Spannungs-Dehnungs-Diagramme der quasistatischen Biegeversuche an UD-CFK: a) UD-0°; b) UD-90°; c) Biege E-Modul Auswertung in drei Dehnungsbereichen mit Angabe der Standardabweichung.

Elastomer zeigt einen kontinuierlichen Anstieg der Spannung bis zum Versagen bei  $4,65 \text{ MPa} \pm 0,43 \text{ MPa}$  und einer Totaldehnung bei Bruch von  $A_z = 124 \% \pm 19 \%$ . Das harte Elastomer bildet ein lokales Maximum bei einer Dehnung von etwa 5 %, das die Zugfestigkeit von  $10,32 \text{ MPa} \pm 0,11 \text{ MPa}$  markiert. Ab dieser Dehnung tritt eine lokale Dehnungsüberhöhung mit einer Einschnürung des Probekörpers auf, die im Verlauf des Zugversuchs über den Probekörper fortschreitet. Dieses Verhalten ist in Abb. 6.6 für eine maximale Dehnung

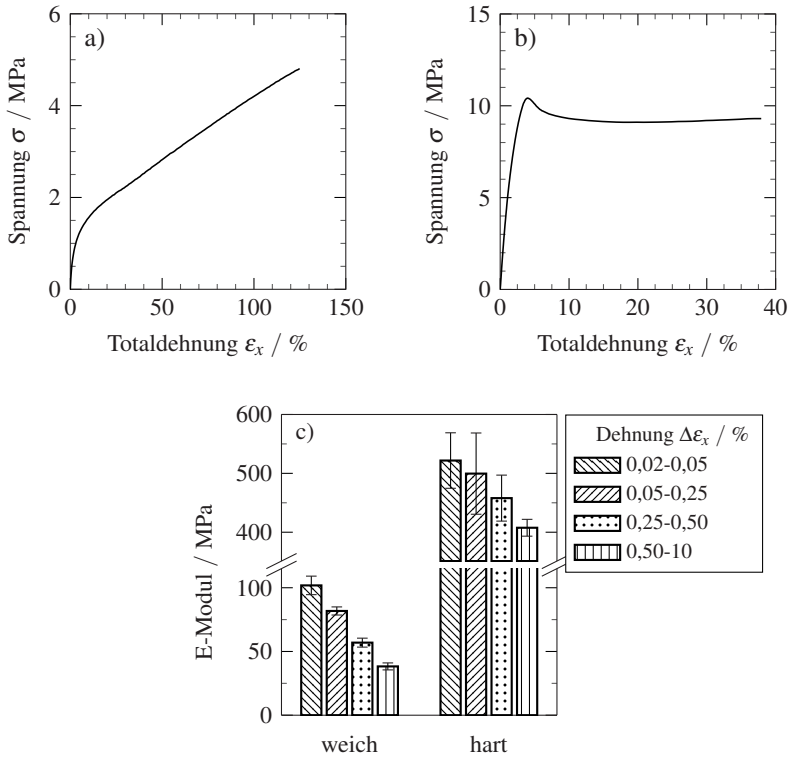


Abbildung 6.5: Repräsentative technische Spannungs-Dehnungs-Diagramme der quasistatischen Zugversuche am Elastomer: a) Weiches Elastomer; b) Hartes Elastomer; c) Auswertung des E-Moduls beider Elastomere in verschiedenen Dehnungsbereichen.

von 20% exemplarisch zu sehen. Die lokale Dehnungsüberhöhung des harten Elastomers bildet sich als horizontale Dehnungsbänder in Abb. 6.6 a) aus. Das weiche Elastomer in Abb. 6.6 b), zeigt ein deutlich homogeneres Verhalten. Die Bruchdehnung des harten Elastomers liegt bei  $A_z = 43,6\% \pm 16,3\%$ . Die Auswertung der Querdehnungen in einem Dehnungsbereich von 0,05% bis

0,25 % liefert eine Querkontraktionszahl  $\nu = \frac{-\varepsilon_y}{\varepsilon_x}$  von  $\nu = 0,48$  für das weiche Elastomer und von  $\nu = 0,47$  für das harte Elastomer.

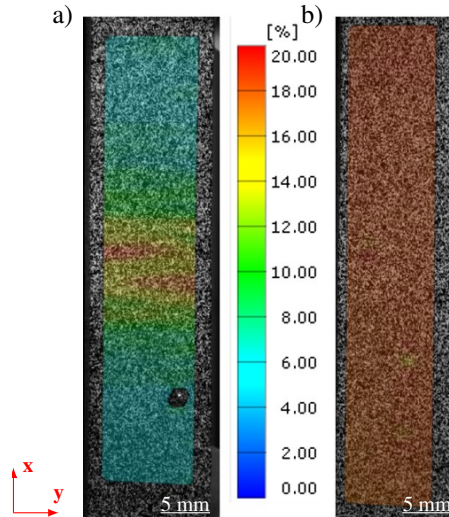


Abbildung 6.6: Dehnungsverteilung unter Zug an beiden Elastomeren für eine maximale Dehnungsverteilung von 20 %. Farblich dargestellt ist die Dehnung in  $\varepsilon_x$  Richtung. a) hartes Elastomer; b) weiches Elastomer.

## 6.2.2 Biegebeanspruchung von Faser-Metall-Elastomer-Laminaten

Die Ergebnisse der zyklischen quasistatischen Biegeversuche werden zunächst bei Raumtemperatur und konstanter Dehnrage vorgestellt. Dafür wird aus den Spannungs-Dehnungs-Kurven der zyklischen Versuche der Biege-E-Modul ausgewertet. Danach wird die Verformung der Einzelschichten, die mit Hilfe des optischen DIC-Systems erfasst wurde, ausgewertet und abschließend der Einfluss der Umgebungstemperatur und der Dehnrage auf das Verformungsverhalten und den Biege-E-Modul analysiert.

### 6.2.2.1 Globales Spannungs-Dehnungs-Verhalten

Das Verhalten der FMEL-Aufbauten unter zyklischer, quasistatischer Biegebeanspruchung bei Raumtemperatur, nach dem in Kap. 4.2.2.2 gezeigten Versuchsaufbau, ist exemplarisch in Abb. 6.7 für den C-El<sub>65</sub><sup>w</sup>-A-El<sub>65</sub><sup>w</sup>-C-Aufbau dargestellt. Der Graph zeigt die fiktive Randfaserspannung  $\sigma_f$  und fiktive Randfaserdehnung  $\varepsilon_f$ , die sich aus den Werten der Durchbiegung und Kraft nach DIN EN ISO 14125 [229] ergeben. Die Kurven zeigen einen degressiven kontinuierlichen Verlauf ohne Hinweise auf Versagen einzelner Schichten durch sprunghafte Abfälle der Spannung bzw. Kraft. Trotzdem ist eine geringere Steifigkeit des Laminats für den zweiten Belastungszyklus zu erkennen. Der dritte Zyklus unterscheidet sich hingegen kaum vom vorherigen. Der zweite und dritte Belastungszyklus zeigt nach einem anfänglich degressiven Verlauf ein lineares Verhalten, das mit einem leicht progressiven Anstieg

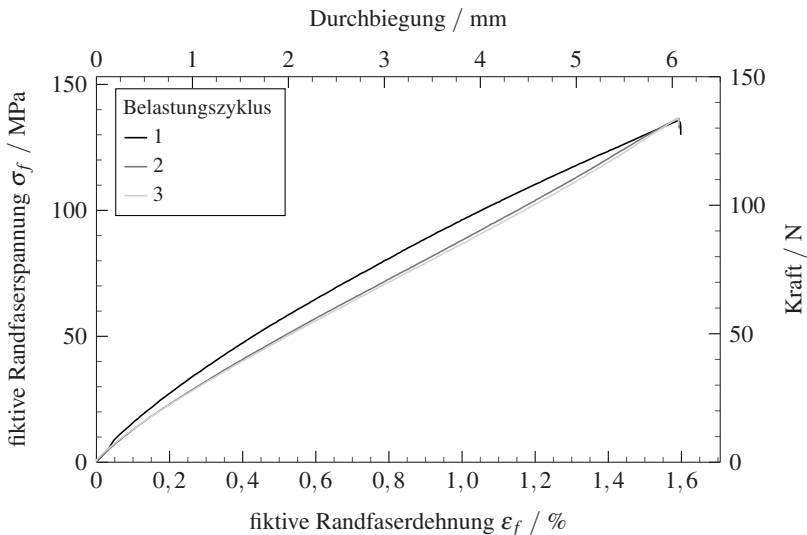


Abbildung 6.7: Zyklischer Biegeversuch an einem FMEL mit C-El<sub>65</sub><sup>w</sup>-A-El<sub>65</sub><sup>w</sup>-C-Laminataufbau bei drei Belastungszyklen.

der Steifigkeit bei einer Durchbiegung von 6 mm endet. Dieses Verhalten deutet auf eine Spannungserweichung durch den Mullins-Effekt hin. Der Biege-E-Modul wird daher für alle drei Zyklen ermittelt. Da auch die FMEL ein hyperelastisches Verhalten aufweisen, werden auch hier verschiedene Durchbiegungsbereiche ausgewertet. Abb. 6.8 zeigt den, aus drei Probekörper gemittelten, Biege-E-Modul in drei Durchbiegungsbereichen für den ersten, zweiten und dritten Belastungszyklus. Da sich durch unterschiedliche Dicken der verschiedenen Laminataufbauten unterschiedliche fiktive Randfaserdehnungen ergeben, werden die Auswertebereiche anhand der Durchbiegung festgelegt. Um eine spätere Vergleichbarkeit mit den DMA Biegeversuchen zu gewährleisten, wird der zweite Durchbiegungsbereich mit dem der DMA Biegeversuche in Kap. 4.3.1 gleichgesetzt. Für den ersten Belastungszyklus ist eine Abnahme des Biege-E-Moduls von 7,3 % bzw. 15,1 % vom kleinsten bis zum höchsten Durchbiegungsbereich zu erkennen. Ebenso nimmt der Biege-E-Modul im kleinsten Durchbiegungsbereich für den ersten zum

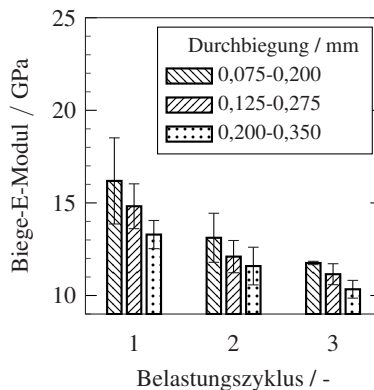


Abbildung 6.8: Mittelwert des Biege-E-Moduls aus zyklischen Biegeversuchen an drei FMEL mit C-El<sub>65</sub><sup>%</sup>-A-El<sub>65</sub><sup>%</sup>-C-Aufbau. Es wurden drei Belastungszyklen (1, 2, 3) durchgeführt, die in drei Durchbiegungsbereiche (0,075 mm bis 0,2 mm, 0,125 mm bis 0,275 mm, 0,2 mm bis 0,35 mm) ausgewertet wurden.

zweiten, bzw. ersten zum dritten Belastungszyklus um 18,4 % bzw. 21,5 % ab. Für den zweiten Durchbiegungsbereich ist eine Abnahme des Biege-E-Moduls um 6,1 % bzw. 11,4 % zu erkennen. Der höchste Dehnungsbereich zeigt einen Rückgang des Biege-E-Moduls, bezogen auf den ersten Belastungszyklus von 5,8 % für den zweiten Zyklus und 12,7 % für den dritten Zyklus. Somit ist die relative Abnahme des Biege-E-Moduls bei kleinen Durchbiegungs- und Dehnungsbereichen stärker ausgeprägt.

Die Auswertung aller weiteren Laminataufbauten erfolgt nur hinsichtlich der Biege-E-Moduln. Dazu werden die Durchbiegungsbereiche wie in Abb. 6.8 ausgewertet. Das Ergebnis für die Laminataufbauten C-El<sub>65</sub><sup>w</sup>-A-El<sub>65</sub><sup>w</sup>-C, A-El<sub>3</sub><sup>w</sup>-A-El<sub>3</sub><sup>w</sup>-A, C-El<sub>3</sub><sup>h</sup>-A-El<sub>3</sub><sup>h</sup>-C und A-El<sub>3</sub><sup>h</sup>-C-El<sub>3</sub><sup>h</sup>-A ist in Abb. 6.9 dargestellt. Bei den Laminataufbauten mit weichem Elastomer zeigt sich ein ähnliches Verhalten mit Abnahme des Biege-E-Moduls mit zunehmender Durchbiegung und höherem Belastungszyklus. Die Laminataufbauten mit hartem Elastomer zeigen keinen Rückgang des Biege-E-Moduls mit zunehmender Durchbiegung, was ein lineares Verhalten kennzeichnet. Dabei war jedoch auch die maximale Durchbiegung geringer als bei den Laminataufbauten mit weichem Elastomer. Um eine plastische Deformation der Aluminiumlagen und eine Delamination in den Grenzschichten zu verhindern, musste bei den Laminataufbauten mit hartem Elastomer die maximale Durchbiegung der einzelnen Zyklen reduziert werden (Siehe Kap. 4.2.2.2). Für den Aufbau C-El<sub>3</sub><sup>h</sup>-A-El<sub>3</sub><sup>h</sup>-C, der bis zu einer maximalen Durchbiegung von 4 mm geprüft wurde, ist ebenfalls ein Rückgang des Biege-E-Moduls mit höherem Belastungszyklus zu erkennen. Der Laminataufbau A-El<sub>3</sub><sup>h</sup>-C-El<sub>3</sub><sup>h</sup>-A, der bis zu einer maximalen Durchbiegung von 2 mm geprüft wurde, zeigt keinen signifikanten Rückgang des Biege-E-Moduls bei zyklischer Belastung.



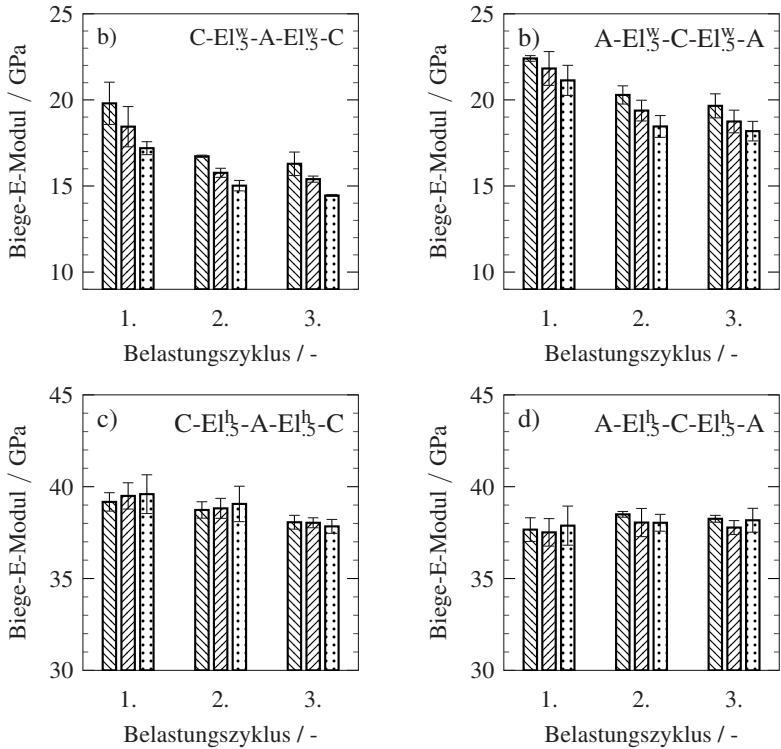


Abbildung 6.9: Mittelwerte des Biegemoduls aus zyklischen Biegeversuchen an FMEL. Es wurden drei Belastungszyklen (1., 2., 3.) durchgeführt, die in drei Durchbiegungsbereichen (0,075 mm bis 0,2 mm, 0,125 mm bis 0,275 mm, 0,2 mm bis 0,35 mm, Markierung wie in Abb. 6.8) ausgewertet wurden.

### 6.2.2.2 Scherverhalten der Einzelschichten

Die Verformung der Einzelschichten unter 3PB wird mit Hilfe der digitalen Bildkorrelation ausgewertet. Dazu wurde in Voruntersuchungen das Scherverhalten der Gesamthälfte eines Biegeprüfkörpers untersucht. Die sich einstellenden Scherungen über der linken Hälfte eines C-El<sub>0.75</sub><sup>W</sup>-A-El<sub>0.75</sub><sup>W</sup>-C-Laminataufbaus sind in Abb. 6.10 für eine Durchbiegung von 6 mm bei einem

Auflagerabstand von 100 mm aufgetragen. Die Ergebnisse wurden aus Voruntersuchungen nach Sessner et al. [230]\* entnommen und sollen exemplarisch den Verlauf der Scherungen über der Probe zeigen. Die maximale Scherung ist in der Mitte zwischen unterem Auflager und der Druckfinne zu erkennen. Aufgrund des großen Bildausschnitts sind jedoch keine detaillierten Messungen des Scherverhaltens in den einzelnen Elastomerlagen möglich. Daher wird im Folgenden nur ein kleiner Ausschnitt im Bereich der maximalen Scherungen, nach dem in Abb. 4.1 dargestellten Versuchsaufbau, betrachtet. Dafür wurde das DIC-System näher an der Probe platziert, um eine höhere Auflösung dieses Bereichs zu erzielen.

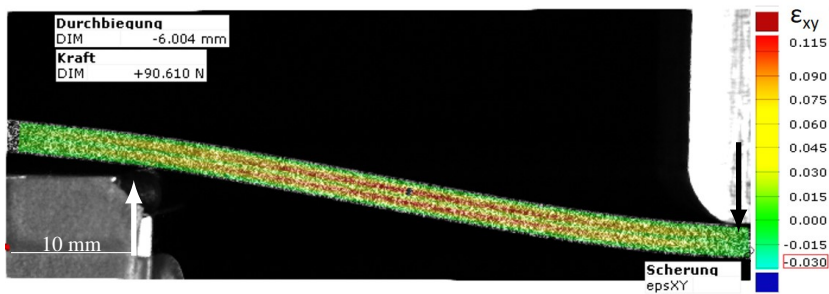


Abbildung 6.10: Scherungsverteilung unter 3PB an einem C-El<sub>65</sub><sup>w</sup>-A-El<sub>65</sub><sup>w</sup>-C-Laminataufbau mit 100 mm Auflagerabstand bei einer Mitteldurchbiegung von 6 mm. Dargestellt ist die linke Hälfte der Probe.

Abb. 6.11 zeigt exemplarisch den Verlauf der Verschiebungen  $\Delta x$  für einen C-El<sub>65</sub><sup>w</sup>-A-El<sub>65</sub><sup>w</sup>-C-Laminataufbau. Der lineare Anstieg der Verschiebungen über der Durchbiegung ist vor allem am linken Rand des Diagramms zu erkennen. Auch an allen anderen Stützpunkten ergibt sich ein lineares Verhalten zwischen Verschiebung und Durchbiegung. Die resultierende Scherung  $\epsilon_{xy}$  ist in Abb. 6.12 dargestellt.

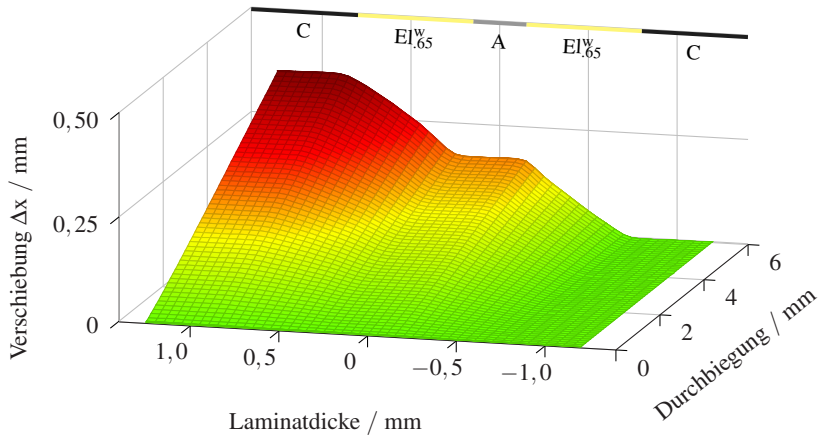


Abbildung 6.11: Verschiebung in x-Richtung über der Laminatdicke und der Durchbiegung für einen C- $EI_{65}^w$ -A- $EI_{65}^w$ -C-Laminataufbau.

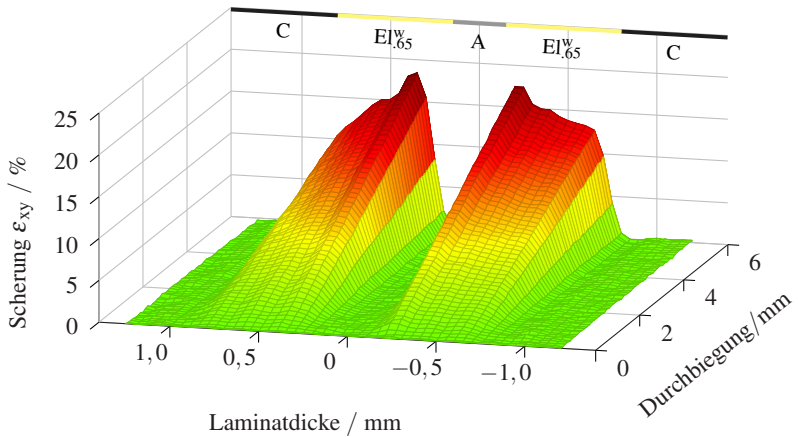


Abbildung 6.12: Scherung  $\epsilon_{xy}$  über der Laminatdicke und der Durchbiegung für einen C- $EI_{65}^w$ -A- $EI_{65}^w$ -C-Laminataufbau.

Auch hier ist ein linearer Anstieg der Scherung über der Durchbiegung zu sehen, der sich aus dem linearen Anstieg der Verschiebungen ergibt. Nur in

den Elastomerschichten tritt eine signifikante Scherung auf und es ergibt sich eine leicht inhomogene Dehnungsverteilung in den Elastomerschichten mit einer Zunahme der Scherung zur Mitte hin. Bei einer Durchbiegung von 6 mm ist eine maximale Scherung von 18,5 % zu messen.

Das Verhalten unter zyklischer Belastung in Abb. 6.13 a) für drei Belastungszyklen bei einer Durchbiegung von 2 mm dargestellt. Es ist zu erkennen, dass sich bei gleicher Durchbiegung das Scherverhalten unter zyklischer Beanspruchung nicht signifikant ändert. Abb. 6.13 b) zeigt die Scherung für drei unterschiedliche Probekörper des C-El<sub>5</sub>-A-El<sub>5</sub>-C-Laminataufbaus im ersten Belastungszyklus. Das inhomogene Dehnungsverhalten mit zunehmender Scherung zur Mittellage ist bei allen drei Probekörpern erkennbar, aber zum Teil weniger stark ausgeprägt.

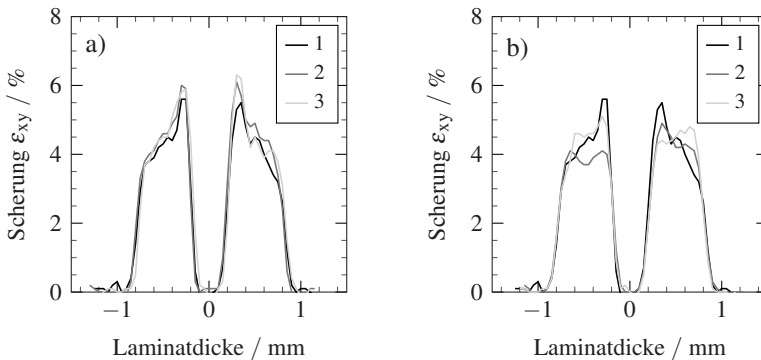


Abbildung 6.13: Scherung  $\epsilon_{xy}$  über der Laminatdicke bei einer Durchbiegung von 2 mm für den C-El<sub>5</sub>-A-El<sub>5</sub>-C-Laminataufbau. a) Drei Belastungszyklen an der gleichen Probe. b) Der erste Belastungszyklus drei verschiedener Probekörper.

Abb. 6.14 und Abb. 6.15 zeigen das Verschiebungs- und Scherverhalten für je eine repräsentative Probe der unterschiedlichen Laminataufbauten bei einer Durchbiegung von 2 mm.

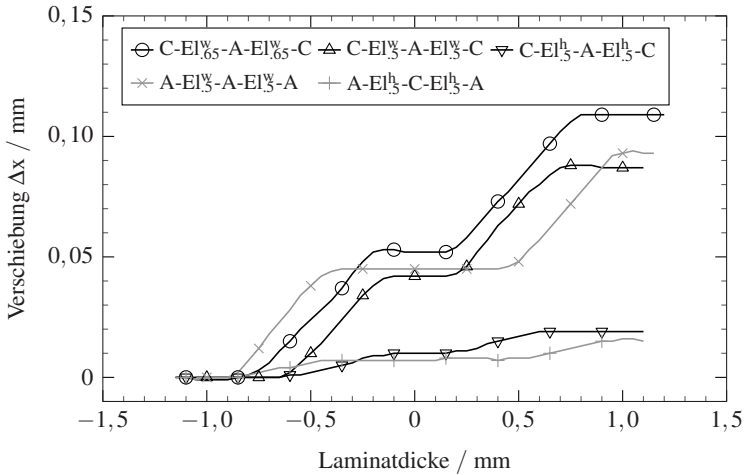


Abbildung 6.14: Verschiebung  $\Delta x$  über der Laminatdicke bei einer Durchbiegung von 2 mm. Für jeden Laminataufbau ist eine repräsentative Kurve dargestellt.

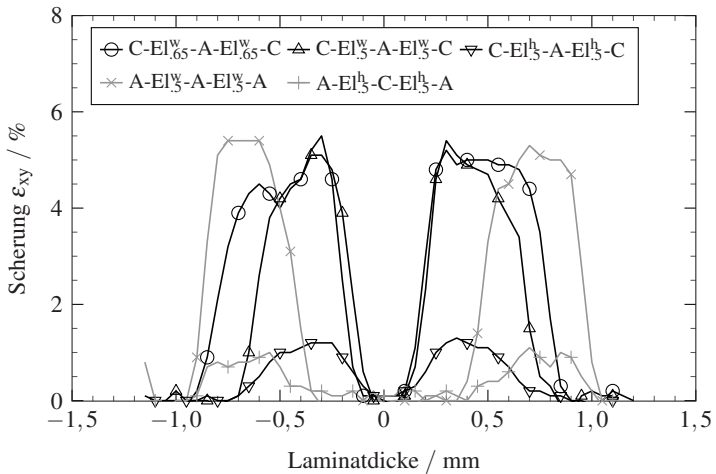


Abbildung 6.15: Scherung  $\varepsilon_{xy}$  über der Laminatdicke bei einer Durchbiegung von 2 mm. Für jeden Laminataufbau ist eine repräsentative Kurve dargestellt.

Die maximalen Scherungen der Laminat mit weichem Elastomer in Abb. 6.15 befinden sich auf ähnlichem Niveau von ca. 5,5 %. Die Laminataufbauten mit hartem Elastomer weisen deutlich geringere Scherungen von ca. 1 % bei gleicher Durchbiegung auf. Auch hier ist zu erkennen, dass nur in den Bereichen der Elastomerlagen signifikante Scherung gemessen werden kann. Die inhomogene Dehnungsverteilung mit einer maximalen Scherung in den Elastomerlagen zur Mitte hin, ist bei den Laminataufbauten mit Aluminiumrandschichten nicht zu erkennen, bei den Laminataufbauten mit CFK-Randschichten zeigt sich der Trend hingegen bei beiden Elastomerhärten und -dicken. Die Integration der Scherungen über der Laminatdicke führt zur Verschiebung und bietet somit eine Aussage über die Gesamtheit der Scherung. In Abb. 6.14 ist deutlich zu erkennen, dass sich bei den verschiedenen Laminataufbauten unterschiedliche maximale Verschiebungen ergeben.

Abb. 6.16 zeigt die Mittelwerte der maximalen Verschiebungen aus je drei Probekörper für den ersten, zweiten und dritten Belastungszyklus. Die maximalen Verschiebungen entsprechen den Werten am rechten Ende der Kurven

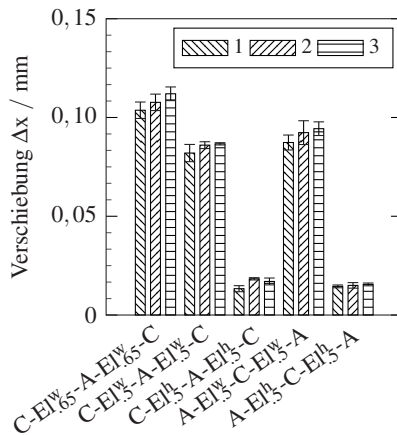


Abbildung 6.16: Mittelwerte aus je drei Probekörper der maximalen Verschiebungen für den ersten, zweiten und dritten Belastungszyklus bei einer Durchbiegung von 2 mm.

aus Abb. 6.14. Es ist zu sehen, dass eine dickere Elastomerschicht zu höheren maximalen Verschiebungen bei gleicher Durchbiegung führt. Infolge der zyklischen Belastung steigen tendenziell die maximalen Verschiebungen bei Laminataufbauten mit weichem Elastomer. Bei Laminaten mit hartem Elastomer ist der Effekt weniger stark ausgeprägt und nur für den Laminataufbau mit CFK in den Decklagen messbar. Es sollte jedoch erwähnt werden, dass die Laminaten mit hartem Elastomer eine geringere maximale Durchbiegung erfahren haben als die Laminaten mit weichem Elastomer. Beim Vergleich der Laminataufbauten C-El<sub>3</sub><sup>w</sup>-A-El<sub>3</sub><sup>w</sup>-C und A-El<sub>3</sub><sup>w</sup>-C-El<sub>3</sub><sup>w</sup>-A ist zu erkennen, dass der Laminataufbau mit Aluminium als Randschicht zu stets größeren Verschiebungen führt.

### 6.2.2.3 Temperatur- und Dehnrateneinfluss auf das globale Verformungsverhalten

Aufgrund der Verschiebungen und Scherungen in den einzelnen Schichten ergibt sich ein globales Verformungsverhalten der Laminaten, das sich von dem eines homogenen Materials unterscheidet. Abb. 6.17 zeigt den E-Modul der verschiedenen Laminataufbauten unter zyklischer 3PB-Belastung bei verschiedenen Temperaturen.

Der E-Modul wird bei einer Randfaserdehnung von 0,05 % bis 0,25 % bestimmt. Für die niedrigste Temperatur von  $-45^{\circ}\text{C}$  wird zusätzlich eine zehnfach höhere Traversengeschwindigkeit von 20 mm/s geprüft. Diese ist als  $-45^{\circ}\text{C}_s$  gekennzeichnet. Die Laminataufbauten ohne Elastomer zeigen ein temperaturunabhängiges Verhalten mit dem höchsten Biege-E-Modul. Die Laminaten mit Aluminiumrandschichten besitzen im Temperaturbereich von  $80^{\circ}\text{C}$  bis  $-10^{\circ}\text{C}$  stets einen höheren Biege-E-Modul als die Laminataufbauten mit CFK-Randschichten und den gleichen Elastomerlagen. Nur für das weiche Elastomer dreht sich dieses Verhalten ab einer Temperatur von  $-45^{\circ}\text{C}$  um.

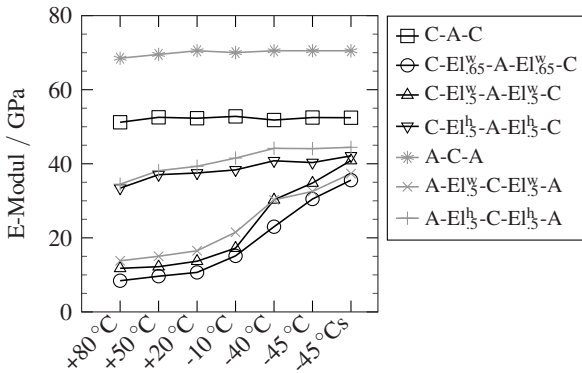


Abbildung 6.17: Temperaturabhängiger Biege-E-Modul unter zyklischer Belastung.  
Nach [235]\*.

Das temperatur- und dehnratenabhängige Verformungsverhalten wird anhand der optisch bestimmten Biegelinien bei einer Durchbiegung von 2 mm ausgewertet. Dazu ist in Abb. 6.18 zunächst für 20 °C die linke Hälfte der Biegelinie der verschiedenen Laminataufbauten dargestellt. Die Position der Auflager ist mit einem Pfeil bei 0 mm und 40 mm dargestellt. Es zeigt sich ein unterschiedliches Verformungsverhalten zwischen den Auflagern, sowie außerhalb des unteren, linken Auflagers. Für die Laminataufbauten mit zusätzlicher Elastomerschicht ist eine charakteristische Rückbiegung außerhalb des Auflagers zu erkennen. Diese ergibt sich aus der Scherung der Elastomerschichten. Um dieses Verhalten genauer auszuwerten und kleinere temperatur- und dehnratenbedingte Veränderungen charakterisieren zu können, werden die Biegelinien mit einem Polynom neunten Grades angefitet und die Ableitung der Biegelinie bestimmt. Dieses Verhalten ist beispielhaft für das C-El<sup>W</sup><sub>65</sub>-A-El<sup>W</sup><sub>65</sub>-C-Laminat in Abb. 6.19 dargestellt.



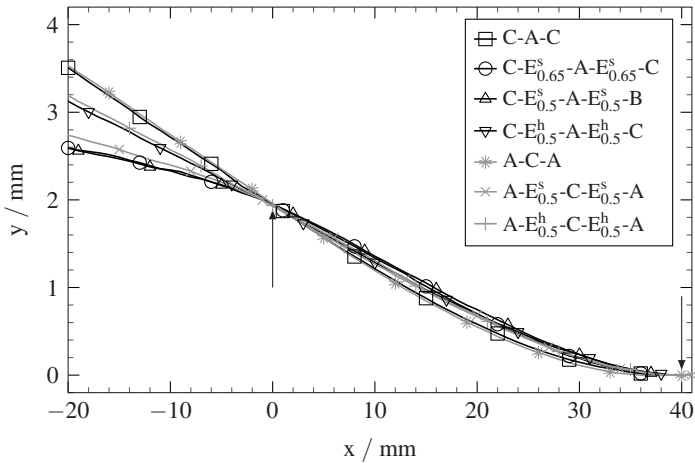


Abbildung 6.18: Linke Hälfte der Biegelinien bei 20 °C und einer Durchbiegung von 2 mm. Unteres Auflager bei 0 mm oberes Auflager bei 80 mm. Nach [235]\*

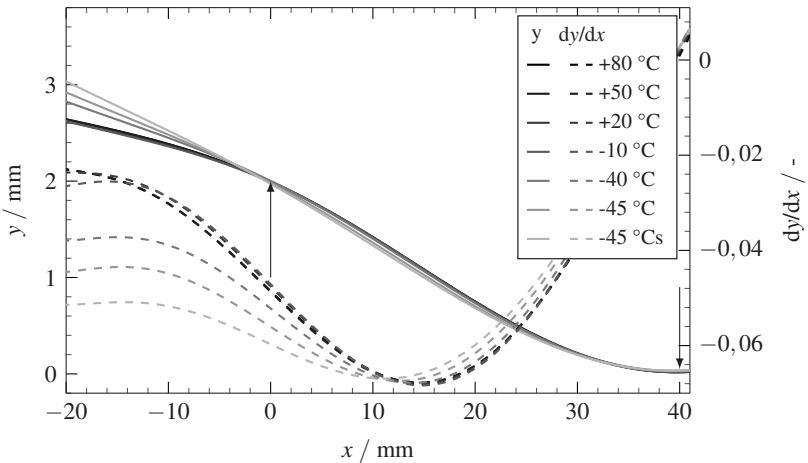


Abbildung 6.19: Linke Hälfte der Biegelinien für den C-El<sub>0,65</sub><sup>s</sup>-A-EI<sub>0,65</sub><sup>s</sup>-C-Laminataufbau. Unterschiedliche Temperaturen aus zyklischen Biegeversuchen bis zu einer maximalen Durchbiegung von 2 mm. 80 °C bis -45 °C bei einer Geschwindigkeit von 2 mm/s. -45 °C s bei einer Geschwindigkeit von 20 mm/s. dy/dx gibt die Steigung der Biegelinie an. Nach [235]\*

Es ist zu erkennen, dass sich die Biegelinien für die  $-40^\circ\text{C}$ ,  $-45^\circ\text{C}$  und die  $-45^\circ\text{C}$  s Kurve von denen der restlichen Kurven unterscheidet. Hier zeigt sich außerhalb der Auflager eine abnehmende Rückbiegung der Biegelinie mit geringerer Temperatur und höherer Traversengeschwindigkeit. Um die Rückbiegung zu quantifizieren wird diese aus dem Verhältnis der Steigung am freien Ende der Probe und der maximalen Steigung im Bereich zwischen den Auflagern berechnet. Dieses, als Rückbiegung bezeichnetes, Verhältnis ist in Abb. 6.20 für alle getesteten Lamine, Temperaturen und Dehnraten aufgetragen. Die Lamine sind auf zwei Diagramme mit starker in Abb. 6.20 a) und geringer Rückbiegung in Abb. 6.20 b) aufgeteilt. Die Lamine mit weichem Elastomer in Abb. 6.20 a) zeigen ein ähnliches Verhalten mit einem geringen Abfall im Temperaturbereich von  $80^\circ\text{C}$  bis  $20^\circ\text{C}$  und einem stärkeren Abfall zwischen  $-10^\circ\text{C}$  und  $-40^\circ\text{C}$ . Mit hartem Elastomer ist die Rückbiegung deutlich geringer, jedoch auch hier von der Temperatur abhängig. Während die

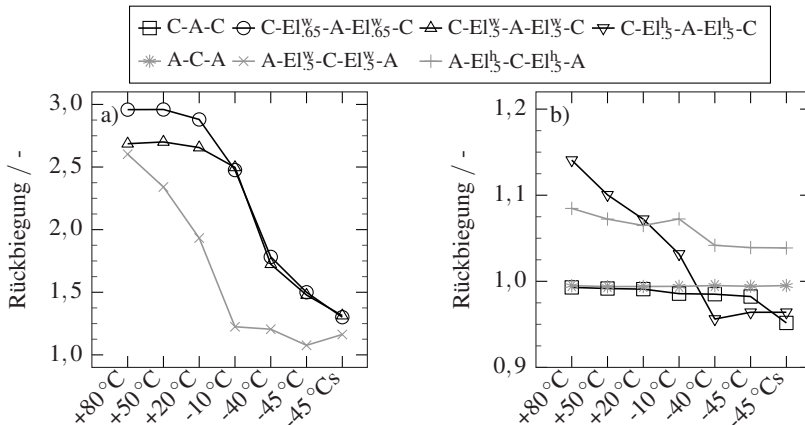


Abbildung 6.20: Rückbiegung als dimensionsloser Wert aus dem Verhältnis der maximalen Steigung der Biegelinie zwischen den Auflagern und der Steigung am freien Ende außerhalb der Auflager. a) Lamine mit großer Rückbiegung, b) Lamine mit geringer Rückbiegung. Nach [235]\*

Rückbiegung für das C-El<sub>3</sub><sup>h</sup>-A-El<sub>3</sub><sup>h</sup>-C-Laminat kontinuierlich bis zu einer Temperatur von  $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$  abnimmt ist der Rückgang beim A-El<sub>3</sub><sup>h</sup>-C-El<sub>3</sub><sup>h</sup>-A-Laminat deutlich geringer. Die Lamine ohne Elastomer zeigen eine konstant niedrige Rückbiegung, wobei diese für das C-A-C-Laminat bei niedrigen Temperaturen leicht unter eins fällt.

### 6.2.3 Schneidscherversuche

Das Scherverhalten der Elastomerschicht wird anhand des in Kapitel 4.2.3 beschriebenen Schneidscherversuchs charakterisiert. Dafür wird das Verschiebungs- und Scherverhalten entlang der in Abb. 4.2 b) dargestellten Kurve ausgewertet. Abb. 6.21 zeigt eine repräsentative Kurve der Verschiebung über der Laminatdicke. Die maximale Verschiebung berechnet sich aus dem Verschiebungswert an der linken und rechten Seite der Probe. Der Graph zeigt

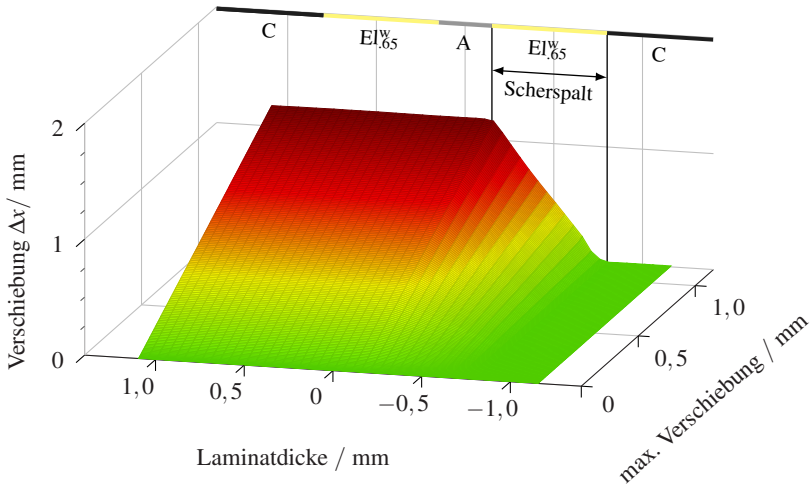


Abbildung 6.21: Verschiebung  $\Delta x$  bei einem Scherspalt von 0,65 mm für ein C-El<sub>0.65</sub><sup>w</sup>-A-El<sub>0.65</sub><sup>w</sup>-C-Laminataufbau.

das Verhalten für ein C- $EI_{0,65}^w$ -A- $EI_{0,65}^w$ -C-Laminataufbau, bei dem der Scherspalt auf die Elastomerdicke von 0,65 mm eingestellt wurde. Die Ableitung der Verschiebungen über der Laminatdicke zeigt das Scherverhalten der Einzelschichten das in Abb. 6.22 dargestellt ist. Sowohl im Verschiebungs- als auch im Scherverhalten ist zu sehen, dass nur im Bereich des Scherspalt es bzw. der Elastomerschicht Verschiebungen und Scherungen eingebracht werden. Es zeigt sich ebenfalls ein leicht inhomogenes Scherverhalten über der Elastomerdicke, mit einem lokalen Maximum im Randbereich der Elastomerlage. Dieses Verhalten zeigt sich vor allem bei großen Verschiebungen und ist bei kleinen Scherungen weniger stark ausgeprägt.

Um einen mittleren Wert der Scherung zu erhalten wird diese aus dem Verhältnis der Verschiebung  $\Delta x$  und der Elastomerdicke nach Formel 4.2 berechnet. Die daraus resultierenden Schubspannungs-Scherungs-Diagramme sind in Abb. 6.23 für alle getesteten Probekörper aufgetragen. Hier ist lediglich zwischen harter oder weicher Elastomerschicht unterschieden, wobei alle

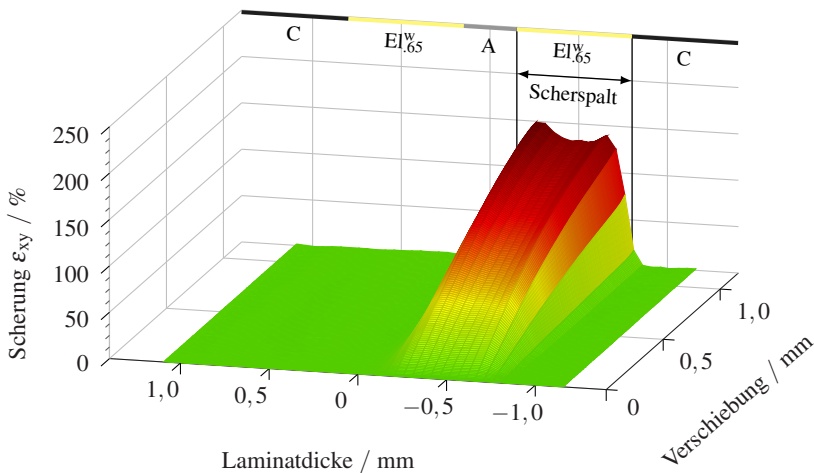


Abbildung 6.22: Scherung  $\epsilon_{xy}$  bei einem Scherspalt von 0,65 mm für ein C- $EI_{0,65}^w$ -A- $EI_{0,65}^w$ -C-Laminataufbau.

Laminatkonfigurationen mit 0,5 mm oder 0,65 mm dicken Elastomerschichten geprüft wurden. Die Elastomerlagendicke wurde unter der Annahme einer Dicke der Aluminiumlage von 0,3 mm und der CFK-Randschichten von jeweils 0,6 mm aus der Gesamtdicke der Probekörper berechnet. Es ist, wie bei den Biegeschwingversuchen im vorherigen Kapitel, ein deutlicher Unterschied im Scherverhalten der beiden Elastomere zu sehen, wobei die unterschiedlichen Laminataufbauten keinen Einfluss zeigen. Das weiche Elastomer zeigt ein ausgeprägtes hyperelastisches Materialverhalten. Das harte Elastomer verhält sich zu Beginn linear elastisch und geht ab einer Schubspannung von ca. 5 MPa ebenfalls in ein hyperelastisches Verhalten über. Die hybriden Probekörper versagten stets in der Grenzschicht zwischen Elastomer und CFK, egal ob ein Laminataufbau mit Aluminium oder CFK in der Mittellage geprüft wurde. Es ergeben sich Totaldehnungen bei Bruch von  $A_s = 201 \% \pm 25 \%$  für das weiche

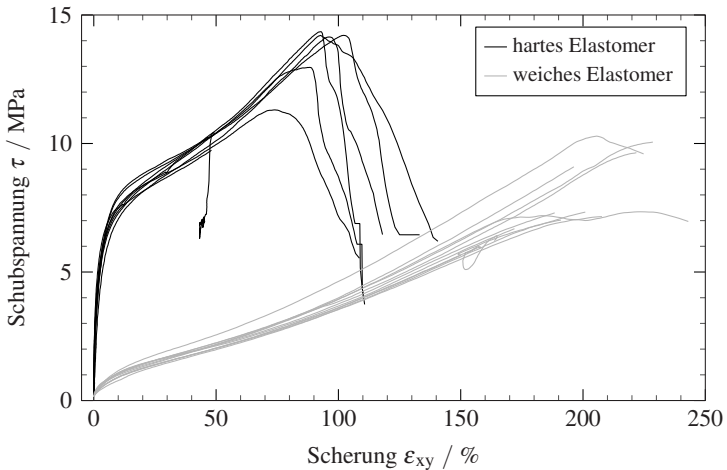


Abbildung 6.23: Schubspannungs-Scherungs-Diagramme aller Schneidscherversuche. Die Scherung  $\epsilon_{xy}$  wurde aus dem Verhältnis von Verschiebung durch Elastomerdicke berechnet.

und  $A_s = 102 \pm 36\%$  für das harte Elastomer. Anhand der Schubspannungs-Scherungs-Diagramme wird der Schubmodul der Elastomere im hybriden Verbund bestimmt. Dafür wird der Scherungsbereich von 0,5 % bis 1 % ausgewertet. Die Auswertung in kleineren Scherungsbereichen wird als nicht valide angesehen, da dies eine Auflösung von  $< 2,5 \mu\text{m}$  erfordert, und die messbare Wegänderung des verwendeten Objektivsystems bei etwa  $1 \mu\text{m}$  liegt.

Abb. 6.24 zeigt die Boxplots für beide Elastomere. Die Box stellt den oberen und unteren Interquartilsabstand, der durch den Medianwert getrennt ist, dar. Die Antennen zeigen den kompletten Wertebereich. Es ergibt sich damit ein Median von 191 MPa für das harte und 15,2 MPa für das weiche Elastomer.

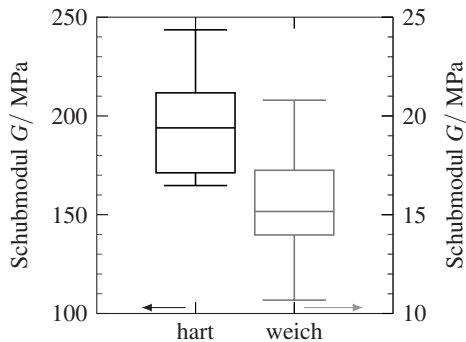


Abbildung 6.24: Boxplot des Schubmoduls beider Elastomere aus dem Schneidscherversuch im Scherungsbereich von 0.5 % bis 1 %.

### 6.3 Vibrations- und Dämpfungsverhalten

Das Vibrations- und Dämpfungsverhalten wird im Folgenden ausgehend von DMA an den polymeren Konstituenten Elastomer und CFK beschrieben. Anschließend werden die hybriden Lamine mittels DMA unter 3PB-Belastung charakterisiert. Der Biegeschwingversuch ermöglicht die Ermittlung modaler Verlustfaktoren in den Eigenfrequenzen bei einer definierten Schwingmode

und Faserorientierung in den Randschichten. Die Modalanalysen an der ebenen Platte und den 3D-Bauteilen bilden den Abschluss der experimentellen Charakterisierung des Vibrations- und Dämpfungsverhaltens.

## 6.3.1 Dynamisch-mechanische Analyse

### 6.3.1.1 Elastomer unter Zug

Die, als isotherme Frequenzsweeps durchgeführten DMA unter uniaxialer Zugbelastung des weichen Elastomers, sind in Abb. 6.25 als Temperatursweep bei konstanter Frequenz von 0,1 Hz, 1 Hz und 10 Hz aufgetragen. Für jeden Messwert bei einer Frequenz und Temperatur ist der Mittelwert aus mindestens fünf aufeinanderfolgenden Zyklen berechnet. Es ist das temperatur- und frequenzabhängige viskoelastische Materialverhalten zu erkennen. Das Verhalten

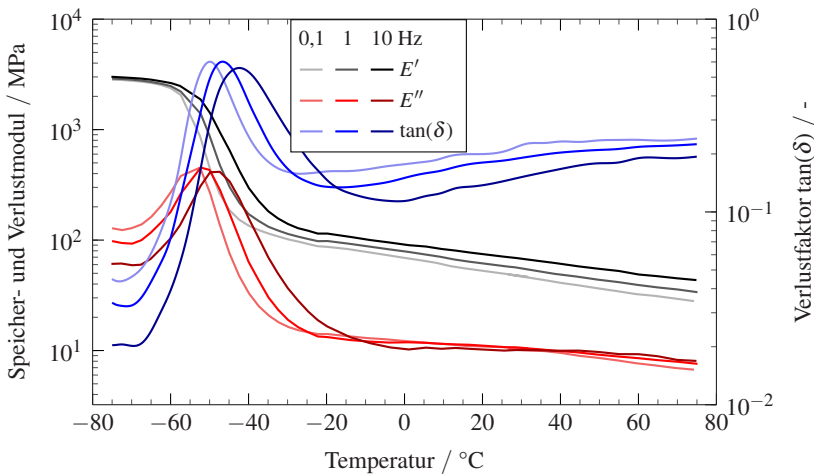


Abbildung 6.25: Temperatursweep des weichen Elastomers für drei Frequenzen von 0,1 Hz, 1 Hz und 10 Hz unter Zug. Dargestellt ist der Speichermodul  $E'$ , der Verlustmodul  $E''$  und der Verlustfaktor  $\tan(\delta)$ .

kann in drei Teilbereiche bezüglich des Glasübergangsbereichs unterteilt werden. Die Glasübergangstemperatur  $T_g$  wird, falls nicht anders angegeben, im Rahmen dieser Arbeit als der Peak im Verlustfaktor  $\tan(\delta)$  bei einer Frequenz von 1 Hz definiert. Für das weiche Elastomer liegt sie damit bei einer Temperatur von  $-46,5^\circ\text{C}$  bei einem Verlustfaktor von  $\tan(\delta) = 0,602$ . In einem Temperaturbereich von  $\pm 20^\circ\text{C}$  um die Glasübergangstemperatur zeigt sich eine erhöhte Dämpfung die den Glasübergangsbereich markiert. Dort besteht eine starke Frequenzabhängigkeit der Materialdaten. Unterhalb von  $-65^\circ\text{C}$  laufen Speicher- und Verlustmodul sowie der Verlustfaktor in ein Plateaubereich mit annähernd konstanten Moduln. Dies markiert den energieelastischen Bereich des Elastomers, der sich durch einen geringen Verlustfaktor auszeichnet. Oberhalb des Glasübergangsbereichs kann ein kontinuierlicher Abfall des Speicher- und Verlustmoduls gemessen werden, der sich in einem Anstieg des Verlustfaktors äußert. Für eine Temperatur von  $20^\circ\text{C}$  und eine Frequenz von 1 Hz ergibt sich ein Speichermodul von  $E' = 52,2\text{ MPa}$  und einem Verlustfaktor von  $\tan(\delta) = 0,180$ .

Abb. 6.26 a) zeigt die isothermen Frequenzsweeps, anhand derer die horizontalen VF bestimmt werden. Diese sind in Abb. 6.26 b) mit dem zugehörigen Arrhenius-Fit unterhalb  $T_g^{E''}$  und dem WLF-Fit oberhalb aufgetragen. Die Trennung der Bereiche erfolgt anhand der Glasübergangstemperatur  $T_g^{E''} = -52,5^\circ\text{C}$ , die sich in diesem Fall aus dem Peak des Verlustmoduls  $E''$  ergibt. Damit können die Kurvenbereiche mit unterschiedlichen Krümmungsradien besser getrennt werden. Für das WLF-Modell nach Formel 2.8 ergeben sich die Konstanten  $C_1^{\text{W}} = 16,8$  und  $C_2^{\text{W}} = 57,2^\circ\text{C}$ . Für das Arrhenius-Modell unterhalb  $T_g^{E''}$  nach Formel 2.9, ergibt sich eine Aktivierungsenergie  $A^{\text{W}} = 200\text{ kJ/mol}$ . Die daraus resultierende Masterkurve ist im Frequenznomogramm in Abb. 6.27 für unterschiedliche Referenztemperaturen  $T_{\text{ref}}$  zu sehen. Hier sind auf der linken Ordinate Speicher- und Verlustmodul sowie der Verlustfaktor über der reduzierten Frequenz  $f_r$  (Abszisse) aufgetragen. Diese Werte beziehen sich auf eine Referenztemperatur von  $20^\circ\text{C}$ .



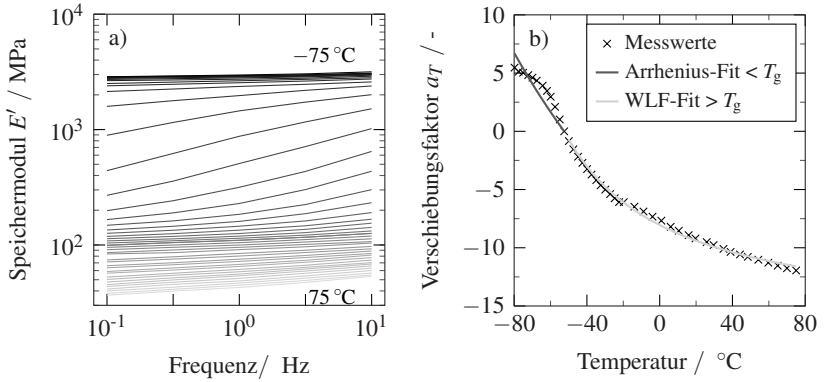


Abbildung 6.26: a) Isotherme Frequenzweeps des weichen Elastomers. b) Horizontale Verschiebungsfaktoren  $a_T$  für das weiche Elastomer bezogen auf den Peak des Verlustmoduls von  $T_g^{E''} = -52,5\text{ °C}$ . Unterhalb des  $T_g^{E''}$  wird ein Arrhenius-Modell angefitet, oberhalb ein WLF-Modell.

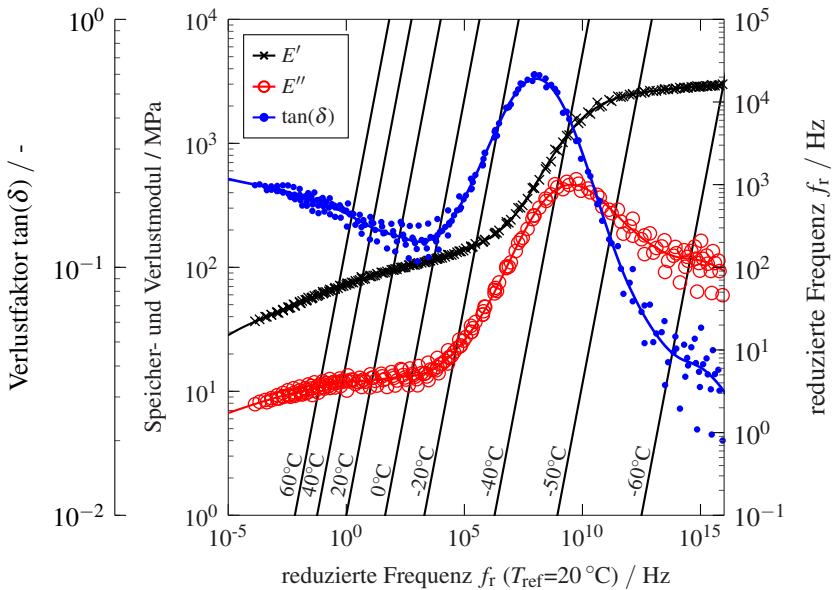


Abbildung 6.27: Frequenz-Nomogramm des weichen Elastomers unter Zug. Nach [223]\*.

Sollen die Größen für eine andere Referenztemperatur ausgewertet werden, kann dies über die diagonal verlaufenden Isothermen und die rechte Ordinate abgelesen werden. Das genaue Vorgehen dafür ist im Anhang A.2 in Abb. A.1 dargestellt. Abb. 6.27 ermöglicht es das Dämpfungsverhalten des Elastomers über einen Frequenzbereich von  $f_r = 10^{-1}$  Hz bis  $10^5$  Hz und einen Temperaturbereich von  $-60^\circ\text{C}$  bis  $60^\circ\text{C}$  abzulesen. Es ist zu erkennen, dass bei Raumtemperatur der Peak des Verlustfaktors bei rund  $f_r = 10^8$  Hz erreicht wird. Es ist jedoch bereits ab einer Frequenz von rund  $f_r = 5\text{kHz}$  mit einem Anstieg des Verlustfaktors aufgrund des Glasübergangsbereichs zu rechnen.

Für das harte Elastomer ist der Temperatursweep in Abb. 6.28 dargestellt. Es zeigt sich ein ähnliches Verhalten wie beim weichen Elastomer in Abb. 6.25, wobei der Abfall des Speichermoduls im Glasübergangsbereich bei der harten

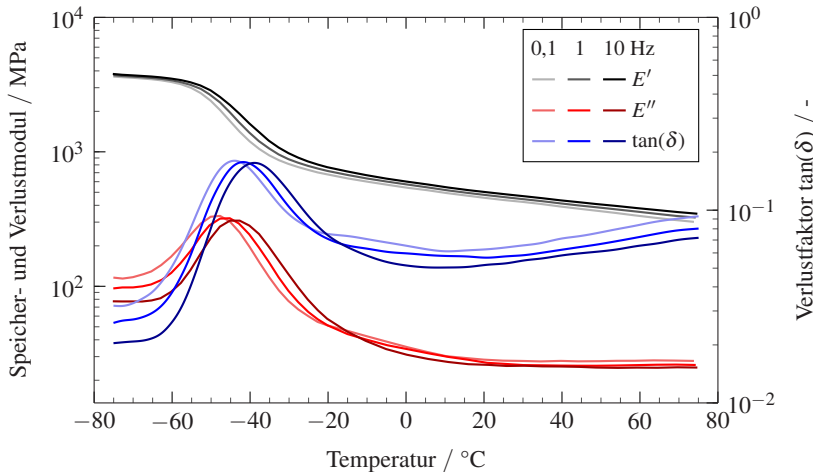


Abbildung 6.28: Temperatursweep des harten Elastomers für drei Frequenzen von 0,1 Hz, 1 Hz und 10 Hz unter Zug. Dargestellt ist der Speichermodul  $E'$ , der Verlustmodul  $E''$  und der Verlustfaktor  $\tan(\delta)$ .

Variante deutlich schwächer ausgeprägt ist. Daraus ergibt sich auch ein geringerer Peakwert des Verlustfaktors im Glasübergangspunkt. Dieser liegt bei einer Temperatur von  $-42,5\text{ °C}$  und einem Verlustfaktor von  $\tan(\delta) = 0,177$ . Bei Raumtemperatur ergibt sich ein Speichermodul von  $475\text{ MPa}$  und ein Verlustfaktor von  $\tan(\delta) = 0,056$  bei einer Frequenz von  $1\text{ Hz}$ .

Auch für das harte Elastomer werden horizontale VF zur Erstellung einer Masterkurve berechnet. Abb. 6.29 a) zeigt, die isothermen Frequenzsweeps anhand derer die Verschiebungsfaktoren berechnet werden. Auch hier werden diese mit einem WLF-Modell oberhalb, und einem Arrhenius-Modell unterhalb  $T_g^{E''}$  abgeglichen. Dabei ergeben sich die WLF-Konstanten von  $C_1^h = 32,2$  und  $C_2^h = 68,5\text{ °C}$  und eine Aktivierungsenergie von  $A_0^h = 209\text{ kJ/mol}$  für das Arrhenius-Modell. Die Verschiebungsfaktoren erstrecken sich über einen weiteren Bereich als die des weichen Elastomers, was zur Folge hat, dass sich auch die Masterkurve über einen größeren Frequenzbereich erstreckt. Diese ist in Abb. 6.30 als Frequenznomogramm dargestellt ist.

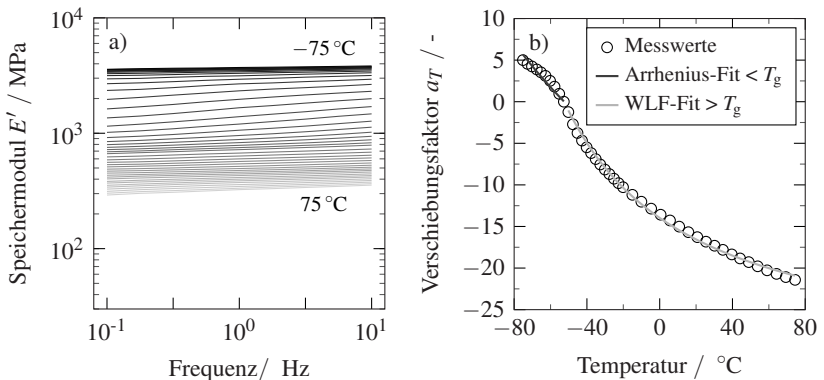


Abbildung 6.29: a) Isotherme Frequenzsweeps des harten Elastomers. b) Horizontale Verschiebungsfaktoren  $a_T$  für das harte Elastomer bezogen auf den Peak des Verlustmoduls bei  $T_g^{E''} = -50\text{ °C}$ . Unterhalb des  $T_g^{E''}$  wird ein Arrhenius-Modell angefitet, oberhalb des  $T_g$  ein WLF-Modell.

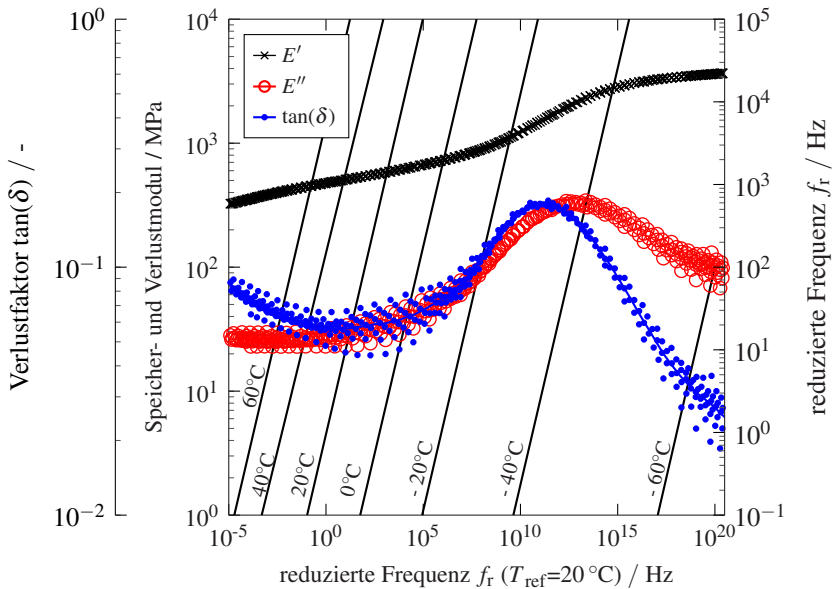


Abbildung 6.30: Frequenz-Nomogramm für das harte Elastomer unter Zug. Nach [223]\*.

### 6.3.1.2 Kohlenstofffaserverstärkter Kunststoff unter Zug

Für das CFK sind die Ergebnisse der DMA unter Zug als Temperatursweeps der drei geprüften Faserorientierungen mit UD 0°, UD 90° und ±45° in Abb. 6.31 zu sehen. Es ist jeweils eine repräsentative Kurve der drei geprüften Probekörper je Faserorientierung bei einer konstanten Frequenz von 1 Hz aufgetragen. Die aufgebrachtten Dehnungsbereiche sind Tab. 4.6 zu entnehmen. Es ist zu erkennen, dass der Speichermodul in 0°-Faserorientierung bis zu einer Temperatur von 115 °C annähernd konstant verläuft. Für die 90°- und ±45°-Faserorientierungen zeigt sich bereits ab einer Temperatur von ca. 50 °C ein leichter Abfall des Speichermoduls, der sich auch in einem Anstieg des Verlustfaktors widerspiegelt. Der Abfall der Steifigkeit, durch den Glasübergang der Epoxymatrix, ist hier deutlich stärker ausgeprägt als bei den 0°-Probekörpern.

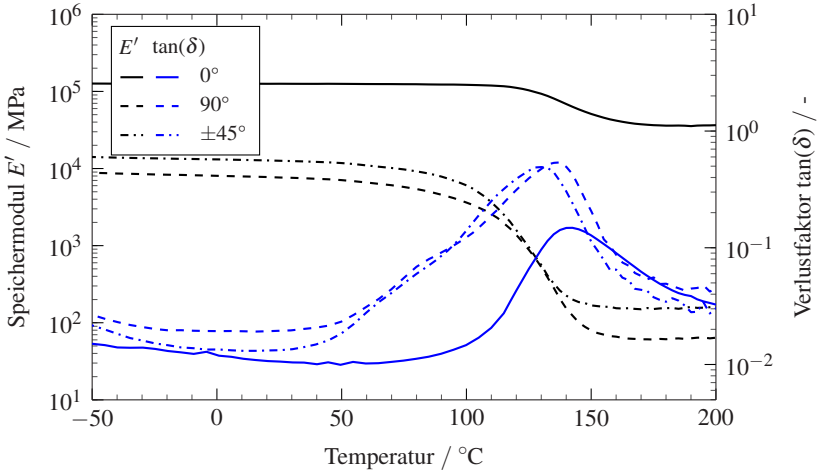


Abbildung 6.31: Temperatursweep am CFK bei 1 Hz unter Zug. Speichermodul  $E'$  und Verlustfaktor für  $0^\circ$ -,  $90^\circ$ - und  $\pm 45^\circ$ -Faserorientierung. Nach [234].

Die Verlustfaktoren für  $90^\circ$ - und  $\pm 45^\circ$ -Probekörper zeigen leicht abnehmende Tendenz bis zu einer Temperatur von  $-30^\circ\text{C}$ . Anschließend bleiben sie bis zu einer Temperatur von ca.  $40^\circ\text{C}$  auf einem konstanten Niveau. Auch die  $0^\circ$ -Orientierung zeigt einen Rückgang des Verlustfaktors bis ca.  $50^\circ\text{C}$ , wenngleich der absolute Rückgang des Verlustfaktors aufgrund der logarithmischen Skalierung kleiner ausfällt als bei den anderen Faserorientierungen. Die Mittelwerte des Speichermoduls, Verlustfaktors und der Glasübergangstemperatur aus drei Versuchen pro Faserorientierung sind in Tab. 6.3 dargestellt. Der Glasübergang, bestimmt anhand des Peaks des Verlustfaktors, zeigt eine Abhängigkeit von der Faserorientierung. Mit zunehmender Ausrichtung der Fasern in Belastungsrichtung erhöht sich die Glasübergangstemperatur. Neben den in Abb. 6.31 dargestellten Frequenzen von 1 Hz wurde das CFK ebenfalls in einem Frequenzbereich von  $10^{-1}$  Hz bis  $10^1$  Hz über den gesamten Temperaturbereich geprüft. Mit Hilfe der TZA werden daraus die in Abb. 6.32

Tabelle 6.3: Speichermodul und Verlustfaktor bei 20 °C.  $E'$  und  $\tan\delta$  für 0°, 90°- und  $\pm 45^\circ$ -Faserorientierung. Glasübergangstemperaturen in °C ausgewertet über den  $\tan(\delta)$  Peak. Jeweils drei Probekörper pro Faserorientierung.

		0°	90°	$\pm 45^\circ$
$E'$	GPa	121 $\pm$ 3	7,82 $\pm$ 0,05	13,6 $\pm$ 0,5
$\tan(\delta)$	-	0,0109 $\pm$ 0,001	0,0187 $\pm$ 0,0007	0,0133 $\pm$ 0,0006
$T_g$	°C	141,0 $\pm$ 0,9	136,0 $\pm$ 1,4	129,1 $\pm$ 1,6

dargestellten Masterkurven für eine Referenztemperatur von  $T_{\text{ref}} = 20^\circ\text{C}$  ermittelt. Dabei wird, wie beim Elastomer, eine rein horizontale Verschiebung angewendet. Die Verschiebungen werden für jede Faserorientierung separat bestimmt. Dadurch ist zu erkennen, dass sich die Masterkurven über unterschiedlich breite Frequenzskalen erstrecken. Für Faserorientierungen von 90°

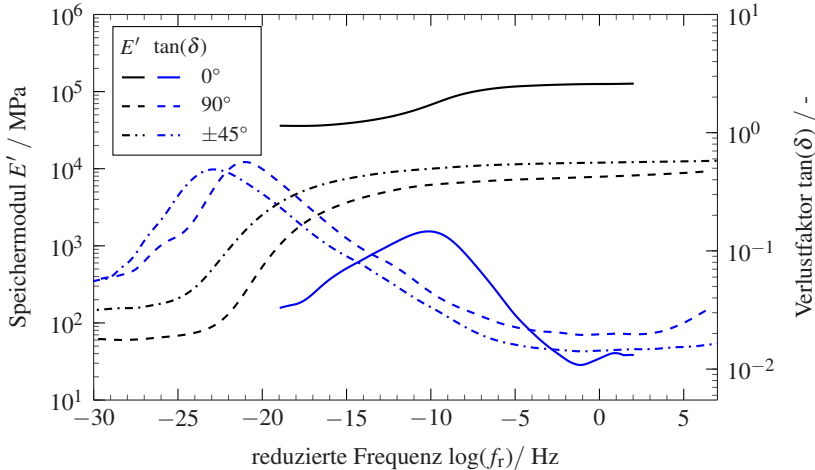


Abbildung 6.32: Masterkurven des CFK unter Zug mit 0°, 90°- und  $\pm 45^\circ$ -Faserorientierung für eine Referenztemperatur von 20 °C.

und  $\pm 45^\circ$  zeigt die Masterkurve im Bereiche von  $10^{-5}$  Hz bis  $10^5$  Hz einen annähernd konstanten Speichermodul und Verlustfaktor. Für die  $0^\circ$ -Probekörper kann die Masterkurve das Verhalten nur bis zu einer maximalen Frequenz von 100 Hz abbilden. Von  $10^{-5}$  Hz bis  $10^2$  Hz zeigt sich ebenfalls ein konstant verlaufender Speichermodul, wenngleich der Verlustfaktor bei niedrigen Frequenzen bereits durch den Glasübergang beeinflusst ist. Der Verlustfaktor bleibt im Bereich von 1 Hz bis  $10^2$  Hz stets unterhalb des Verlustfaktors von  $90^\circ$  und  $\pm 45^\circ$ .

### 6.3.1.3 Faser-Metall-Elastomer-Laminat unter Biegung

Die Ergebnisse der 3PB-DMA an den FML- und FMEL-Aufbauten sind als Temperatursweeps bei einer konstanten Frequenz von 1 Hz in Abb. 6.33 für die Probekörper mit CFK-Randschichten zu sehen. Das Laminat ohne zusätzliche Elastomerschicht (C-A-C) zeigt den höchsten Speichermodul und

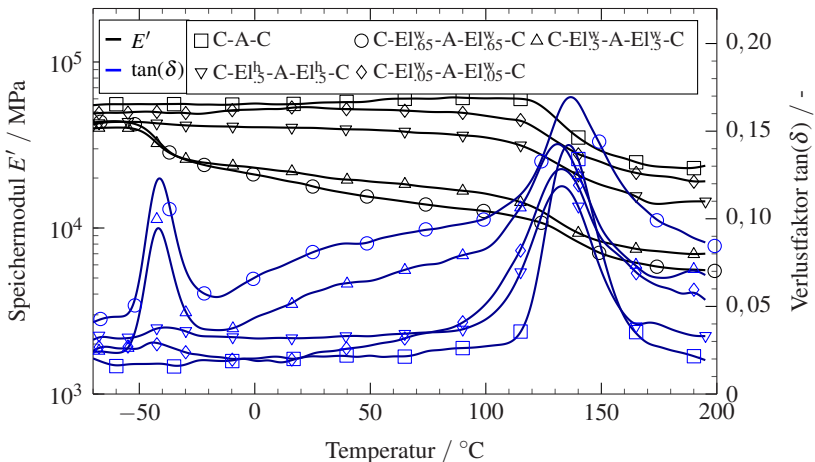


Abbildung 6.33: Temperatursweep an FMEL unter Biegung mit CFK als Randschicht und Aluminium als Mittellage. Dargestellt ist eine konstante Frequenz von 1 Hz. Nach [223]\*.

den niedrigsten Verlustfaktor mit einem einzigen  $\tan(\delta)$ -Peak im Glasübergangsbereich des CFK. Die zusätzliche 0,05 mm dicke Elastomerschicht des C-El<sub>0,5</sub>-A-El<sub>0,5</sub>-C-Laminats führt zu einer Abnahme des Speichermoduls. Insbesondere bei erhöhten Temperaturen über 40 °C wird eine stärkere Abnahme des Speichermoduls bei gleichzeitiger Erhöhung des Verlustmoduls beobachtet. Ein deutlicher Verlustfaktorpeak für den Glasübergangsbereich des Elastomers ist nur bei den Laminaten mit weichem Elastomer und einer Dicke von 0,5 mm (C-El<sub>0,5</sub>-A-El<sub>0,5</sub>-C) oder 0,65 mm (C-El<sub>0,65</sub>-A-El<sub>0,65</sub>-C) zu beobachten. Dabei steigt unterhalb des Glasübergangsbereichs des CFK mit zunehmender Elastomerdicke der Verlustfaktor an und der Speichermodul nimmt ab.

Abb. 6.34 zeigt die Temperatursweeps der Laminats mit Aluminiumrand-schichten. Das Laminat ohne Elastomerschicht zeigt auch hier über den gesamten Temperaturbereich den höchsten Speichermodul der Laminataufbauten mit Aluminiumrand-schichten. Das Laminat mit harter Elastomerschicht

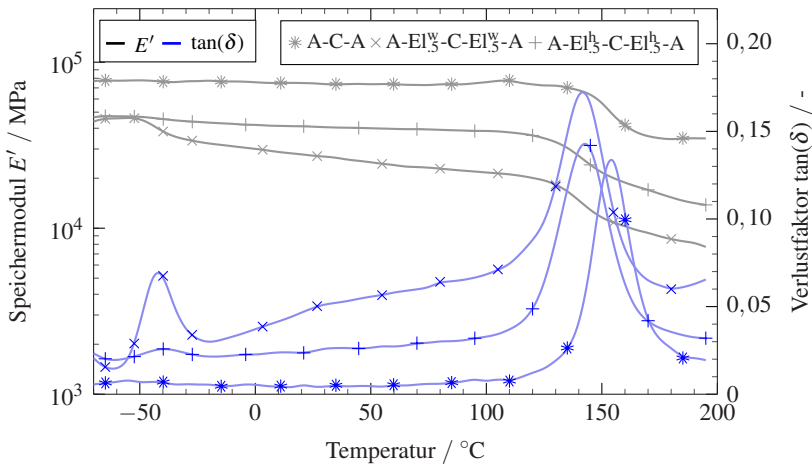


Abbildung 6.34: Temperatursweep an FMEL unter Biegung mit Aluminium als Randschicht und CFK als Mittellage. Dargestellt ist eine konstante Frequenz von 1 Hz. Nach [223]\*.



(A-El<sub>3</sub><sup>h</sup>-C-El<sub>3</sub><sup>h</sup>-A) weist einen kleinen Peak im Glasübergangsbereich des Elastomers auf und zeigt bis zum Glasübergang des CFK einen stets höheren Verlustfaktor als der Laminataufbau ohne Elastomer. Der Verlustfaktorpeak des weichen Elastomers ist wie bei den Laminataufbauten mit CFK-Randschichten deutlich ausgeprägter. Ebenfalls ist für dieses Laminat ein kontinuierlicher Anstieg des Verlustfaktors mit einer Abnahme des Speichermoduls über der Temperatur zu erkennen. Im Vergleich der Laminataufbauten C-El<sub>3</sub><sup>w</sup>-A-El<sub>3</sub><sup>w</sup>-C mit A-El<sub>3</sub><sup>w</sup>-C-El<sub>3</sub><sup>w</sup>-A sowie C-El<sub>3</sub><sup>h</sup>-A-El<sub>3</sub><sup>h</sup>-C mit A-El<sub>3</sub><sup>h</sup>-C-El<sub>3</sub><sup>h</sup>-A ist zu erkennen, dass die Varianten mit Aluminiumrandschichten einen höheren Speichermodul bei geringerem Verlustfaktor aufweisen.

Neben den Ergebnissen der temperaturabhängigen DMA zeigt Abb. 6.35 die Mittelwerte und Standardabweichungen aus jeweils drei Versuchen bei einer konstanten Frequenz von 1 Hz bei Raumtemperatur (20 °C).

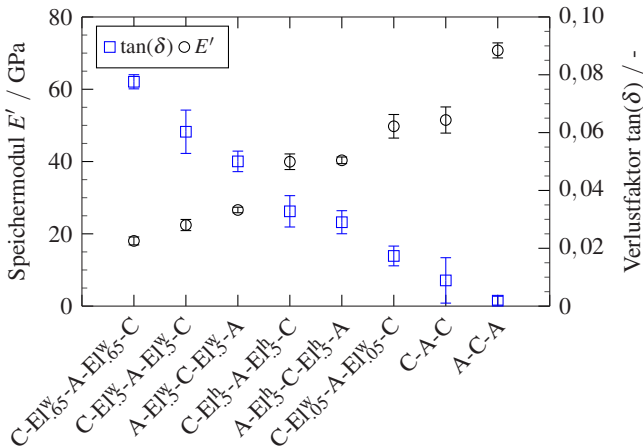


Abbildung 6.35: Auswertung des Speichermoduls und des Verlustfaktors anhand von jeweils drei Probekörper bei einer Frequenz von 1 Hz und einer Temperatur von 20 °C. Dargestellt sind der Mittelwert und die Standardabweichung. Nach [223]\*.

Die Werte zeigen gute Übereinstimmung mit den Werten der Temperatursweeps in Abb. 6.34 und Abb. 6.33 bei 20 °C. Anhand dieses Diagramms wird deutlich, dass mit einer Zunahme des Verlustfaktors auch eine Abnahme des Speichermoduls einhergeht.

Das frequenzabhängige Verhalten wird anhand von Masterkurven dargestellt. Dafür ist in Abb. 6.36 das Verhalten für eine Referenztemperatur von 20 °C aufgetragen. Die Diagramme zeigen jeweils eine Kurve für Speichermodul und Verlustfaktor pro Laminatkonfiguration. Die Masterkurven der hybriden FML und FMEL verhalten sich umgekehrt zu den Temperatursweeps in Abb. 6.33 und Abb. 6.34. Es zeigt sich je nach Laminat eine unterschiedliche Frequenzabhängigkeit, die sich in einer unterschiedlichen Lage des Glasübergangspunkts von CFK und Elastomer auf der reduzierten Frequenzachse widerspiegelt. Bei Frequenzen von  $10^5$  Hz bis  $10^{10}$  Hz beeinflusst der Glasübergang des Elastomers das Verhalten, während bei sehr niedrigen Frequenzen ab etwa  $10^{-5}$  Hz der Glasübergang des CFK einen Anstieg des Verlustfaktors und weiteren Abfall des Speichermoduls zur Folge hat. Masterkurven für Referenztemperaturen von  $-40$  °C und  $80$  °C sind in Abb. 6.37 in einem reduzierten Frequenzbereich von  $10^{-4}$  Hz bis  $10^4$  Hz dargestellt. Durch die veränderte Referenztemperatur sind bereits in diesem reduzierten Frequenzbereich deutliche Einflüsse der Glasübergangsbereiche zu erkennen. Wird bei niedrigen Temperaturen das viskoelastische Verhalten durch das Elastomer bestimmt, zeigt es sich bei erhöhter Temperatur von  $80$  °C durch den Glasübergangsbereich des CFK dominiert. In beiden Fällen zeigt sich eine deutlich stärkere Frequenzabhängigkeit als es bei Raumtemperatur der Fall ist.

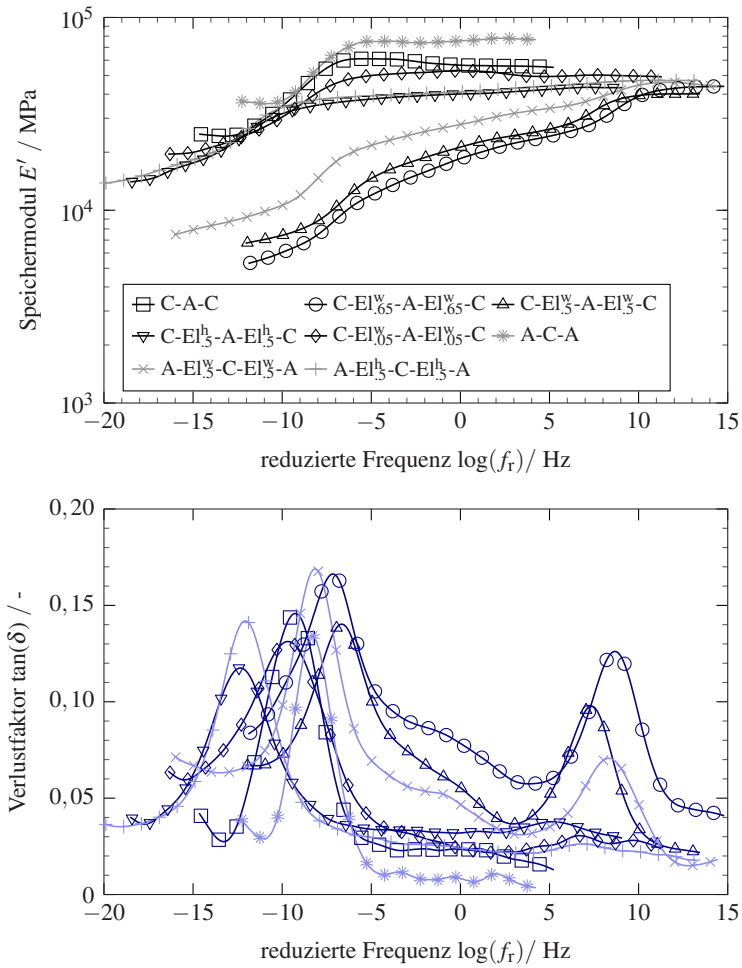


Abbildung 6.36: DMA Masterkurven aller Laminataufbauten unter Biegung für eine Referenztemperatur von 20 °C. Nach [223]\*

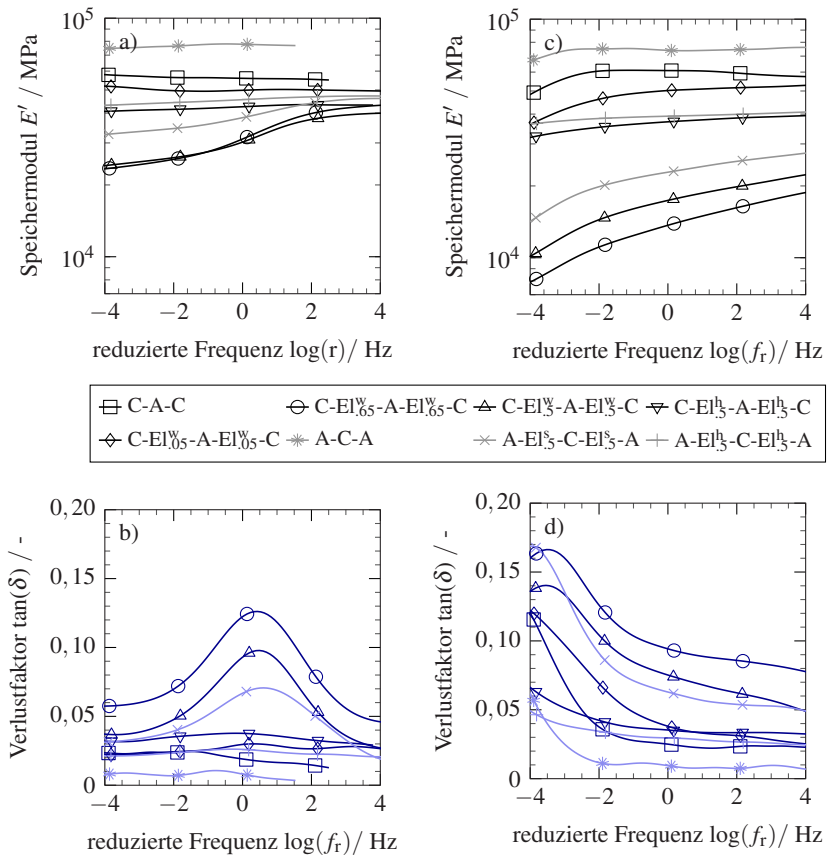


Abbildung 6.37: a, b) Masterkurven aller Laminat für eine Referenztemperatur von  $-40^\circ\text{C}$ ;  
 c, d) Masterkurven aller Laminat für eine Referenztemperatur von  $80^\circ\text{C}$ ;  
 Für beide Temperaturen ist ein eingeschränkter Frequenzbereich von  $10^{-4}$  Hz  
 bis  $10^4$  Hz dargestellt. Nach [223]\*.

## 6.3.2 Biegeschwingversuch mit einseitiger Einspannung

### 6.3.2.1 Raumtemperatur

Die Ergebnisse der Modalanalysen an einseitig eingespannten ebenen Balken nach dem in Kap 4.7 beschriebenen Aufbau werden zunächst bei Raumtemperatur vorgestellt. Abb. 6.38 zeigt hierfür zwei repräsentative Frequenzgänge dieser Versuche bei einer freien Länge von 210 mm für Laminare mit weichem oder hartem Elastomer.

Die Frequenzgänge zeigen die, aus allen auf der Probenoberfläche gemessenen Punkten, gemittelten Kurven. Es sind deutliche Peaks zu erkennen, die die Eigenfrequenzen der Laminare in diesem Versuchsaufbau markieren. Es ist ein deutlicher Unterschied zwischen den beiden Laminaraufbauten zu erkennen.

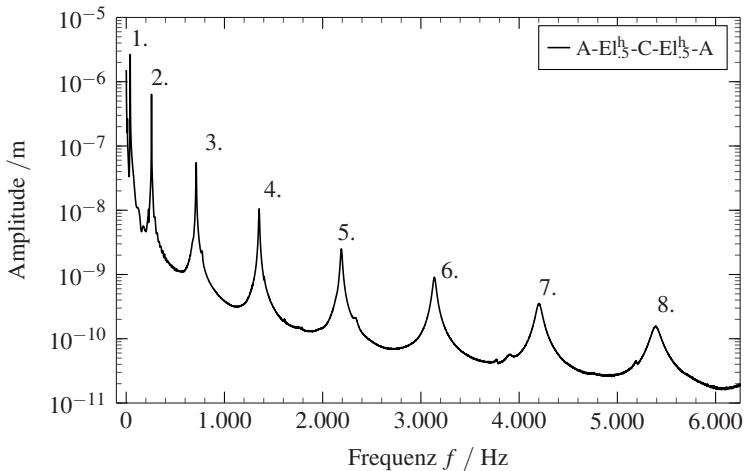


Abbildung 6.38: Repräsentative Frequenzgänge für zwei Laminaraufbauten A-El<sub>3</sub>-C-El<sub>3</sub>-A und A-El<sub>3</sub>-C-El<sub>3</sub>-A, bei einer einseitigen Einspannung mit einer freien Länge von 210 mm. Mittelwert aus den  $19 \times 3$  Messpunkten des scanning LDV auf der Oberfläche der Balken. Die Ziffern 1.-8. beziehen sich auf die in Abb. 6.39 dargestellten Biegemoden.

Während für die Variante mit hartem Elastomer die Eigenfrequenzen bis ca. 5,5 kHz gut zu erkennen sind, führt die stärkere Dämpfung der Variante mit weichem Elastomer dazu, dass die Peaks im Vergleich zur Variante mit hartem Elastomer schneller an Amplitude abnehmen und breiter werden. Mit Hilfe des scanning LDV kann auch die Schwingform der Balken bei der jeweiligen Eigenfrequenz bestimmt werden. Damit werden Biegemoden ausgewählt, um sie mit dem analytischen Ansatz zu vergleichen. Abb. 6.39 zeigt exemplarisch die für ein C-El $\frac{1}{3}$ -A-El $\frac{1}{3}$ -C-Laminat ermittelten Biegeschwingformen, anhand derer die Auswertung durchgeführt wird.

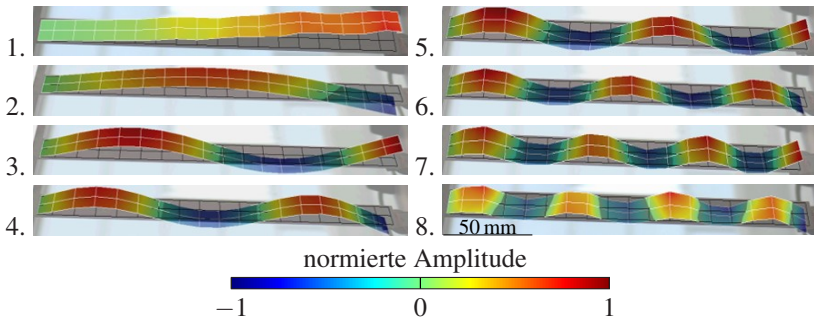


Abbildung 6.39: Erste bis achte Biegemode des Biegeschwingversuchs am einseitig eingespannten Balken. Repräsentative Biegemoden ermittelt an einem C-El $\frac{1}{3}$ -A-El $\frac{1}{3}$ -C-Laminat. [236]\*

Nach ASTM E756 [159] sollte die erste Biegemode nicht zur Auswertung herangezogen werden, da diese sehr anfällig für eine Beeinflussung durch die Einspannung ist. Deswegen werden die Ergebnisse folglich erst ab der zweiten Mode ausgewertet.

Abb. 6.40 a) zeigt die modalen Verlustfaktoren  $\eta$  ab der zweiten Eigenfrequenz für die beiden FML-Varianten ohne Elastomer und ein UD-CFK. Es zeigt sich

ein tendenziell ansteigender Verlustfaktor über der Frequenz bei allen Laminataufbauten, wenngleich sich für die  $0^\circ$ -CFK Laminataufbauten und die C-A-C-Laminataufbauten ein lokales Maximum bei der fünften Eigenfrequenz ausbildet. Aus den Eigenfrequenzen kann mit Hilfe von Formel 5.6 der Speichermodul berechnet werden. Diese Werte sind in Abb. 6.40 b) für die drei Laminataufbauten dargestellt. Im Vergleich zu Ergebnissen der 3PB-DMA bei 1 Hz aus Abb. 6.35 (C-A-C:  $E'=51,49$  GPa,  $\tan(\delta)=0,0088$ ; A-C-A:  $E'=70,74$  GPa,  $\tan(\delta)=0,00187$ ) liegen die Verlustfaktoren und Speichermoduln auf einem niedrigeren Niveau. Der Vergleich zu den DMA unter Zug am CFK aus Tab. 6.3 (CFK  $0^\circ$ :  $E'=121$  GPa,  $\tan\delta=0,0109$ ) zeigt, das gleiche Verhalten. Der unter Biegung ermittelte E-Modul des CFK stimmt mit rund 95 GPa (siehe Abb. 6.4) besser mit den Ergebnissen der Modalanalyse überein.

Nachfolgend werden nicht nur die experimentell bestimmten modalen Dämpfungen und Eigenfrequenzen gezeigt, sondern auch die Ergebnisse der analytischen Modellierung der jeweiligen Laminare. Dazu wird das in

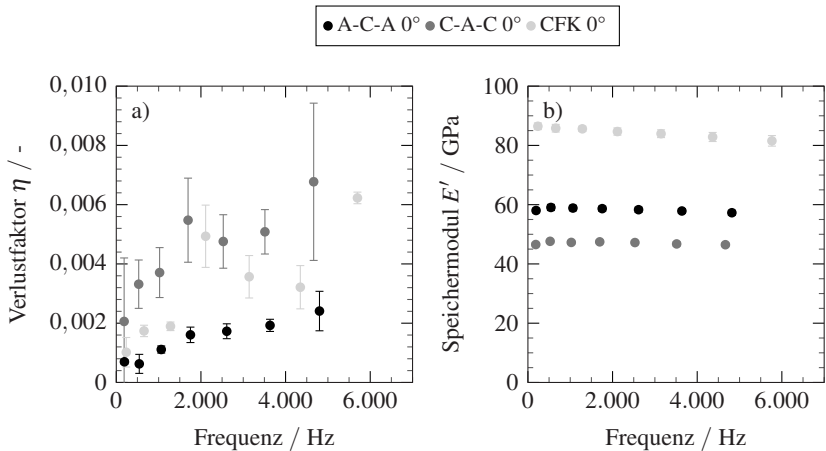


Abbildung 6.40: Biegeschwingversuch an Laminaten ohne Elastomer ab der zweiten Biegemode. a) Modale Dämpfung über der Eigenfrequenz; b) Speichermodul über der Eigenfrequenz. Nach [225]\*.

Kapitel 5 beschriebene RKU-Modell verwendet. Darin wird für das CFK in 0°-Richtung der Mittelwert aus Abb. 6.40 mit einem Speichermodul von  $E'_{\text{CFK}0^\circ} = 84,7\text{GPa}$  und einem Verlustfaktor von  $\eta_{\text{CFK}0^\circ} = 0.00304$  angenommen. Der Speichermodul in 90°- und  $\pm 45^\circ$ -Richtung wird aus den DMA-Zugversuchen aus Kapitel 6.3.1.2 zu  $E'_{\text{CFK}90^\circ} = 7,8\text{GPa}$  und  $\eta_{\text{CFK}0^\circ} = 0.0187$  bzw.  $E'_{\text{CFK}45^\circ} = 13,6\text{GPa}$  und  $\eta_{\text{CFK}45^\circ} = 0.0133$  angenommen. Die Materialdaten der Elastomere werden anhand der in Kap. 6.3.1.1 gezeigt Masterkurven bestimmt. Diese werden mit den Querkontraktionszahlen aus Kap. 6.2.1.2 (weich:  $\nu = 0,48$ , hart:  $\nu = 0,47$ ) und Formel 5.8 in eine Schubmodul-Masterkurve umgerechnet. Die restlichen Materialdaten des Aluminiums, des CFK und der Elastomere sind in Tab. 3.1, Tab. 3.2 und Tab. 3.3 zusammengefasst.

Für stark gedämpfte Lamine mit einer 0,5 mm oder 0,65 mm dicken, weichen Elastomerlage sind die Ergebnisse in Abb. 6.41 dargestellt. Neben den experimentell bestimmten modalen Dämpfungen sind auch die Werte der analytischen Modellierung aufgetragen. Es ergeben sich generell höhere Verlustfaktoren im Vergleich zu den Laminaten ohne Elastomer in Abb. 6.40 und ein stärkerer Anstieg über der Frequenz. Es zeigt sich ein degressives Verhalten der Verlustfaktoren. Dies stellt eine Eigenschaft des CLD-Mechanismus dar, der zu einem wellenlängenabhängigen Dämpfungsverhalten führt. Der C-El<sub>65</sub><sup>v</sup>-A-El<sub>65</sub><sup>v</sup>-C-Laminataufbau zeigt bis zu einer Frequenz von rund 4000 Hz die höchsten Verlustfaktoren, gefolgt von der 0,5 mm dicken Elastomerschicht mit gleichem Laminataufbau. Ab einer Frequenz von ca. 3000 Hz überlappen die Standardabweichungen der Verlustfaktoren, sodass es zu keiner signifikanten Unterscheidung mehr kommt. Der maximale Verlustfaktor des A-El<sub>3</sub><sup>v</sup>-C-El<sub>3</sub><sup>v</sup>-A-Laminataufbaus bei einer Frequenz von 5947 Hz kann durch das analytische Modell nicht bestätigt werden. Bis auf diesen Wert kann das analytische Modell das experimentell bestimmte Verhalten gut abbilden.



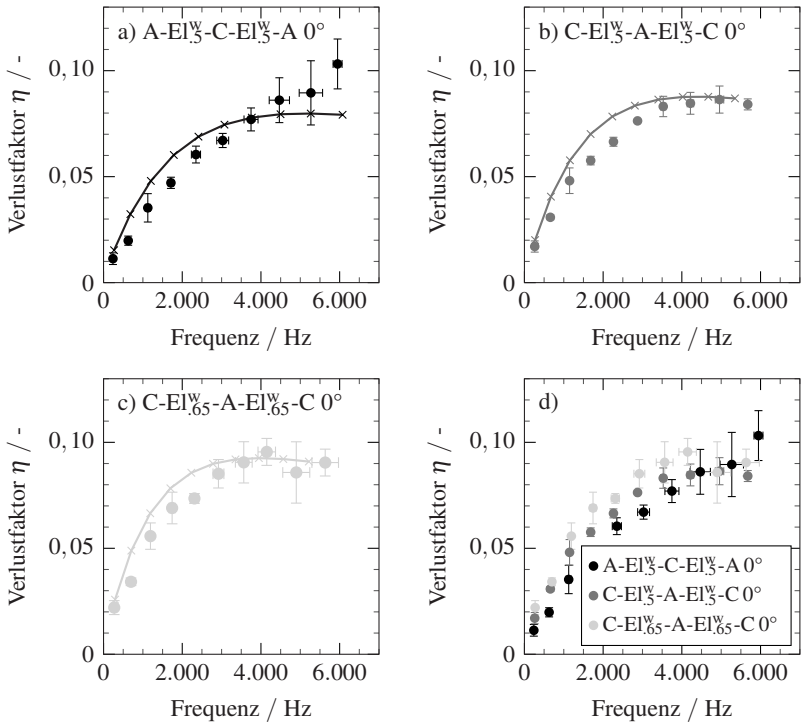


Abbildung 6.41: Biegeschwingversuch an stark gedämpften Laminaten mit weichem Elastomer ab der zweiten Biegemode. ●: Experiment, ✕: RKU-Modell; a) A-El<sub>3</sub>-C-El<sub>3</sub>-A 0°; b) C-El<sub>3</sub>-A-El<sub>3</sub>-C 0°; c) C-El<sub>65</sub>-A-El<sub>65</sub>-C 0°; d) Vergleich aller experimentellen Werte. Nach [225]\*.

Die in Abb. 6.42 dargestellten Speichermoduln sind aus den experimentell bestimmten Eigenfrequenzen aus Abb. 6.41 berechnet. Es zeigt sich, dass mit abnehmender Wellenlänge der Speichermodul ebenfalls kontinuierlich abnimmt.

Für die in Abb. 6.43 dargestellten, schwach gedämpften Laminare mit hartem Elastomer oder der dünnen weichen Elastomerschicht, zeigt sich ebenfalls ein Einfluss durch den CLD-Mechanismus. Dieser führt auch hier zu einer

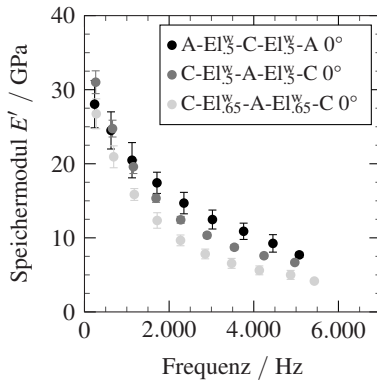


Abbildung 6.42: Biegeschwingversuch an stark gedämpften Laminaten mit weichem Elastomer ab der zweiten Biegemode. Experimentell ermittelter Speichermodul über der Eigenfrequenz.

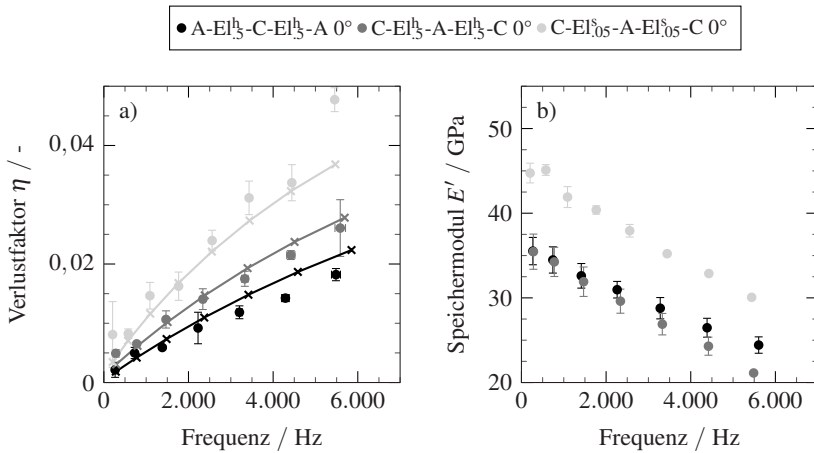


Abbildung 6.43: Biegeschwingversuch an schwach gedämpften Laminaten ab der zweiten Biegemode.  $\bullet$ : Experiment,  $\times$ : RKU-Modell; a) Experimentelle und analytische modale Dämpfung über der Eigenfrequenz; b) Experimentell ermittelter Speichermodul über der Eigenfrequenz. Nach [225]\*.

Zunahme des Verlustfaktors bei höheren Moden und einer Abnahme des Speichermoduls. Das analytische Modell kann, im Vergleich zu den stärker gedämpften Laminaten in Abb. 6.41, das Verhalten noch besser abbilden. Die lineare Zunahme des Verlustfaktors über der Frequenz spiegelt sich auch in der linearen Abnahme des Speichermoduls wider und unterscheidet sich damit deutlich von den stärker gedämpften Laminaten in Abb. 6.41.

Der Einfluss der Faserorientierung wird anhand des C-El<sub>5</sub><sup>w</sup>-A-El<sub>5</sub><sup>w</sup>-C-Laminataufbaus mit unterschiedlichen Entnahmerichtungen der Probekörper aus den Platten charakterisiert. In Abb. 6.44 ist dafür die Richtung der äußersten Faserlage der orthotropen CFK-Randschichten angegeben. Um den Einfluss der Wellenlänge und der Frequenz zu unterscheiden wird der Verlustfaktor in Abb. 6.44 a) über der Eigenfrequenz und in Abb. 6.44 b) über der Biegemodenummer ausgewertet. Es zeigt sich, dass für die dritte bis achte Biegemode die 0°- und 90°-Orientierung einen höheren Verlustfaktor bei gleicher Wellenlänge als die 45°-Orientierung aufweisen. Wie in Abb. 6.44 c) zu sehen ist, ist dabei der Speichermodul stets höher. Bei noch höheren Moden bzw. kleineren Wellenlängen liegen die Verlustfaktoren des Laminataufbaus mit 45°-Orientierung auf einem ähnlichen Niveau wie die der 0°-Orientierung. Der Mittelwert des Laminataufbaus mit 90°-Faserorientierung weist für alle Moden den höchsten Verlustfaktor auf, wenngleich die Unterschiede bei niedrigen Moden nur gering sind. Für die RKU-Modellierung in Abb. 6.44 a) sind nur die 0°- und 45°-Anordnung aufgetragen, da die homogenisierte Betrachtung der CFK-Randschicht keine Unterscheidung zwischen der 0°- und 90°-Variante zulässt.

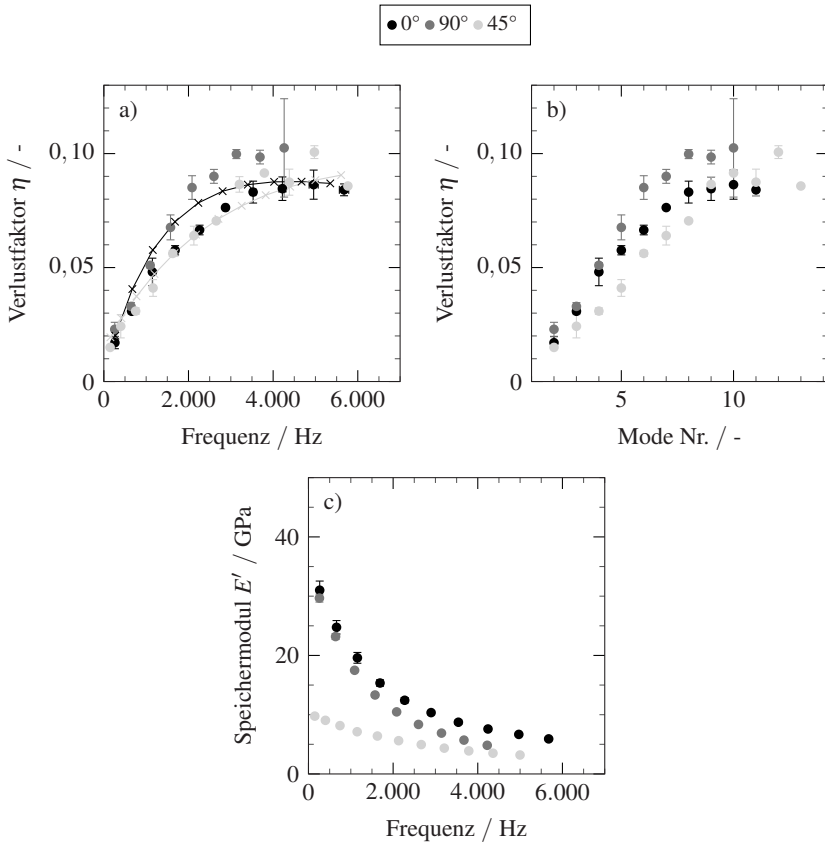


Abbildung 6.44: Biegeschwingversuch an C-EL<sub>3</sub>-A-EL<sub>3</sub>-C Laminaten mit unterschiedlichen Faserorientierung ab der zweiten Biegemode. ●: Experiment, ✕: RKU-Modell; a) Analytisch und experimentell bestimmte modale Dämpfung über der Eigenfrequenz; c) Modale Dämpfung über der Biegemodennummer; c) Speichermodul über der Eigenfrequenz; Nach [225]\*.

Die gleiche Auswertung ist in Abb. 6.45 für den C-EL<sub>3</sub><sup>h</sup>-A-EL<sub>3</sub><sup>h</sup>-C-Laminataufbau in 0°- und ±45°-Richtung dargestellt.

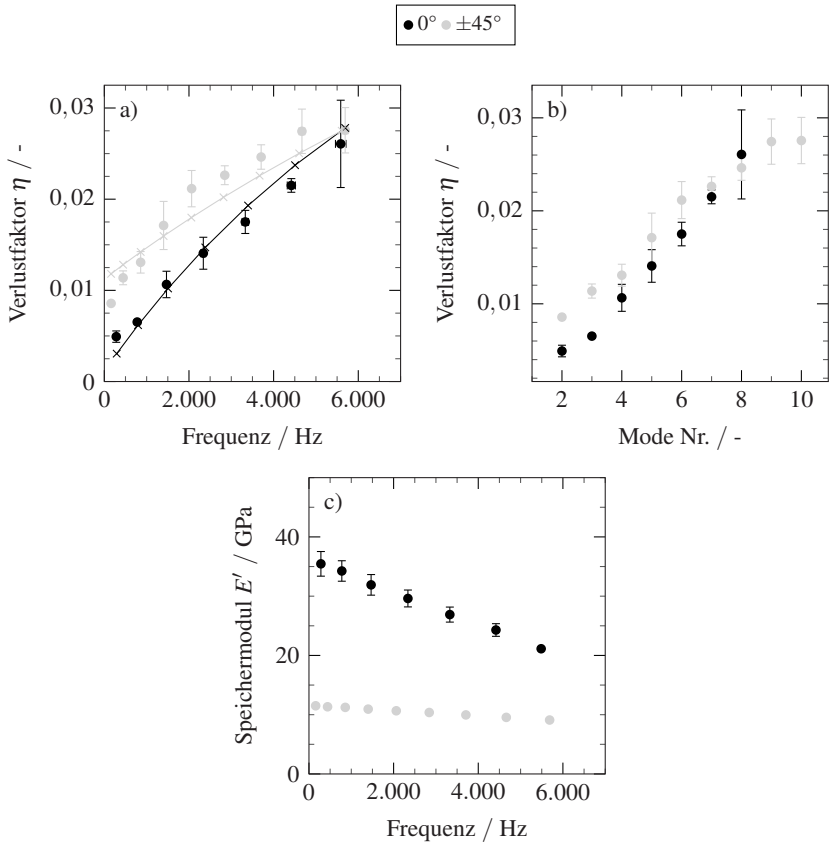


Abbildung 6.45: Biegeschwingversuch an C-EL<sub>3</sub>-A-EL<sub>3</sub>-C-Laminaten mit unterschiedlichen Faserorientierung ab der zweiten Biegemode. ●: Experiment, ✕: RKKU-Modell; a) Modale Dämpfung über der Eigenfrequenz; b) Modale Dämpfung über der Biegemoden Nummer; c) Speichermodul über der Eigenfrequenz; Nach [225]\*.

Durch die geringere Dämpfung des Elastomers, hat das CFK in  $45^\circ$ -Faserrichtung einen größeren Anteil an der Gesamtdämpfung des Laminats. Dadurch weisen diese Lamine bis zur siebten Biegemode einen höheren Verlustfaktor als die steifere Variante in  $0^\circ$  auf. Ab der achten Biegemode zeigen die Lamine in  $0^\circ$ -Orientierung einen höheren mittleren Verlustfaktor. Das

weitere Verhalten lässt sich jedoch aus Mangel an experimentellen Messwerten bei höheren Eigenfrequenzen für die  $0^\circ$ -Variante nicht abschätzen. Das analytische Modell kann das experimentelle Verhalten gut nachbilden und zeigt sowohl bei den Eigenfrequenzen als auch der modalen Dämpfung gute Übereinstimmung mit dem Experiment.

In Abb. 6.46 sind die Laminare mit Aluminiumrandschichten für das weiche und harte Elastomer in  $0^\circ$  und  $45^\circ$  dargestellt. Für diese Laminare ist eine Unterscheidung zwischen  $0^\circ$  und  $90^\circ$  nicht möglich, da bei dem biaxialen  $[0/90]_3$ -Laminataufbau der CFK Lage unter wechselnder Biegebelastung stets eine Seite in  $0^\circ$ - und die andere in  $90^\circ$ -Richtung orientiert ist. Für die untersuchten Laminataufbauten ist bei beiden Elastomervarianten ein deutlich geringerer Einfluss der Faserorientierung als bei den Laminataufbauten mit CFK-Randschichten zu erkennen. Das analytische Modell kann das Verhalten für beide Elastomere und Faserorientierungen gut abbilden. Auf eine Auftragung der modalen Dämpfung über der Modennummer wird verzichtet, da die Eigenfrequenzen sich für beide Faserorientierungen nicht stark unterscheiden, sodass die kürzere Wellenlänge stets zu einem höheren Verlustfaktor führt. Somit ist zu erkennen, dass sowohl für den A-El $^{\frac{1}{3}}$ -C-El $^{\frac{1}{3}}$ -A-Laminataufbau als auch für den A-El $^{\frac{1}{3}}$ -C-El $^{\frac{1}{3}}$ -A-Laminataufbau in dem untersuchten Frequenzbereich eine  $45^\circ$ -Faserorientierung stets höhere Verlustfaktoren bewirkt, wengleich die Unterschiede teils innerhalb des Streubereichs liegen. Der geringe Einfluss der Faserorientierung auf die Eigenfrequenzen spiegelt sich auch in den Speichermoduln wieder. Diese sind bei gleichem Elastomer und unterschiedlicher Faserorientierung der CFK-Mittelschicht ebenfalls sehr ähnlich. Ein signifikanter Unterschied, mit einem leicht höheren Biegemodul in  $0^\circ$ -Richtung, lässt sich nur für den A-El $^{\frac{1}{3}}$ -C-El $^{\frac{1}{3}}$ -A-Laminataufbau erkennen.

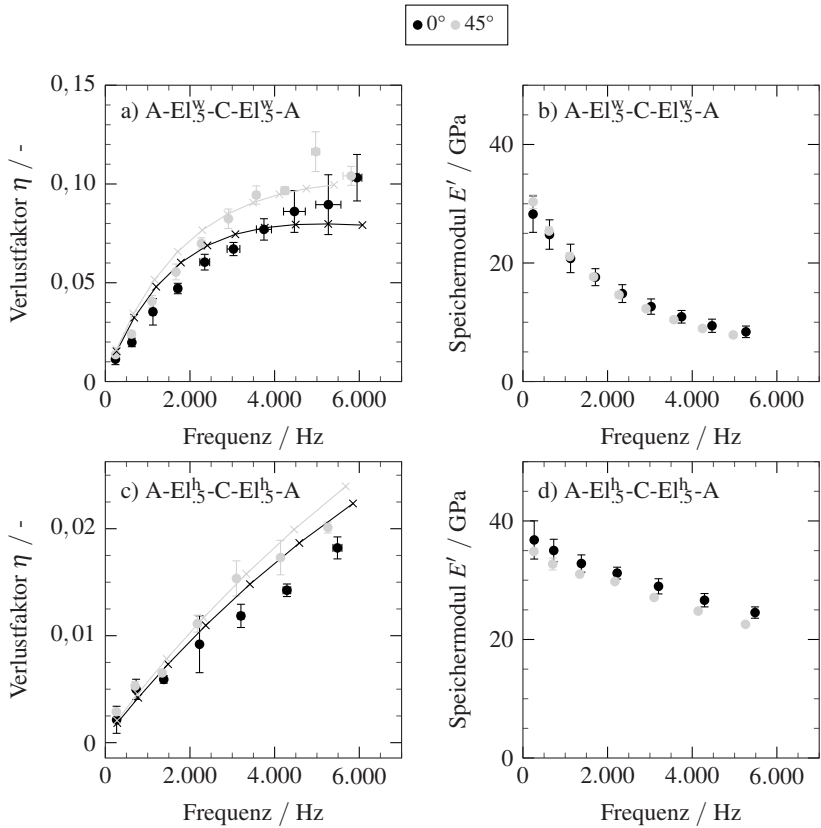


Abbildung 6.46: Biegeschwingversuch an Laminaten mit Aluminiumrandschichten und 0°- oder 45°-Faserorientierungen der CFK-Mittellage ab der zweiten Biegemode. ●: Experiment, ✕: RKU-Modell; a) Experimentell und analytisch bestimmte modale Dämpfung über der Eigenfrequenz, A-El<sub>3</sub><sup>W</sup>-C-El<sub>3</sub><sup>W</sup>-A; b) Speichermodul über der Eigenfrequenz, A-El<sub>3</sub><sup>W</sup>-C-El<sub>3</sub><sup>W</sup>-A; c) Experimentell und analytisch bestimmte modale Dämpfung über der Eigenfrequenz, A-El<sub>3</sub><sup>H</sup>-C-El<sub>3</sub><sup>H</sup>-A; d) Speichermodul über der Eigenfrequenz, A-El<sub>3</sub><sup>H</sup>-C-El<sub>3</sub><sup>H</sup>-A;

### 6.3.2.2 Einfluss der Temperatur

Die temperaturabhängige Änderung des Vibrations- und Dämpfungsverhaltens wird mit dem in Abb. 4.7 b) gezeigten Aufbau charakterisiert. Abb. 6.47 zeigt exemplarisch das Verhalten für einen C-EL<sub>65</sub><sup>w</sup>-A-EL<sub>65</sub><sup>w</sup>-C-Laminataufbau. Anders als bei den Messungen bei Raumtemperatur in Kapitel 6.3.2.1, wurden die Frequenzgänge hier nur an einer Stelle nahe der Einspannung mit einem kapazitiven Sensor gemessen. Der Vergleich der Frequenzgänge mit den Schwingformen (Abb. 6.38 und Abb. 6.39) hat jedoch bereits gezeigt, dass mit dem vorliegenden Versuchsaufbau vorwiegend Biegemoden angeregt werden.

Abb. 6.47 zeigt eine temperaturbedingte Verschiebung der Eigenfrequenzen. Diese Verschiebung ist besonders im Temperaturbereich von etwa  $-30^{\circ}\text{C}$  bis  $0^{\circ}\text{C}$  zu erkennen und ergibt sich aus dem Glasübergang des Elastomers.

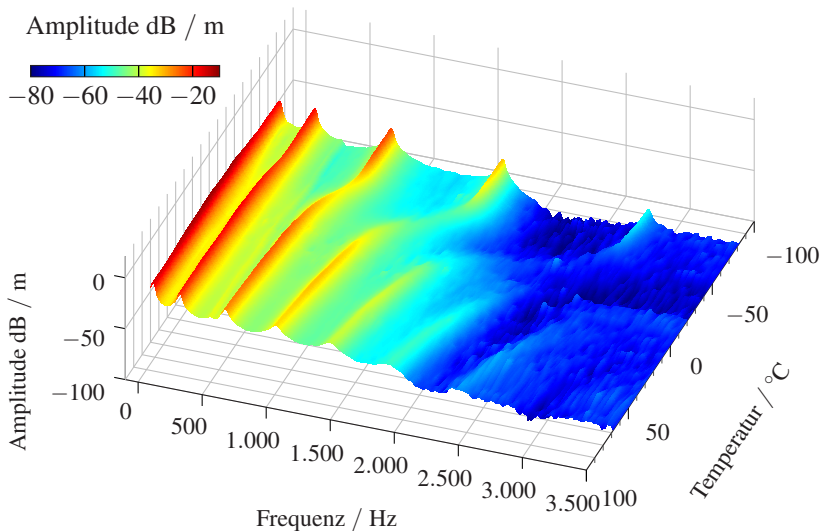


Abbildung 6.47: Temperaturabhängige Frequenzgänge für ein C-EL<sub>65</sub><sup>w</sup>-A-EL<sub>65</sub><sup>w</sup>-C  $0^{\circ}$ -Laminat eines einseitig eingespannten Balkens mit einer freien Länge von 210 mm. Nach [225]\*.



Oberhalb dieses Temperaturbereichs ist die Abnahme der Eigenfrequenzen mit zunehmender Temperatur deutlich geringer. Im Vergleich dazu zeigt Abb. 6.48 das temperaturbedingte Vibrationsverhalten des C-EL<sub>3</sub>-A-EL<sub>3</sub>-C-Laminats. Hier ist eine deutlich geringere Verschiebung der Eigenfrequenzen bei Zunahme der Temperatur zu sehen. Gleichzeitig ist auch im Glasübergangsbereich zwischen  $-30^{\circ}\text{C}$  bis  $0^{\circ}\text{C}$  die Dämpfung der Laminare geringer, wodurch die Peaks bis zur fünften Eigenfrequenz über den gesamten Temperaturbereich zu erkennen sind.

Um das Dämpfungsverhalten zu charakterisieren und die verschiedenen Laminare untereinander zu vergleichen, wird die modale Dämpfung der dritten Eigenfrequenz über der Temperatur ausgewertet. Während höhere Eigenfrequenzen für das stark gedämpfte Laminat im Glasübergangsbereich teilweise nicht mehr eindeutig auszuwerten sind (siehe Abb. 6.47, 4. Peak), ist die

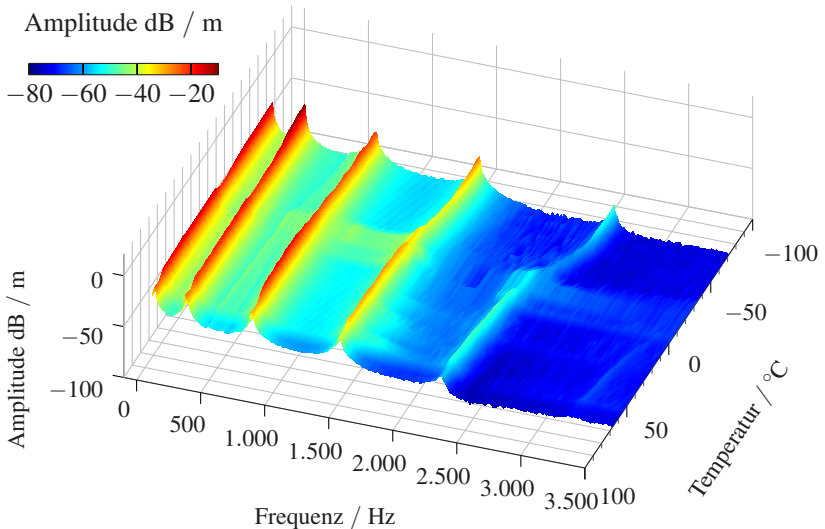


Abbildung 6.48: Temperaturabhängige Frequenzgänge für ein C-EL<sub>3</sub>-A-EL<sub>3</sub>-C  $0^{\circ}$ -Laminat eines einseitig eingespannten Balkens mit einer freien Länge von 210 mm. Nach [225]\*.

dritte Biegemode auch in diesem Temperaturbereich noch deutlich zu erkennen. Die Ergebnisse der modalen Dämpfung und des Speichermoduls für die dritte Biegemode aller geprüften Laminataufbauten sind in Abb. 6.49 dargestellt. Der Glasübergangsbereich ist vor allem für das C-El<sub>65</sub><sup>w</sup>-A-El<sub>65</sub><sup>w</sup>-C 0°- und das C-El<sub>65</sub><sup>w</sup>-A-El<sub>65</sub><sup>w</sup>-C 0°-Laminat durch einen Abfall des Speichermoduls und Anstieg der modalen Dämpfung zu erkennen. Für das C-El<sub>65</sub><sup>w</sup>-A-El<sub>65</sub><sup>w</sup>-C 0°-Laminat und das C-El<sub>3</sub><sup>h</sup>-A-El<sub>3</sub><sup>h</sup>-C 0°-Laminat ist die Abnahme des Speichermoduls und der Verlustfaktorpeak im Glasübergangsbereich deutlich weniger stark ausgeprägt. Das charakteristische Maximum der modalen Dämpfung liegt bei den Laminaten mit weichem Elastomer bei rund  $-15\text{ °C}$  in der Modalanalyse und bei rund  $-40\text{ °C}$  in den 3PB-DMA aus Abb. 6.34.

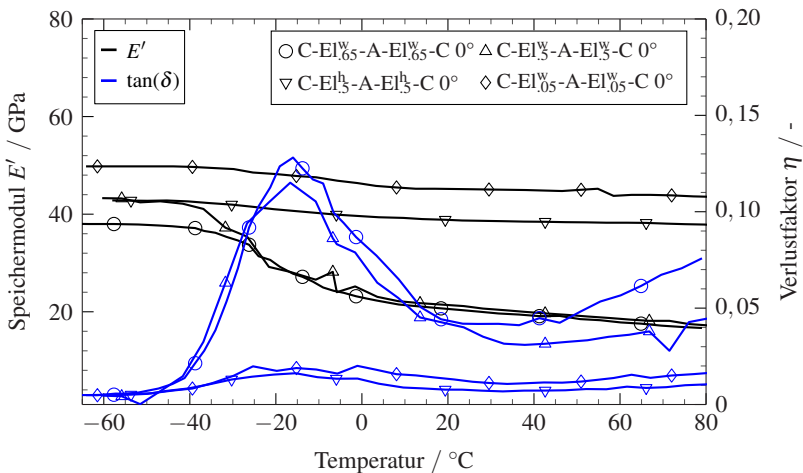


Abbildung 6.49: Speichermodul und modale Dämpfung über der Temperatur für Laminat mit CFK-Randschichten und Aluminium-Mittellage in 0°-Orientierung der äußeren Faserlage. Ausgewertet ist das Verhalten für die dritte Biegemode.

Das modale Dämpfungsverhalten in unterschiedlichen Faserorientierungen ist für den C-El<sub>65</sub><sup>w</sup>-A-El<sub>65</sub><sup>w</sup>-C-Laminataufbau in Abb. 6.50 dargestellt. Die Angabe

der Orientierung bezieht sich dabei wie bei den Versuchen bei Raumtemperatur auf die äußerste Faserlage. Die dargestellte  $0^\circ$ -Orientierung ist auch in Abb. 6.49 aufgetragen. Für die  $45^\circ$ -Orientierung zeigt sich bis auf den Temperaturbereich unterhalb des Glasübergangs des Elastomers ein geringerer Verlustfaktor bei gleichzeitig geringerem Speichermodul. Während die höhere Randschichtsteifigkeit in  $0^\circ$ -Orientierung ein effektives CLD-Verhalten bewirkt, führt die geringere Randschichtsteifigkeit der  $45^\circ$ -Orientierung zu geringeren Verlustfaktoren. Nur im amorphen Bereich des Elastomers kann die zusätzliche Dämpfung der CFK-Randschicht mit  $\pm 45^\circ$ -Faserorientierung eine Erhöhung des Verlustfaktors des Gesamtlaminats bewirken.

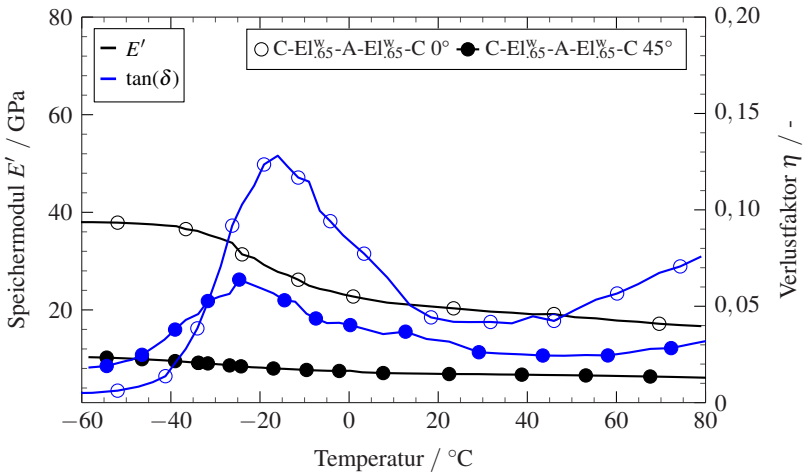


Abbildung 6.50: Speichermodul und Modale Dämpfung der dritten Biegemode im Biegeschwingversuch am  $C-El_{65}^w-A-EL_{65}^w-C$ -Laminataufbau mit  $0^\circ$ - und  $45^\circ$ -Orientierung der äußersten Faserlage. Nach [225]\*.

### 6.3.3 Modalanalyse an frei gelagerten Probekörpern und Platten

#### 6.3.3.1 Probekörper

Die Ergebnisse der Modalanalyse an den auf Schaum gelagerten und mit einem automatischen Modalhammer angeregten Probekörpergeometrien mit C-El<sub>65</sub><sup>W</sup>-A-El<sub>65</sub><sup>W</sup>-C-Laminataufbau nach dem in Abb. 4.8 a) und Abb. 4.8 b) beschriebenen Versuchsaufbau sind in Abb. 6.51 dargestellt.

Dort sind die Verlustfaktoren über der Eigenfrequenz für die erste, zweite und dritte Biegemode aufgetragen. Neben den experimentellen Verlustfaktoren und Eigenfrequenzen sind auch die analytisch berechneten Werte aus dem RKU-Modell aufgetragen. Die analytischen bestimmten Verlustfaktoren der 15 mm und 30 mm breiten Varianten liefern dieselben Werte, da die modale Dämpfung und die Eigenfrequenz im analytischen Modell unabhängig von der Breite der Probekörper sind. Es ist ein deutlicher Trend mit ansteigenden Verlustfaktoren über der Frequenz zu sehen. Der im Modell zu erkennende degressive

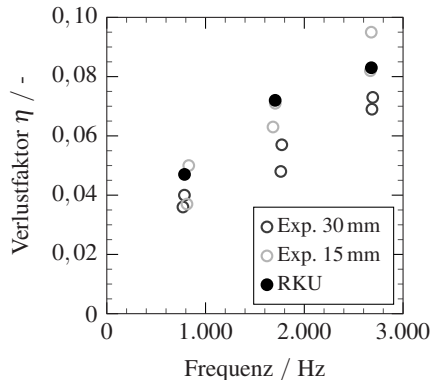


Abbildung 6.51: Experimentell und analytisch bestimmte Verlustfaktoren und Eigenfrequenzen der Biegemoden aus den Modalanalysen an frei gelagerten Probekörpern. Nach [233]\*.

Trend der Verlustfaktoren mit ansteigender Frequenz ist in den experimentell ermittelten Werten jedoch nicht eindeutig zu erkennen. Die Verlustfaktoren der schmalen Probekörper liegen auf einem leicht höheren Niveau als die der 30 mm breiten Proben.

### 6.3.3.2 Platten

Die Ergebnisse der Modalanalyse an den frei aufgehängten, quadratischen Platten mit einer Größe von  $380 \text{ mm} \times 380 \text{ mm}$  ist in Abb. 6.52 als Verlustfaktor über der Eigenfrequenz aufgetragen. Es zeigt sich bei den Laminataufbauten mit dicken, weichen Elastomerschichten (C-El<sub>65</sub><sup>W</sup>-A-El<sub>65</sub><sup>W</sup>-C, C-El<sub>5</sub><sup>W</sup>-A-El<sub>5</sub><sup>W</sup>-C, A-El<sub>5</sub><sup>W</sup>-C-El<sub>5</sub><sup>W</sup>-A) ein deutlich ansteigender Verlustfaktor mit zunehmender Frequenz. Durch die hohe Dämpfung überlagern sich die Peaks benachbarter Schwingmoden bei höheren Frequenzen stärker und können damit nicht mehr separiert werden. Außerdem kommt es zu keiner so deutlichen Überhöhung in

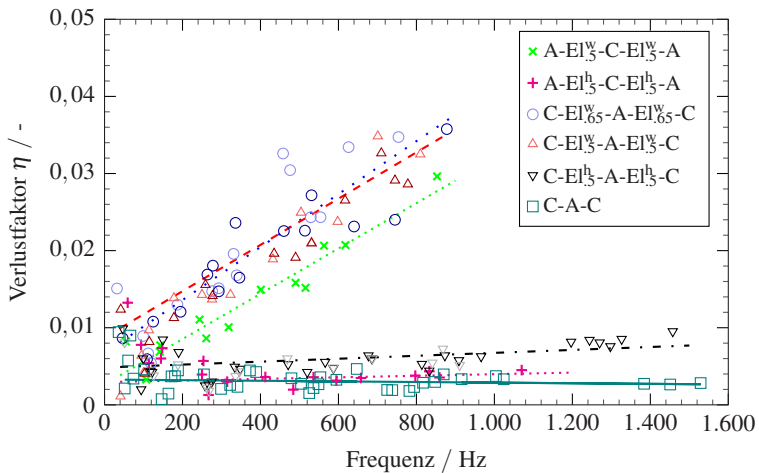
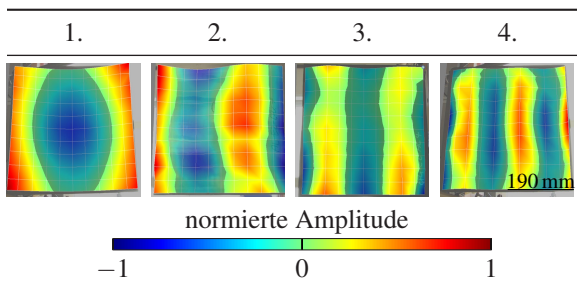


Abbildung 6.52: Verlustfaktoren über Eigenfrequenz der Modalanalysen an frei aufgehängten Platten, mit linearen Fits durch alle Platten mit demselben Laminataufbau. Mit Ergebnissen aus [225]\*.

den Übertragungsfunktionen, anhand derer die Eigenfrequenzen identifiziert werden können. Daher können bei diesen Laminatkonfigurationen nur bis rund 900 Hz Eigenfrequenzen bestimmt werden. Sowohl für harte als auch für weiche Elastomerlagen zeigen die Laminataufbauten mit Aluminiumrandschichten einen geringeren Verlustfaktor bei gleicher Frequenz, als die Konfiguration mit CFK-Randschichten. Der Laminataufbau ohne Elastomer weist ab einer Frequenz von ca. 200 Hz einen konstant niedrigen Verlustfaktor auf, der jedoch im Mittel auch nur geringfügig unter dem des A-El<sub>5</sub>-C-El<sub>5</sub>-A-Laminataufbaus liegt.

Um auch die Ergebnisse aus der Modalanalyse an den Plattengeometrien mit dem analytischen Modellierungsansatz vergleichen zu können, werden anhand der experimentell ermittelten Schwingformen die Biegemoden ausgewählt. Dazu ist in Tab. 6.4 eine repräsentative Schwingform der ersten bis vierten Biegemode aufgetragen die zur Auswertung herangezogen wurden. Die Moden bestehen zum Teil nicht aus reinen horizontalen Biegeformen, sondern auch ein leichter Einfluss von anderen Schwingformen, die sich aus benachbarten Resonanzen überlagern, ist zu erkennen. Der Vergleich der Biegemoden mit den Ergebnissen des RKU-Modells für die Plattengeometrie ist in Abb. 6.53

Tabelle 6.4: Erste bis vierte Biegemode der quadratischen Platten. Anhand dieser wird der Vergleich zum analytischen Modellierungsansatz in Abb. 6.53 durchgeführt. Nach [225]\*.



dargestellt. Nicht bei allen Laminataufbauten wurden gleich viele Biegemoden experimentell ermittelt, wobei für jeden Laminataufbau nur die analytischen Werte der Biegemoden dargestellt sind, die auch experimentell ermittelt werden konnten. Für die experimentellen Ergebnisse wird nicht unterschieden, ob die Biegemoden horizontal oder vertikal verlaufen. Es ist zu erkennen, dass die Modellierung das Verhalten gut abbilden kann. Sowohl die Lage der Eigenfrequenzen, als auch die modalen Dämpfungswerte  $\eta$  können gut abgebildet werden.

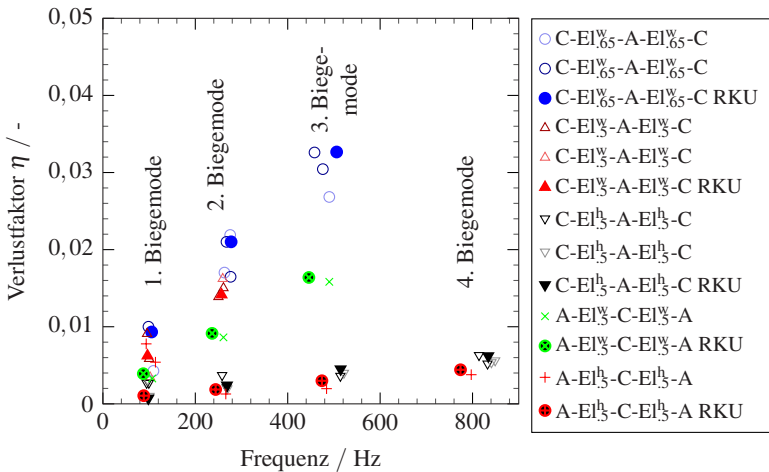


Abbildung 6.53: Vergleich der Ergebnisse aus Experiment und analytischer Modellierung der Biegemoden der quadratischen Platten mit Elastomerlagen.

### 6.3.4 Wellenausbreitungsanalyse an frei gelagerter Platte

Das Verhalten von sich ausbreitenden Wellen wurde anhand des in Abb. 4.10 dargestellten Versuchsaufbaus an einer  $380 \text{ mm} \times 380 \text{ mm}$  großen Platte des C-El<sub>65</sub><sup>w</sup>-A-El<sub>65</sub><sup>w</sup>-C-Laminataufbaus untersucht. Die Übertragungsfunktion der

Sweepanregung ist in Abb. 6.54 dargestellt. Es zeigt sich, dass mit der starr gekoppelten Shakeranregung, bereits ab einer Frequenz von ca. 1 kHz keine Eigenfrequenzen mehr auftreten.

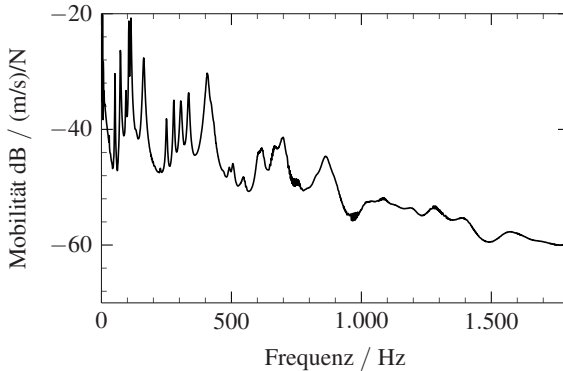


Abbildung 6.54: Gemittelte Übertragungsfunktion aus allen 91 Messpunkten der Platte mit einer Größe von 380 mm  $\times$  380 mm und C-El<sub>5</sub>-A-El<sub>5</sub>-C-Laminataufbau.

Um das Schwingungsverhalten oberhalb von 1 kHz zu untersuchen, wurde die Platte mit einer konstanten Frequenz von 5 kHz angeregt und die Vibration im Zeitbereich analysiert. Dazu ist in Abb. 6.54 die Schwinggeschwindigkeit aus der Ebene heraus um die Anregung in konstanten Zeitabständen von 0,012 ms dargestellt. Die 16 Bilder entsprechen damit einem Zyklus bei einer Frequenz von 5 kHz. Jedes Bildes entspricht dabei dem in Abb. 4.10 markierten Bereich von 160 mm  $\times$  160 mm auf der Platte. Es ist zu erkennen, dass sich von der Anregung aus annähernd kreisförmige Wellen mit einer leicht größeren Wellenlänge in 0°-Richtung im Vergleich zur 90°- und 45°-Richtung ausbreiten. Die Amplitude der Wellen nehmen mit zunehmender Entfernung von der Anregung ab. Es treten keine reflektierten Wellen, die sich durch eine zweite Wellenfront äußern würden, auf. Die Verläufe der Wellen sind in Abb. 6.56 für eine Richtung von 0°, 90° und 45° dargestellt. Je Richtung ist eine repräsentative Kurve und die mittleren Einhüllenden der Maxima und Minima aus 100



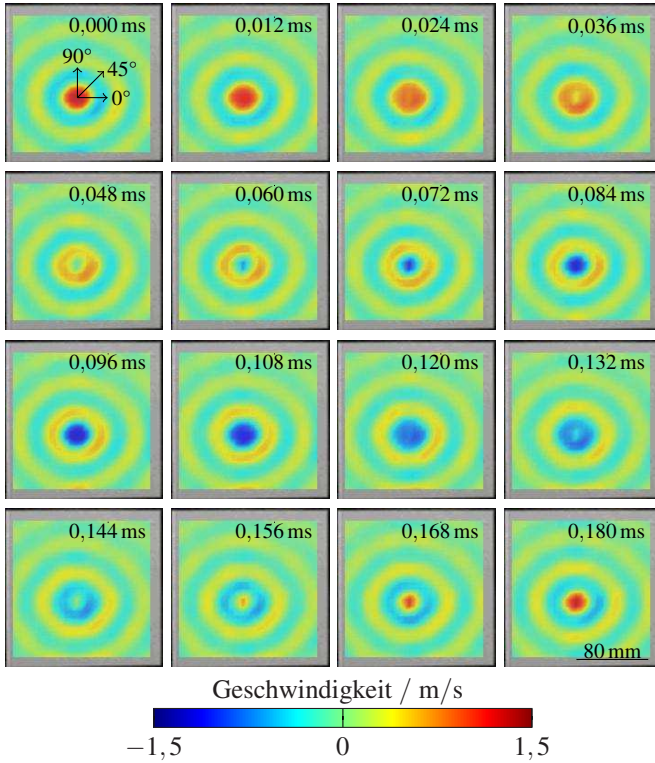


Abbildung 6.55: Ausbreitung der laufenden Welle von der Anregung. Bilder zeigen die Geschwindigkeit in konstanten Zeitschritten von 0,012 ms. Die Faserorientierung der äußersten UD-CFK Lage ist durch das Koordinatensystem dargestellt. Nach [233]\*.

Zyklen dargestellt. Es lässt sich ein Unterschied in der Wellenlänge und im Abklingverhalten mit zunehmender Entfernung von der Anregung erkennen. Für die 0°-Richtung ergibt sich eine Halbwellenlänge von 21 mm und für die 90°- und 45°-Richtung von 17,5 mm. Ebenfalls zeigt sich, dass das Abklingverhalten in 45°-Richtung stärker ist als in 0°- und 90°-Richtung. Vor allem

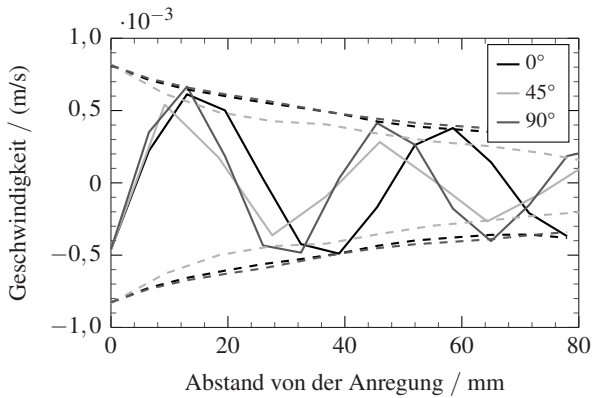


Abbildung 6.56: Out-of-plane Geschwindigkeiten in 0°, 90°- und 45°-Richtung. Einhüllende Kurven zeigen die Maximal- und Minimalwerte aus 100 Zyklen. Nach [233]\*.

in den ersten 20 mm von der Anregung ist eine deutlich schneller abklingende Einhüllende zu erkennen. Die mit Hilfe von Formel 2.4 berechneten Verlustfaktoren der abklingenden Wellen sind in Tab. 6.5 aufgetragen.

Tabelle 6.5: Verlustfaktoren der abklingenden laufenden Wellen aus Abb. 6.56.

	0°	90°	±45°
$\Delta_D$	0,284	0,239	0,428

### 6.3.5 Modalanalyse an 3D-Bauteilen

Abb. 6.57 zeigt einige ausgewählte Schwingformen eines Bauteils mit C-A-C-Laminataufbau in freier Aufhängung nach dem in Abb. 4.11 dargestellten Versuchsaufbau. Es ist zu erkennen, dass sich der ebene Mittelbereich und der ebene Randbereich entkoppelt voneinander verhalten. Das bedeutet, es gibt Moden, bei denen nur der Randbereich schwingt und Moden bei denen nur der

mittlere Bereich schwingt. Die Schwingformen werden daher als Randmode und Mittelmode bezeichnet.

Es ist zu erwähnen, dass nicht alle in Abb. 6.57 dargestellten Schwingformen bei allen getesteten Probekörpern gefunden werden konnten und sich je nach Laminataufbau die Reihenfolge ändern kann. Um die modalen Dämpfungswerte zu vergleichen, sind in Abb. 6.58 alle modalen Verlustfaktoren über der dazugehörigen Eigenfrequenz dargestellt. Pro Laminataufbau sind drei Probekörper

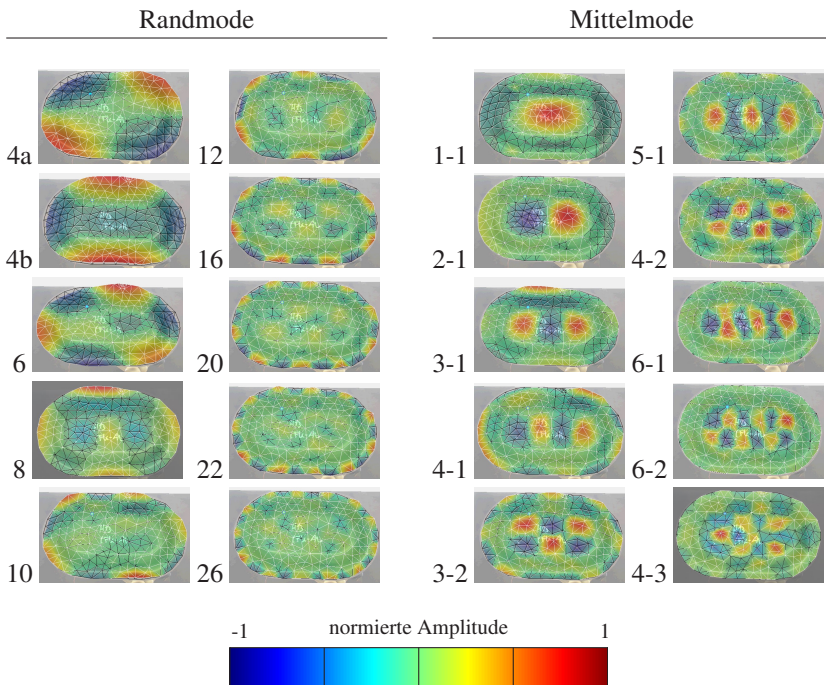


Abbildung 6.57: Experimentell ermittelte Schwingformen eines 3D-Bauteils mit einem C-A-C-Aufbau aus der experimentellen Modalanalyse. Die Faserorientierung der äußersten Randschicht verläuft dabei entlang der langen Achse des Probekörpers

dargestellt. Zusätzlich ist ein linearer Fit der Ergebnisse für die beiden Laminataufbauten abgebildet. Es zeigt sich, dass durch die harte Elastomerschicht eine höhere modale Dämpfung  $\eta$  in der 3D Struktur erzielt werden kann, die auch hier mit zunehmender Frequenz ansteigt. Zwar ist auch bei der Referenzvariante ohne Elastomer ein leichter Anstieg des Verlustfaktors bei höheren Frequenzen zu erkennen, dieser ist jedoch deutlich geringer.

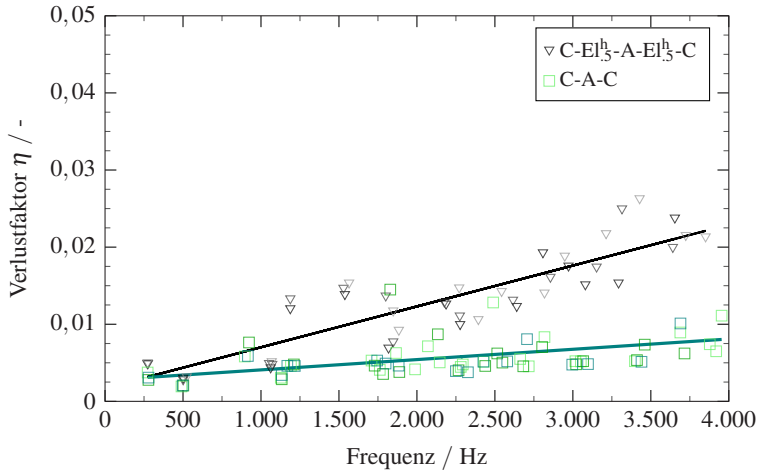


Abbildung 6.58: Verlustfaktoren über der Eigenfrequenz für 3D-Bauteile mit verschiedenen Laminataufbauten. Die linearen Regressionskurven bilden den Mittelwert der drei Bauteile je Laminataufbau.

## 6.4 Analytische Parameterstudie

Auf Basis des analytischen Modells werden Parameterstudien durchgeführt, die eine mögliche Optimierungsstrategie aufzeigen. Es wird ein einseitig eingespannter Balken wie bei den experimentellen Untersuchungen in Kap. 4.3.2.1 modelliert. Dafür wird eine freie Länge von 210 mm und eine konstante Gesamtdicke von 2,5 mm angenommen. Es wird ein fünfschichtiger Laminataufbau modelliert, der Laminat sechs aus Tab. 3.4 entspricht. Die Dicke der CFK- und Elastomerschichten werden jedoch variiert, wobei die Gesamtdicke konstant bleibt. Abb. 6.59 zeigt das modale Dämpfungsverhalten in Abhängigkeit der Schichtdickenverteilung für das weiche Elastomer in a) und b), sowie das harte Elastomer in c) und d). Zusätzlich wird eine Faserorientierung von  $0^\circ$  in Abb. 6.59 a) und c) sowie eine  $45^\circ$ -Orientierung in Abb. 6.59 b) und c) untersucht. Die Faserorientierungen beziehen sich dabei auf die äußerste Faserlage. Die Elastomerschichtdicke wird von 0,1 mm bis 1 mm in 0,1 mm-Schritten variiert. Für die CFK-Schichten werden jeweils homogenisierte Werte mit denselben Materialparametern wie in Kap. 6.3.2 angenommen.

Die 3D-Diagramme in Abb. 6.59 zeigen das modale Dämpfungsverhalten der ersten 100 Biegemoden. Die Laminataufbauten mit  $0^\circ$ -Orientierung und weichem Elastomer in Abb. 6.59 a) weisen ein leicht höheres absolutes Maximum auf als die  $45^\circ$ -Orientierung. Jedoch fällt der Verlustfaktor bei höheren Frequenzen auch schneller wieder ab. Im Vergleich zu den Varianten mit hartem Elastomer in Abb. 6.59 c) und d) tritt das charakteristische Maximum in a) und b) bereits bei niedrigeren Frequenzen bzw. größeren Wellenlängen auf. Der maximale Verlustfaktor jedes Laminataufbaus ist in Abb. 6.60 für die einzelnen Schichtdickenverteilungen aufgetragen. Es zeigt sich, dass der maximale Verlustfaktor der  $45^\circ$ -Orientierung bei gleichem Laminataufbau generell bei höheren Frequenzen auftritt. Damit ergeben sich bei der höheren Frequenz und der geringeren Biegesteifigkeit der  $45^\circ$ -Orientierung zwangsläufig auch kleinere Wellenlängen als bei der  $0^\circ$ -Orientierung, bei denen der maximale Verlustfaktor auftritt.



Während der maximal mögliche Verlustfaktor, der mit den Laminaten erreicht werden kann, eher mit dicken Elastomerlagen erzielt werden kann, ergibt sich für geringere Wellenlängen in den 3D-Diagrammen ein höherer Verlustfaktor bei einer geringeren Elastomerdicke. Eine Diskussion dieses Ergebnisses und der Vorschlag einer systematischen Werkstoffauswahl wird in Kapitel 7.5.4 gegeben.

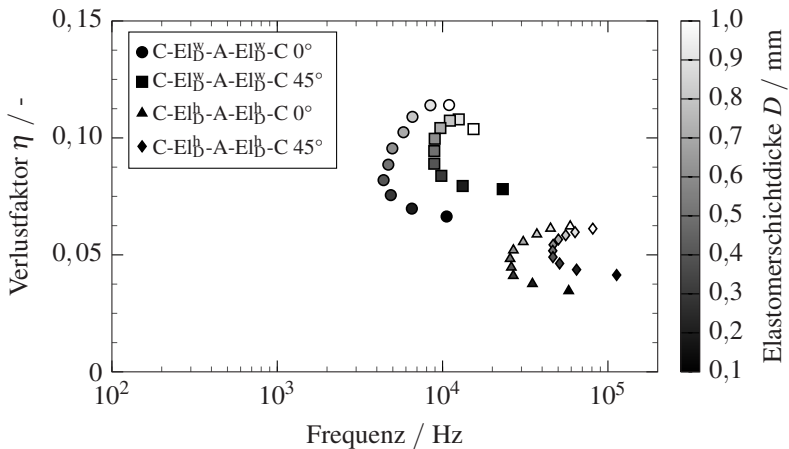


Abbildung 6.60: Maximal erreichbare Verlustfaktoren über der Eigenfrequenz für die Laminataufbauten der analytischen Parameterstudie aus Abb. 6.59. Die Elastomerschichtdicke  $D$  wird von 0,1 mm bis 1 mm in 0,1 mm Schritten variiert. Die Gesamtdicke und die Dicke der Aluminiumschicht werden konstant bei 2,5 mm bzw. 0,3 mm gehalten.





# 7 Diskussion

## 7.1 Mikrostrukturelle Eigenschaften

Die Mikrostruktur der hybriden FML- und FMEL-Probekörper wurde anhand der in Tab. 6.1 dargestellten Schlibfbilder und der Querschnitte der 3D-Bauteile bewertet. Zusätzlich wurden die Schlibfbilder des UD-CFK genutzt, um den Faservolumengehalt zu bestimmen. Die dargestellten Schlibfe lassen auf eine weitestgehend fehlerfreie Konsolidierung der ebenen Probekörper schließen. Auch in den nicht dargestellten Bereichen der Schlibfe waren keine Poren zu erkennen. Stoll [237] konnte bei einer vergleichbaren Materialkombination wie in dieser Arbeit verwendet, eine Porenbildung in dem weichen Elastomer bis zu einem Konsolidierungsdruck von 5 bar feststellen, bei höheren Drücken waren diese nicht mehr detektierbar. Eine Bildung von trocken Stellen im CFK, die auf einen übermäßigen Quetschfluss hindeuten würden, waren unter dem in dieser Arbeit verwendeten Konsolidierungsdruck von 40 bar ebenfalls nicht zu erkennen. Die in Tab. 6.2 angegebenen Gesamtschichtdicken der CFK-Schichten stimmen mit einem Mittelwert von  $148 \mu\text{m} \pm 9 \mu\text{m}$  sehr gut mit den Angaben des Herstellers überein ( $150 \mu\text{m}$  [219]). Die erzielte Lagendicke entspricht laut Herstellerangaben einem Harzgehalt von 38 Gew.-%, was wiederum einem FVG von rund 55 % entspricht. Dies liegt damit leicht über dem Wert von 50,5 % FVG, der mittels Schlibfbildern bestimmt wurde. Es ist davon auszugehen, dass bei der Binarisierung der Schlibfbilder ein Fehler durch die manuelle Wahl des Grenzwertes entstehen kann. Für die Untersuchungen dieser Arbeit ist die exakte Bestimmung des FVG jedoch nicht relevant, weshalb

die Unterschiede zu vernachlässigen sind. Liebig et al. [238]\* konnten ihr numerisches Modell zur Vorhersage des viskoelastischen Materialverhaltens des hier verwendeten CFK-Materials mit einem Faservolumengehalt von 52 % und den in Kapitel 6.3.1.2 bestimmten Speicher- und Verlustmoduldaten validieren. Auch die Schichtdicken der Elastomerschichten entsprechen gut den Herstellerangaben. Die aufgerakelte Elastomerschicht des C-El<sub>0,05</sub><sup>W</sup>-A-El<sub>0,05</sub><sup>W</sup>-C-Laminataufbaus ist mit einer mittleren Dicke von 0,066 mm leicht über der geforderten Dicke, wenngleich die Schlibbilder nur einen kleinen Ausschnitt der Probekörper abbilden können.

Beim Querschnitt der 3D-Bauteile in Abb. 6.2 zeigt sich im Mittel eine konstante Schichtdicke. Durch den zweistufigen Herstellungsprozess, bei dem die Elastomerfolie, und die UD-CFK-Lagen nach dem Tiefziehprozess auf das Metallblech aufgebracht werden, kann eine homogene Lagendicke auch in den Krümmungsradien ermöglicht werden. In den Querschnittbildern in Abb. 6.2 zeigt sich, dass es in den gekrümmten Bereichen zwar zu lokalen Dickenunterschieden zwischen den Elastomer- und CFK-Lagen kommt, im Mittel ist jedoch von einer konstanten Schichtdicke der einzelnen Konstituenten auszugehen. Dies zeigt sich auch an den Gesamtdicken im ebenen Rand- und Mittelbereich, die nah an den geforderten 2,5 mm liegen. Wird die Umformung des ebenen Laminats während des Konsolidierungsprozesses durchgeführt, wie es in den Untersuchungen von Roth et al. [107] der Fall war, kann es bei kleinen Krümmungsradien zu einer Verdrängung des Elastomers kommen. Dieses Verhalten konnte bei den 3D-Bauteilen dieser Arbeit nicht festgestellt werden. Eine Umformung und Konsolidierung der 3D-Bauteile in einem Schritt führte ebenfalls zu einer starken Faltenbildung in den Aluminiumblechen und brachte damit kein befriedigendes Ergebnis. Im Vergleich zu den Untersuchungen von Mennecart et al. [239], die eine 3D-Umformung und Konsolidierung eines FML ohne zusätzliche Elastomerlagen in einem Schritt vorstellten, wurden in der vorliegenden Arbeit jedoch rund 70 % dünnere Metallbleche verwendet. Dadurch kam es zu einer verstärkten Faltenbildung, und der Prozess musste zweistufig durchgeführt werden.

Die materialographischen Ergebnisse lassen eine grundsätzliche Übertragbarkeit der Erkenntnisse aus den verschiedenen Untersuchungen zu. Unterschiede zwischen einzelnen Proben, oder den gleichen Laminataufbauten bei unterschiedlichen Geometrien (Balken, Platte, 3D-Bauteil) sind jedoch durch die manuelle Fertigung der Probekörper nicht komplett auszuschließen.

## **7.2 Quasistatische Eigenschaften der Konstituenten**

### **7.2.1 CFK**

Mit Hilfe der quasistatischen Charakterisierung der Einzelkonstituenten kann auch das zyklische und dynamische mechanische Verhalten der Hybride genauer analysiert werden. Die Ergebnisse der Zugversuche an UD-CFK in Abb. 6.3 zeigen einen progressiven E-Modul in Faserrichtung (Abb. 6.3a). Dies ist durch eine zunehmende Ausrichtung der Fasern bei höherer Belastung zu erklären. Auch können die Kohlenstofffasern selbst einen progressiven Modul aufweisen, was durch eine zunehmende Ausrichtung der Basalebenen resultiert. Quer zur Faserrichtung (Abb. 6.3 b) ist dieses Verhalten nicht zu erkennen, was die beiden vorherigen Annahmen bekräftigt.

Im Gegensatz dazu weisen die Ergebnisse der Biegeversuche am UD-0°-CFK ein lineares Verhalten auf. Der Vergleich der E-Moduln der beiden Prüfmethoden deutet jedoch auf eine ausgeprägte Zug-Druck-Anisotropie hin. Diese bewirkt bei der inhomogenen Spannungsverteilung infolge der Biegebelastung bereits in einem Dehnungsbereich von 0,02 % bis 0,1 % einen im Mittel 6 % geringeren E-Modul. Bei höheren Dehnungen werden die Unterschiede zum E-Modul unter Zug noch signifikanter (0,05 % bis 0,25 % Dehnung: 7,2 % geringer E-Modul, 0,25 % bis 0,5 % Dehnung: 12,9 % geringerer E-Modul).

Serna Moreno et al. [240] geben für den Zug- und Druckmodul von UD-CFK, der nach Norm geprüft wurde und damit in einem Dehnungsbereich von 0,05 % bis 0,25 % Dehnung ausgewertet wurde, sogar einen Rückgang von 79 % an. Die Kombination des progressiven Moduls unter Zug und des geringeren Moduls unter Druckbelastung führt dazu, dass sich die Biegesteifigkeit der UD-0°-CFK-Probekörper linear verhält. Das degressive Verhalten ab einer Randfaserdehnung von ca. 1 % der UD-0°-CFK-Probekörper unter Biegung in Abb. 6.4 a) deutet auf eine einsetzende Schädigung hin und ist ebenfalls ein typisches Erscheinungsbild dieser Beanspruchung und Faserorientierung [133]. Die T700 Faser, die auch im verwendeten CFK-Prepreg dieser Arbeit zu Einsatz kommt, zeigt nach Hughes [241] eine lineare Zunahme des E-Moduls von 240 GPa bei 0 % Dehnung auf 275 GPa bei 1 % Dehnung. Nach dem Herstellerdatenblatt ergibt sich ein Modul von 230 GPa [242]. Unter der Annahme der Werte von Hughes [241] bei einem FVG von 50,5 % und einem E-Modul der Epoxidmatrix von 2,4 GPa [20], ergibt sich für eine Ausrichtung der Fasern in Zugrichtung ein E-Modul von 122 GPa bis 130 GPa bei einer Dehnung von 0,05 % bis 0,5 %. Die Werte liegen damit zwar über den E-Moduln aus den quasistatischen Zugversuchen, die Zunahme des Moduls in diesem Dehnungsbereich stimmt jedoch gut mit dem Verhalten der Fasern überein. Damit lässt sich jedoch nicht der deutlich geringere E-Modul der Biegeversuche und der Modalanalysen am UD-CFK-0° erklären. Nach Curtis et al. [243] zeigen Kohlenstofffasern bei sehr geringen Dehnungen unter rund 0,1 % Dehnung einen starken nichtlinearen Abfall des E-Moduls, was ein weiterer Grund für den geringeren E-Modul des UD-CFK-0° in der Modalanalyse sein kann.

## 7.2.2 Elastomere

Die quasistatischen Spannungs-Dehnungs-Kurven der Elastomere in Abb. 6.5 zeigen ein ausgeprägtes hyperelastisches Materialverhalten [63]. Der höhere Modul des harten Elastomers deutet auf eine höhere Vernetzungsdichte

dieses Elastomers im Vergleich zu dem weichen Elastomer hin. Die genaue Mischung der kommerziell vertriebenen Elastomere ist nicht bekannt. Zwar kann mit Hilfe von Füllstoffen der Speichermodul von Elastomeren um mehr als eine Größenordnung erhöht werden [72, 96], da aber beide Elastomere nach Herstellerangaben Füllstoffe enthalten, wird davon ausgegangen, dass sich die Unterschiede der Moduln nicht allein aus unterschiedlichen Füllstoffgehalten ergeben. Es wird davon ausgegangen, dass sich der höhere Speichermodul vornehmlich aus einem höheren Vernetzungsgrad des härteren Elastomers ergibt. Dies wird durch die höhere Totaldehnung bei Bruch des weichen Elastomers in den quasistatischen Versuchen bestätigt (Abb. 6.5 weich:  $A_z = 124\% \pm 19\%$ , hart:  $A_z = 44\% \pm 16\%$ ). Aktive (verstärkend wirkende) Füllstoffe führen in Elastomeren hingegen zu einer Erhöhung der Totaldehnung bei Bruch [68]. Mit zunehmender Vernetzungsdichte steigt jedoch der E-Modul und die Totaldehnung bis zum Bruch nimmt ab [67]. Dasselbe Bild zeigt sich bei den Bruchschernungen  $A_s$  der hybriden Probekörper unter Schub in den Schneidscherversuchen (Abb. 6.23 weich:  $A^s = 201\% \pm 25\%$ , hart:  $A^s = 102\% \pm 36\%$ ). Die Scherungen bei Bruch zeigen auch, dass die Dämpfungsuntersuchungen weit von den Versagensbereichen der Elastomere entfernt sind. So liefern die Untersuchungen des Scherverhaltens der Einzelschichten aus Kap. 6.2.2.2 bei einer Durchbiegung von 2 mm unter 3PB eine maximale Scherung von  $\varepsilon_{xy} < 6\%$  des weichen und von  $\varepsilon_{xy} < 1,5\%$  des harten Elastomers. Auch der Beginn der lokalen Dehnungsüberhöhung aus den Zugversuchen am harten Elastomer bei rund 5% (siehe Abb. 6.5 b)) ist noch weit entfernt von den unter Biegung auftretenden Beanspruchungen in der Elastomerzwichenschicht.

Auch die Charakterisierung der hybriden FMEL im Schneidscherversuch in Kapitel 6.2.3 ist durch das Verhalten der Elastomere dominiert. Zum einen wurde der Scherspalt auf die Dicke der geprüften Elastomerschicht eingestellt (siehe Kapitel 4.2.3), zum anderen weisen CFK und Aluminium einen um

mehr als eine Größenordnung höheren E- und Schubmodul auf. Der angewendete Schneidscherversuch eignet sich zur Bestimmung des Schubverhaltens der Elastomerschicht im hybriden Laminat und kann somit zur Validierung der Übertragbarkeit der DMA unter Zug auf das Verhalten unter Schub genutzt werden. Die Darstellung der Scherung des Versuchs in Abb. 6.22 deutet eine leicht inhomogene Dehnungsverteilung über dem Querschnitt mit einer Zunahme der Scherung zu beiden Rändern hin an. Dabei sollte auch angemerkt werden, dass die lokale Auflösung der Scherungen durch das aufgesprühte Muster begrenzt ist (siehe Abb. 4.2 b)). Der Vergleich der Spannungs-Dehnungs-Diagramme der Zugversuche (Abb. 6.5) und der Schubspannungs-Scherungs-Diagramme der Schneidscherversuche (Abb. 6.23) zeigt für das weiche Elastomer ein sehr ähnliches Materialverhalten. Das ausgeprägte Maximum des harten Elastomers unter Zug (Abb. 6.5 b)) ist in der Schubbeanspruchung der hybriden Probekörper (Abb. 6.23) jedoch nicht zu erkennen. Eine inhomogene Dehnungsverteilung der harten Elastomerschicht, wie unter Zug (siehe Abb. 6.6), konnte bei der Schneidscherbeanspruchung ebenfalls nicht erkannt werden. Dies lässt sich aus den veränderten Einspannungs- und Beanspruchungsverhältnissen des Elastomers in den beiden Versuchen erklären. Eine inhomogene Dehnungsverteilung des Elastomers ist beim Schneidscherversuch durch die steifen Randschichten und die Krafteinleitung über die gesamte Grenzschichtfläche während des Versuchs kaum möglich. Beim Zugversuch hingegen, ist eine Querkontraktion in Dicken- und Längsrichtung möglich, die zu einer lokalen Einschnürung und dem damit verbundenen Abfall der technischen Spannung führt. Auf der Probenoberfläche der Zugproben des harten Elastomers ist dabei eine weißliche Verfärbung zu erkennen, die auf eine Bildung von Mikrorissen hindeutet [11]. Dieses Verhalten konnte bei den Probekörpern des weichen Elastomers nicht erkannt werden.

Für die E-Moduln der beiden Elastomere, die mit Hilfe von Formel 5.8 und den Querkontraktionszahlen aus Kap. 6.2.1.2 aus den Schubmoduln der Schneidscherversuche bestimmt wurden, ergeben sich Medianwerte von 44,8 MPa für

das weiche und 550 MPa für das harte Elastomer. Die E-Moduln aus den Zugversuchen im gleichen Dehnungsbereich liefern geringere Werte von 38 MPa für das weiche bzw. 407 MPa für das harte Elastomer. Der Unterschied kann sich aus den deutlich größeren Streubereichen der Schubmoduln in Abb. 6.24 im Vergleich zu den E-Moduln der Zugversuche aus Abb. 6.5 ergeben. Dies ist bedingt durch die deutlich kleineren absoluten Verformungen des Schneidscherversuchs, die sich im Bereich der minimal möglichen Auflösung des verwendeten optischen DIC-Systems befinden. Außerdem kann es beim Schneidscherversuch zu einer leichten Verkippung der Probekörper kommen, die zu einer veränderten Krafteinleitung führt. Damit ist die eigentliche Scherkraft geringer, was einen höheren Modul bei Nichtberücksichtigung dieses Effekts zur Folge haben kann. Es wird jedoch davon ausgegangen, dass eine Umrechnung der Zug-DMA-Daten auf den Schubmodul zu vergleichbaren Ergebnissen führt. Dies wurde auch von anderen Autoren zur Charakterisierung des viskoelastischen Materialverhaltens der Dämpfungsschicht in CLD-Anwendungen angewendet [179]. Der im Rahmen dieser Arbeit nicht dargestellte Vergleich von Schubmodul-Rheometer-Daten mit Zug-DMA-Daten des weichen Elastomers konnte dies ebenfalls bestätigen [233]\*.

Das Scherverhalten der 0,05 mm dicken Elastomerlagen des C-El<sub>0,5</sub>-A-El<sub>0,5</sub>-C-Laminats wurde im Rahmen dieser Arbeit nicht in Schneidscherversuchen charakterisiert, da für die optische Dehnungsmessung eine noch höhere Auflösung nötig wäre, und mit dem verwendeten Versuchsaufbau und Dehnmesssystem keine hinreichende Auflösung erzielt wurde. Stoll et al. [105]\* führten Schneidscherversuche an dem aufgerakelten Elastomer durch, die über den Traversenweg der Maschine ausgewertet wurden. Es konnte ein weitestgehend unverändertes Materialverhalten des aufgerakelten Elastomers im Vergleich zum Herstellungsprozess über kalandrierte Elastomerfolien nachgewiesen werden.

## 7.3 Quasistatische Biegebeanspruchung der hybriden Lamine

Das mechanische Verhalten der hybriden Lamine unter Biegung ist stark durch die Elastomerschicht beeinflusst. Die schubweiche Kopplung der Aluminium- und CFK-Schichten führt einerseits zu einer erhöhten Dämpfung durch den CLD-Mechanismus, andererseits aber auch zu einer Verringerung des Speichermoduls. Das quasistatische Biegeverhalten der hybriden Lamine zeigt unter zyklischer Belastung eine Erweichung, die zu einer Abnahme des Biege-E-Moduls führt (siehe Abb. 6.7 und Abb. 6.8). Dies kann einer Spannungserweichung durch den Mullins-Effekt des Elastomers infolge der großen Scherverformung zugeordnet werden [77, 79]. Der stärkere Rückgang des Biege-E-Moduls bei Laminaten mit weichen Elastomerlagen im Vergleich zu Laminaten mit harten Elastomerlagen in Abb. 6.7 kann eine Folge der geringeren maximalen Scherungen in den harten Elastomerlagen sein. Im Scherverhalten der Einzelschichten unter Biegung in Abb. 6.15 zeigt sich, dass bei gleicher Durchbiegung die harten Elastomerlagen durch den höheren Schubmodul eine geringere Scherverformung aufweisen. Hinzu kommt, dass die maximale Durchbiegung der Lamine mit hartem Elastomer in den zyklischen Biegeversuchen mit 4 mm für den C-El<sup>h</sup><sub>3</sub>-A-El<sup>h</sup><sub>3</sub>-C-Aufbau und 2 mm für den A-El<sup>h</sup><sub>3</sub>-C-El<sup>h</sup><sub>3</sub>-A geringer war als bei den Laminataufbauten mit weichem Elastomer (max. Durchbiegung 6 mm). Die maximale Durchbiegung wurde bei den Laminaten mit hartem Elastomer reduziert, um eine plastische Deformation des Metalls zu verhindern. Somit ergeben sich zusätzlich geringere maximale Scherungen der harten Elastomerlagen. Da der Mullins-Effekt mit zunehmender Dehnung progressiv ansteigt, kann dies zu einer geringeren Abnahme des E-Moduls infolge der geringeren Scherungen der harten Elastomerlagen führen [79]. Es konnte jedoch für beide Elastomere eine Mullins-Erweichung infolge der zyklischen Scherung nachgewiesen werden. Dabei ist davon auszugehen, dass durch die schwellende Beanspruchung in den 3PB-Versuchen



eine Erweichung nur in eine Durchbiegungsrichtung erfolgt, da der Mullins-Effekt unter Scherung eine starke Richtungsabhängigkeit zeigt [89]. Es ist jedoch auch zu erwähnen, dass die Durchbiegungen und Vibrationsamplituden in 3PB-DMA und den Modalanalysen der FMEL deutlich kleiner sind als in den quasistatischen Versuchen und damit auch die Vernachlässigung einer Erweichung durch den Mullins-Effekt bei den Dämpfungsuntersuchungen vertretbar ist.

### **7.3.1 Scherverhalten der Elastomerschichten unter Biegung**

Das globale Verformungsverhalten unter Biegebeanspruchung kann mit Hilfe des Verschiebungs- und Scherverhaltens der Einzelschichten aus Kap. 6.2.2.2 beschrieben werden. Die Ergebnisse der globalen Scherverformung in Abb. 6.10 stimmen auch mit dem schematischen Verlauf der Schubspannungen in der Dämpfungsschicht eines CLD-Aufbaus mit simply-supported Randbedingungen überein [142]. Die maximale Schubspannung ergibt sich im Wendepunkt zwischen den Maxima. Auch das generelle Verhalten, dass nur in den Elastomerlagen signifikante Scherungen auftreten, entspricht dem für einen CLD-Laminataufbau zu erwartenden Verhalten [8]. Dies konnte auch in numerischen Studien des Verformungsverhaltens eines solchen FMEL unter Biegung von Jackstadt et al. [244]\* nachgewiesen werden.

Die in Kap. 7.3 diskutierte Erweichung durch den Mullins-Effekt zeigt nur geringe Auswirkungen auf das Scherverhalten der Elastomerschicht unter Biegung. Der Vergleich der Scherung des ersten, zweiten und dritten Belastungszyklus in Abb. 6.13 a), zeigt kaum einen Unterschied zwischen den einzelnen Belastungszyklen. Dies lässt sich aus der verhältnismäßig geringen Änderung des Elastomermoduls im Vergleich zum Modul des Aluminiums und des CFK erklären. So bewirkt eine Abnahme des Elastomerschubmoduls infolge der zyklischen Belastung kaum eine Änderung der Verhältnisse der Schubmoduln

zwischen Elastomer, CFK und Aluminium. Die Auswertung der Verschiebungen von jeweils drei Probekörpern je Laminataufbau für den ersten, zweiten und dritten Belastungszyklus in Abb. 6.16 zeigt eine leichte Zunahme der Verschiebungen für Laminata mit dem weichen Elastomer. Dies kann auf den Mullins-Effekt zurückgeführt werden. Für das harte Elastomer ist keine signifikante Änderung zu erkennen.

Die Untersuchungen der Scherung in den Elastomerlagen unter Biegung zeigen jedoch auch, dass sich über der Lagendicke eine inhomogene Scherungsverteilung ergeben kann (Siehe Abb. 6.12, Abb. 6.13, Abb. 6.15). Der parabolische Verlauf der höchsten Scherungen zur Laminatmittelachse hin folgt dem zu erwartenden Schubspannungsverlauf unter Biegung [11]. Ein inhomogener Schubmodul über der Elastomerschicht konnte in den Schneidscherversuchen nicht nachgewiesen werden. Dies bekräftigt die Annahme, dass die inhomogene Dehnung durch die Schubspannungsverteilung unter Biegung resultiert. Das RKU-Modell aus Kap. 5 geht von linearen Verschiebungen über der viskoelastischen Dämpfungsschicht aus und stellt somit eine Vereinfachung der Realität dar [3, 169]. Auch viele weitere analytische Modelle, die das Dämpfungsverhalten von CLD-Laminataufbauten abbilden sollen, nehmen das Verhalten als linear an [144, 214]. Die Betrachtung der Verschiebungen in Abb. 6.14 zeigt jedoch, dass eine lineare Annäherung der Verschiebungen, und damit eine konstante Scherung der Elastomerschichten, eine gute Approximation darstellt.

### **7.3.2 Temperatur- und Dehnrateneinfluss**

Die Scherung der Elastomerschicht im hybriden Verbund ist abhängig vom Verhältnis der Moduln von Grund-, Rand- und Dämpfungsschichten. Somit ist auch davon auszugehen, dass sich eine temperatur- oder dehnratenbedingte Änderung des Elastomermoduls auch auf die induzierten Verschiebungen und Scherungen in der Elastomerschicht auswirkt. Zwar konnte das Verschiebungsverhalten unter Temperatur nicht direkt mit einem DIC-System in der

Klimakammer gemessen werden, eine Analyse des globalen Verformungsverhaltens konnte die Aussagen jedoch bestätigen.

Durch die Verschiebung der einzelnen Schichten infolge der Biegung kommt es auch außerhalb zu einer Rückbiegung des Gesamtlaminats (siehe Abb. 6.18). Die nicht vorhandene Rückbiegung der Lamine ohne Elastomer zeigt die Biegelinie bei einer schubsteifen Kopplung der Schichten. Die Analyse der Rückbiegung zeigt die Temperatur- und Dehnratenabhängigkeit des Verhaltens. Die Laminataufbauten mit weichen Elastomerlagen zeigen eine deutlich stärkere Beeinflussung, die mit dem stärkeren Abfall des Moduls im Glasübergangsbereich des weichen Elastomers im Vergleich zum harten begründet werden können. Es wird angenommen, dass die mechanischen Eigenschaften des Laminats hauptsächlich durch die Änderung des Elastomermoduls beeinflusst werden, da der Glasübergang des Epoxidharzes bei rund  $T_g = 135^\circ\text{C}$  liegt und der Modul des CFK bis  $80^\circ\text{C}$  keine signifikante Temperaturabhängigkeit zeigt (siehe Abb. 6.31). In Abb. 6.17 ist zu erkennen, dass bei einer Temperatur von  $-45^\circ\text{C}$  die Biege-E-Moduln der Lamine mit weichem Elastomer vergleichbar mit dem gleichen Laminataufbau in der harten Elastomervariante bei  $80^\circ\text{C}$  sind. Der Vergleich der Moduln der beiden Elastomere, die in Abb. 7.1 aus den DMA für 1 Hz aufgetragen sind, zeigt, dass auch die Speichermoduln der Elastomere bei diesen Temperaturen auf gleichem Niveau liegen. Dies ist auch in den 3PB-DMA in Abb. 6.33 bzw. Abb. 6.34 zu erkennen.

Die Untersuchungen zeigen, dass eine temperatur- und dehnratenabhängige Scherung der Elastomerschicht bei konstanter Durchbiegung zu erwarten ist. Dies muss bei der Charakterisierung des Dämpfungsverhaltens berücksichtigt werden. Kerwin und Ungar [145] beschreiben dieses Verhalten als gekoppelte oder ungekoppelte Biegung. Die Autoren setzen das Verhalten in Verbindung mit einer Wellenlängenabhängigkeit, sodass sich bei großen Wellenlängen ausreichend hohe Schubkräfte übertragen werden können, um gekoppelte Biegung

zu erzielen. Die temperatur- und dehnratenbedingte Änderung des Elastomermoduls bewirkt eine zusätzliche Beeinflussung dieses Verhaltens. Eine gekoppelte Biegung ist jedoch nicht optimal für einen möglichst hohen Verlustfaktor, wie in der schematischen Darstellung des CLD-Verhaltens über der Wellenlänge in Abb. 2.13 zu sehen ist.

## 7.4 Dämpfungsverhalten der polymeren Konstituenten

Nachfolgend werden die Dämpfungseigenschaften der Konstituenten der FMEL diskutiert. Das Aluminium wurde im Rahmen dieser Arbeit nicht auf seine Dämpfungseigenschaften untersucht. Wie im Kenntnisstand dargelegt, ist die exakte experimentelle Bestimmung des Verlustfaktors an schwach gedämpften Materialien nur schwer möglich. Dies ist durch die geringe Schichtdicke des Aluminiumblechs von 0,3 mm zusätzlich erschwert, weshalb auch eine Modalanalyse nicht mehr praktikabel umgesetzt werden kann. Eine DMA ist bei sehr geringen Verlustfaktoren ebenso nicht empfehlenswert [4]. Die Untersuchungen von Ghiringhelli [157] zeigen jedoch, dass sowohl numerisch als auch analytisch das experimentell ermittelte modale Dämpfungsverhalten von Aluminium-Elastomer-Aluminium-Laminaten mit einer Vernachlässigung der Dämpfung des Aluminiums gut vorhergesagt werden kann. Dort wurde, wie auch in dieser Arbeit, eine Legierung EN AW-2024 genutzt, allerdings in einer Schichtdicke von 0,5 mm. In der Studie von Marchetti et al. [180], bei der das Aluminium in einem Aluminium-Elastomer-Aluminium-Laminat mit einem Verlustfaktor von  $\eta = 0,001$  angenommen wurde, konnte das experimentell ermittelte Dämpfungsverhalten ebenfalls gut modelliert werden. Es ist daher davon auszugehen, dass für das Aluminium die Annahme eines Verlustfaktors von  $\eta = 0,0009$  [28] valide ist. Im Vergleich dazu wies das CFK in  $[0^\circ/90^\circ]_s$ -Richtung einen Verlustfaktor von  $\eta = 0,0051$  und in  $[+45^\circ/-45^\circ]_s$

einen Verlustfaktor von  $\eta = 0,0133$  auf. Die Elastomere zeigten einen mehr als eine Größenordnung höheren Verlustfaktor von  $\eta = 0,18$  beim weichen bzw.  $\eta = 0,05$  beim harten Elastomer. Damit ist der Anteil des Aluminiums zu Gesamtdämpfung des FMEL nur gering und auch eine komplette Vernachlässigung würde das Ergebnis nicht signifikant verändern.

## 7.4.1 Elastomer

Das Dämpfungsverhalten der beiden Elastomere, das in Abb. 7.1 vergleichend für eine konstante Frequenz von 1 Hz über der Temperatur dargestellt ist, zeigt ein ähnliches Materialverhalten der beiden EPDM-Elastomere. Die Glasübergangstemperatur der Elastomere stimmt gut mit Literaturwerten für EPDM-Elastomere überein [73, 75]. Der Speichermodul oberhalb des Glasübergangsbereichs liegt ebenfalls innerhalb der Streubreite aus der Literatur [70, 73, 75].

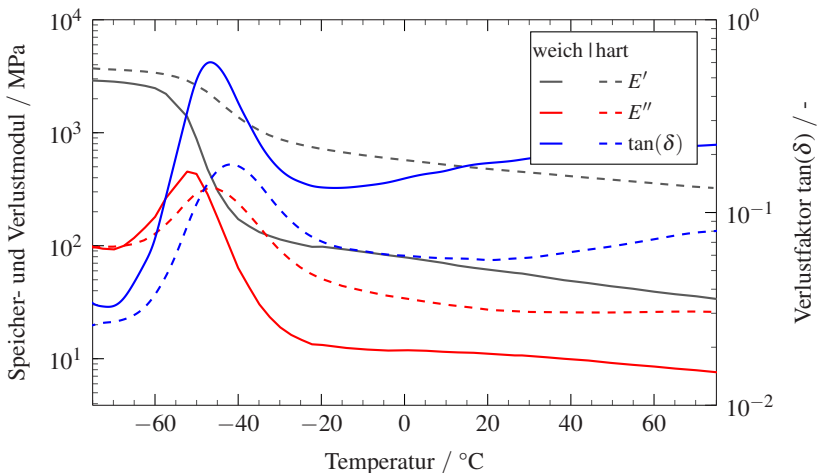


Abbildung 7.1: Temperatursweeps der DMA des weichen und harten Elastomers für eine Frequenz von 1 Hz unter Zug. Dargestellt ist der Speichermodul  $E'$ , der Verlustmodul  $E''$  und der Verlustfaktor  $\tan(\delta)$ .

In der Literatur ist jedoch oftmals der Schubmodul angegeben, welcher unter der Annahme von inkompressiblem Materialverhalten ( $\nu = 0,5$ ) umgerechnet wurde. Die Unterschiede in der Glasübergangstemperatur des Hauptübergangs der beiden Elastomere ( $T_g^w = -46,5^\circ\text{C}$ ,  $T_g^h = -42,5^\circ\text{C}$ ) können nicht aus unterschiedlichen Füllstoffgehalten erklärt werden. Nach Klüppel et al. [70] wird zwar der Absolutwert des Verlustmodulpeaks durch die Füllstoffkonzentration von Ruß in einem EPDM-Elastomer beeinflusst, die Glasübergangstemperatur des Hauptübergangs verändert sich jedoch nicht. Die Unterschiede in der Glasübergangstemperatur können sich aus unterschiedlichen Ethylengehalten in der Elastormischung ergeben [67]. Ebenso kann ein höherer Vernetzungsgrad des harten Elastomers zu einer höheren Glasübergangstemperatur führen [245]. Der kontinuierliche Abfall des Speichermoduls oberhalb des Glasübergangs deutet auf einen zweiten Relaxationsmechanismus hin. Das Verhalten folgt dem von Le Gal et al. [75] gezeigten Verlauf eines mit Silica oder Ruß gefüllten EPDM-Elastomers. Die Autoren ordnen den Abfall des E-Moduls dem Erweichen der amorphen Brücken (vgl. Abb. 2.9) zwischen den einzelnen Füllstoffpartikeln zu. Die konstante und vergleichbare Steigung der beiden Elastomere oberhalb  $T_g$  deutet auf den gleichen Relaxationsmechanismus bei beiden Elastomeren hin. Eine scheinbare Aktivierungsenergie kann über die Steigung des Modulabfalls oberhalb des Glasübergangs berechnet werden [74–76]. Damit ergeben sich scheinbare Aktivierungsenergien von  $E_0 = 7,61\text{ kJ/mol}$  für das weiche und  $E_0 = 6,14\text{ kJ/mol}$  für das harte Elastomer. Der Wert des mit Ruß gefüllten weichen Elastomers entspricht damit der Literatur ([75]: EPDM, 60 phr Ruß  $E_0 = 7,29\text{ kJ/mol}$ ). Die scheinbare Aktivierungsenergie eines mit Silica gefüllten EPDM-Elastomers ist dabei geringer ([75]: EPDM, 60 phr Silica  $E_0 = 4,65\text{ kJ/mol}$ ), was auf die unterschiedliche Bindung der Füllstoffe in der Elastormatrix zurückzuführen ist [75, 76]. Die Autoren erwähnen zwar, dass durch die Füllstoffe eine vertikale Verschiebung notwendig sein kann, sie zeigen aber auch, dass diese nicht über die scheinbare Aktivierungsenergie bestimmt werden kann, da die Einflüsse der Elastormatrix und der Füllstoffwechselwirkung nicht klar getrennt werden können. Da die verwendeten

Elastomere nicht in ungefüllter Form vorlagen bzw. zu beziehen waren, kann eine vertikale Verschiebung mit dieser Methode nicht bestimmt werden. Es ist anzumerken, dass die genaue Zusammensetzung der kommerziell vertriebenen Elastomere nicht bekannt war, sondern lediglich der Einsatz von Silica als Füllstoff im harten Elastomer und von Ruß und Silica im weichen Elastomer angegeben wurde [216]. Für eine Referenztemperatur von 20 °C ist der mögliche Einfluss einer vertikalen Verschiebung bei gefüllten EPDM-Elastomeren allerdings nur für sehr niedrige Frequenzen (<1 Hz) zu erwarten [73].

Der Anstieg des Verlustfaktors oberhalb des Glasübergangsbereichs kann nach Wang et al. [72] vornehmlich dem Füllstoff Silica zugeordnet werden, während bei der Verwendung von Ruß als einzigem Füllstoff ein kontinuierlicher Abfall des Verlustfaktors oberhalb des Übergangsbereichs zu erwarten ist.

In der frequenzunabhängigen Darstellung der DMA beider Elastomere als Wicket-Diagramm in Abb. 7.2 deutet sich nach dem primären Übergang zwischen -75 °C bis 0 °C ein zweiter Übergang an. Die Wicket-Diagramme folgen damit dem in Abb. 2.8 b) dargestellten schematischen Verhalten, wobei der primäre Glasübergang deutlich getrennt von dem sekundären ist. Alle Messpunkte liegen ebenfalls auf einer kontinuierlichen Kurve und es kann daher davon ausgegangen werden, dass die TZA prinzipiell valide Ergebnisse erzielen kann, da die beiden Werte in einem eindeutigen funktionellen Zusammenhang stehen [17].

Die zur Erstellung der Masterkurven bestimmten VF, die in Abb. 6.26 b) und in Abb. 6.29 b) dargestellt sind, entsprechen dem zu erwartenden Verlauf der WLF-Gleichung oberhalb des Glasübergangsbereichs. Die Werte der Konstanten  $C_1^w = 16,8$  und  $C_2^w = 57,2$  °C für das weiche und  $C_1^h = 32,2$  und  $C_2^h = 68,5$  °C für das harte Elastomer liegen in bzw. leicht über einem für Polymere üblichen Bereich zwischen  $15 < C_1 < 26$  und  $20$  °C  $< C_2 < 130$  °C [52]. Le Gal et al. [75] bestimmen für ungefülltes EPDM Werte von  $C_1 = 3,6$  und  $C_2 = 99,1$  °C. Durch den Einfluss der Füllstoffe auf das Relaxationsverhalten oberhalb  $T_g$  kann dies ein Grund für unterschiedliche WLF-Konstanten sein. Der in Abb. 6.26 b) und

Abb. 6.29 b) zu erkennende, von der WLF-Funktion abweichende Verlauf unterhalb des Glasübergangspunktes ist auch in der Literatur zu finden [52, 75]. Der Verlauf wird darauf zurückgeführt, dass die Messung durchgeführt wurde, bevor sich die Dichte des Polymers im Gleichgewichtszustand befand, was unterhalb des Glasübergangs sehr lange dauern kann, bzw. nicht möglich ist [246].

Die Umrechnung von Zugmodul-Masterkurven, die unter schwellender Belastung bestimmt wurden und auf Schubmodul-Masterkurven zur Charakterisierung des Dämpfungsverhaltens in einer CLD-Anwendung umgerechnet wurden, wurde auch von Ege et al. [179] als valide Methodik bestätigt. Die Anwendbarkeit der TZA für das Langzeitverhalten der beiden Elastomere konnte auch in Kriechmasterkurven nachgewiesen werden. Dazu wurden, wie bei den DMA, Kriechversuche bei unterschiedlichen Temperaturen durchgeführt und

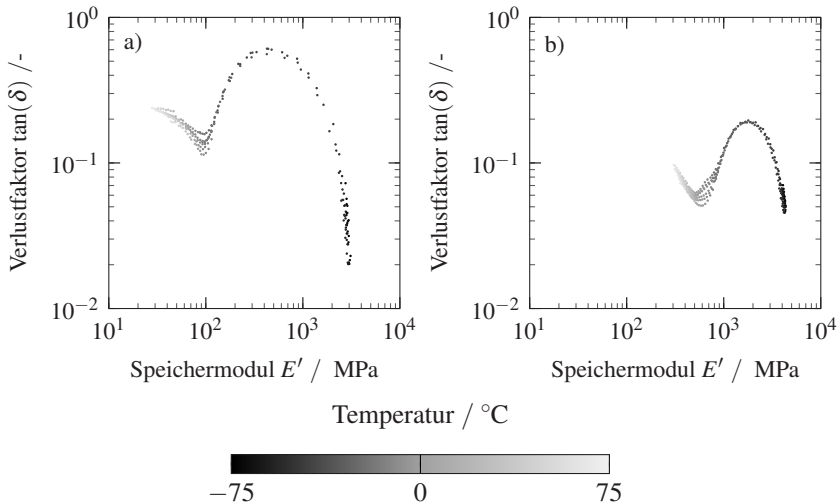


Abbildung 7.2: Wicket-Diagramme beider Elastomere. Dargestellt sind die Messungen im Temperaturbereich von  $-75\text{ }^{\circ}\text{C}$  bis  $75\text{ }^{\circ}\text{C}$  und dem gemessenen Frequenzbereich. Pro Frequenz und Temperatur ergibt sich ein Datenpunkt. a) weiches Elastomer; b) hartes Elastomer;



durch horizontale Verschiebung eine Kriechmasterkurve ermittelt. Diese Studien wurden zur Validierung des numerischen Materialmodells genutzt, das im Rahmen dieses Projekts durch den Kooperationspartner (Institut für Fahrzeugsystemtechnik FAST, KIT) erstellt wurde. Es wurde im Rahmen einer studentischen Arbeit von Zhao [247] behandelt. Die Ergebnisse der Arbeit sind in Abb. 7.3 als Kriechmasterkurven für 20 °C, sowie ein über 36 h durchgeführter Kriechversuch dargestellt. Auch bei langen Belastungszeiten liefert die Kriechmasterkurve, welche durch rein horizontale Verschiebungen erstellt wurde, valide Ergebnisse.

Die Validität der Elastormasterkurven lässt sich auch an der guten Übereinstimmung des analytischen RKU-Modells mit den experimentellen Ergebnissen in Kap. 6.3.2 erkennen. Eine detaillierte Diskussion dieser Ergebnisse findet in Kap 7.5.2 statt.

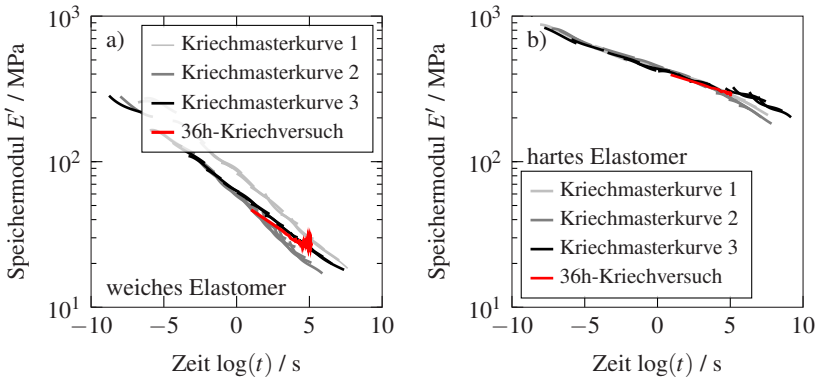


Abbildung 7.3: Je drei Kriechmasterkurven beider Elastomere. Masterkurven wurden durch horizontale Verschiebung von Kriechkurven bei unterschiedlichen Temperaturen erstellt und sind für eine Referenztemperatur von 20 °C dargestellt. a) weiches Elastomer; b) hartes Elastomer; Nach [247].

## 7.4.2 CFK

Das Dämpfungsverhalten des CFK wurde mit Hilfe der DMA in Kapitel 6.3.1.2 für Faserorientierungen von  $0^\circ$ ,  $90^\circ$  und  $\pm 45^\circ$ , sowie mit den Biegeschwingsversuchen an  $0^\circ$ -CFK-Balken in Kapitel 6.3.2.1 charakterisiert. Das temperaturabhängige Materialverhalten in den DMA aus Abb. 6.31 zeigt das matrixdominierte Verhalten der  $90^\circ$ - und  $\pm 45^\circ$ -Faserorientierung durch den breiteren Verlustfaktorpeak. Es wird davon ausgegangen, dass die unterschiedlichen Glasübergangstemperaturen der Faserorientierungen (siehe Tab. 6.3) nicht aus einem veränderten Materialverhalten der Epoxidmatrix resultieren, da die Probekörper aus den gleichen Platten entnommen wurden. Eine Abhängigkeit des Glasübergangspunktes von der Faserorientierung wurde auch von Akay [112] in DMA nachgewiesen, wobei hier die  $90^\circ$ -Orientierung eine höhere Temperatur des  $\tan(\delta)$  Peaks aufwies als die  $0^\circ$ -Orientierung. Allerdings wurden die Versuche, anders als in der vorliegenden Studie, unter konstanter Frequenz und Heizrate durchgeführt. Ebenso kann sich aus einer unterschiedlichen Belastung des gleichen Kunststoffes in Folge einer 3PB oder einer beidseitig fest eingespannten Biegung eine Variation des Verlustfaktorpeaks ergeben [113]. Somit ist davon auszugehen, dass auch die Faserorientierung, die zu einer unterschiedlichen Beanspruchung der Matrix führen kann, den Verlustfaktorpeak beeinflusst.

Der Verlustfaktor bei 1 Hz und  $20^\circ\text{C}$  der CFK-Probekörper mit einer Faserorientierung von  $90^\circ$  ( $\tan(\delta) = 0,0187$ ) und  $\pm 45^\circ$  ( $\tan(\delta) = 0,0133$ ) aus Tab. 6.3 liegt in einem plausiblen Bereich. Die Werte befinden sich zwischen den Literaturwerten für reines Epoxidharz (siehe Abb. 2.6,  $20^\circ\text{C}$   $\tan(\delta) = 0,025$ ) und den Literaturangaben zu Kohlenstofffasern (siehe Tab. 2.3,  $\tan(\delta) = 10^{-5}$  bis  $1,5 \cdot 10^{-3}$ ). Auch der leicht geringere Verlustfaktor der  $\pm 45^\circ$ -Orientierung lässt sich aus der stärkeren Beeinflussung durch die Fasern erklären. Der Vergleich der Werte der DMA-Verlustfaktoren aus Tab. 6.3 mit den Verlustfaktoren aus Modalanalysen von Ni und Adams [42], die auch in Abb. 2.12 dargestellt sind, ergibt in der Modalanalyse durchweg geringere Verlustfaktoren.

Während die DMA-Verlustfaktoren der  $90^\circ$ - und  $\pm 45^\circ$ -CFK-Orientierung etwas mehr als doppelt so hoch als die modalen Verlustfaktoren von Ni und Adams sind, ergeben sich für die  $0^\circ$ -Orientierung Unterschiede von mehr als einer Größenordnung. Es wird daher davon ausgegangen, dass die DMA bei  $20^\circ\text{C}$  und  $1\text{ Hz}$  an den  $0^\circ$ -UD-CFK-Probekörpern mit einem Verlustfaktor von  $\tan(\delta) = 0,0109$  das Dämpfungsverhalten deutlich überschätzen. Dies zeigt sich auch in den Modalanalysen in Abb. 6.40, die einen mittleren modalen Verlustfaktor von  $\eta = 3,04 \cdot 10^{-3}$  ergeben. Der Abgleich mit der Literatur zeigt die Validität dieses Dämpfungswerts [20, 42]. Die hohen Verlustfaktoren der  $0^\circ$ -Faserorientierung in der DMA lassen sich mit der generellen Problematik der Dämpfungsbestimmung von schwach gedämpften Materialien mittels DMA erklären. Diese ergeben sich vor allem aus dem sehr exakt zu bestimmenden Phasenversatz des Kraft- und Wegsignals [4].

Auch die Speichermodule der beiden Untersuchungen unterscheiden sich deutlich (DMA  $0^\circ$ -CFK:  $121\text{ GPa}$ , Biegeschwingversuch  $0^\circ$ -CFK:  $84,7\text{ GPa}$ ). Hier ist davon auszugehen, dass die Ergebnisse der DMA das Verhalten überschätzen. Zwar wurde in der Auswertung eine Prüfrahmensteifigkeit berücksichtigt, damit scheint die reale Steifigkeit der  $0^\circ$ -CFK-Probekörper jedoch deutlich überschätzt zu werden. Dies kann sich aus einem nichtlinearen Verlauf der Prüfrahmensteifigkeit durch Setzeffekte in der Einspannung ergeben. Dies kann zur Folge haben, dass der Korrekturfaktor der Stahlproben, welcher bei anderen Lasten bestimmt wurde, zu einer Überschätzung des  $0^\circ$ -CFK-Moduls führt. Bei den weniger steifen  $90^\circ$ - und  $\pm 45^\circ$ -Faserorientierungen hat die Prüfrahmensteifigkeit einen geringeren Einfluss, weswegen die Speichermoduln dieser Orientierungen als valide angenommen werden. Dies deckt sich auch mit den Ergebnissen der quasistatischen Zugversuche am CFK in  $90^\circ$ - und  $\pm 45^\circ$ -Richtung in Abb. 6.3 (quasistatisch:  $E_{\text{CFK}90^\circ} = 7,9\text{ GPa}$ ,  $E_{\text{CFK}\pm 45^\circ} = 15,1\text{ GPa}$ ; DMA:  $E'_{\text{CFK}90^\circ} = 7,8\text{ GPa}$ ,  $E'_{\text{CFK}\pm 45^\circ} = 13,6\text{ GPa}$ ). Die Ergebnisse der quasistatischen Biegeversuche am  $0^\circ$ -CFK liefern einen Biege-E-Modul von  $97\text{ GPa}$ . Dieser liegt näher an den Steifigkeiten, die mit der Modalanalyse bestimmt wurden, wenngleich die Modalanalyse immer noch deutlich darüber liegt. Dies

kann sich aus dem progressiven Verhalten der Kohlenstofffasern, wie in Kapitel 7.2.1 beschrieben, ergeben, da die Modalanalyse bei deutlich kleineren Dehnungsamplituden durchgeführt wurden. Auch eine Erweichung der einseitigen Einspannung bei hohen Frequenzen kann Einfluss auf die Modulbestimmung zeigen [248]. Dies kann der Grund für die Abnahme des Speichermoduls des CFK bei den Biegeschwingversuchen in Abb. 6.40 b) sein. Es wird jedoch davon ausgegangen, dass die Charakterisierung mit Modalanalysen für hoch steife und schwach gedämpfte Probekörper mit UD-0°-Faserorientierung besser geeignet ist und für die weniger steifen und stärker gedämpften Faserorientierung von 90° und  $\pm 45^\circ$  DMA bevorzugt werden sollten. Unter Berücksichtigung dieser Problematik wurde die Modellierung des Dämpfungsverhaltens des CFK in Kapitel 6.3.2.1 mit den Daten der Modalanalysen an 0°-CFK und DMA an 90° und  $\pm 45^\circ$  durchgeführt.

## **7.5 Einfluss der Elastomerschicht auf das Dämpfungsverhalten der Hybride**

### **7.5.1 Subresonante Dämpfung**

Teile der Diskussion des subresonanten Dämpfungsverhaltens werden in Anlehnung an die Erkenntnisse von Sessner et al. [223]\* aufgeführt. Die subresonante Dämpfung wird mit Hilfe der DMA unter Biegung aus Kapitel 6.3.1.3 charakterisiert. Anders als bei der modalen Dämpfung oder der Wellenausbreitung wird eine konstante Durchbiegung bei konstantem Auflagerabstand vorgegeben. Eine Erhöhung des Dämpfungsverhaltens durch die zusätzliche Elastomerschicht kann für alle Laminataufbauten mit beiden Elastomertypen über einen breiten Temperaturbereich nachgewiesen werden (siehe Abb. 6.33 und Abb. 6.34). Die Elastomerschicht reduziert jedoch auch den homogenisierten Speichermodul der Laminare. Um diesen Einfluss genauer zu beschreiben,

werden zunächst die Dämpfungs- und Steifigkeitswerte bei Raumtemperatur und einer Frequenz von 1 Hz verglichen. Es wird angenommen, dass bei dieser Temperatur das Elastomer hauptverantwortlich für das Dämpfungsverhalten ist, da das CFK bei dieser Temperatur noch weit unter der Glasübergangstemperatur liegt. Ebenso ist die Frequenz nicht gering genug, sodass das Kriechverhalten der Epoxidmatrix keinen signifikanten Einfluss haben kann. Mit Hilfe des linearen Zusammenhangs zwischen der Durchbiegung und der Verschiebung bzw. Scherung in der Elastomerschicht (vgl. Abb. 6.12) kann die Scherung des Elastomers für die Durchbiegung der 3PB-DMA abgeschätzt werden. Bei einem Durchbiegungsbereich von 0,125 mm bis 0,275 mm ergeben sich in der Elastomerschicht bei Raumtemperatur für das weiche Elastomer ein Scherungsbereich von rund  $\varepsilon_{xy} \approx 0,35\%$  bis 0,85% und für das harte Elastomer von rund  $\varepsilon_{xy} \approx 0,09\%$  bis 0,2%. Diese liegen damit für das weiche Elastomer in einem ähnlichen Bereich wie der Dehnungsbereich von 0,33% bis 1% der Zug-DMA der Elastomere. Für das harte Elastomer liegt die Scherung bei 3PB unterhalb der Dehnung der DMA-Zugversuche. Durch die inhomogene Scherungsverteilung über die Probenlänge lässt sich für die 3PB jedoch kein eindeutiger Dehnungsbereich festlegen. Dies ist vor allem relevant, um eine mögliche Amplitudenabhängigkeit des Dämpfungsverhaltens durch den Mullins- oder den Payne-Effekt zu diskutieren. Wenngleich der Einfluss des Mullins-Effekts bei diesen geringen Dehnungsbereichen nicht experimentell charakterisiert wurde, so ist davon auszugehen, dass Mullins-Erweichung zu vernachlässigen ist. Da die Erweichung üblicherweise mit zunehmender Dehnung progressiv ansteigt [78, 79], ist für die 3PB-DMA ein weitaus geringerer Einfluss durch den Mullins-Effekt zu erwarten. Hier wurde eine maximale Durchbiegung von 0,275 mm aufgebracht, während es bei der zyklischen quasistatischen Charakterisierung bis zu 6 mm waren. Mit Scherungsamplituden für beide Elastomere unter 0,5% liegt die Beanspruchung in den 3PB-DMA

ebenfalls in einem Bereich, in dem kein signifikanter Einfluss durch den Payne-Effekt zu erwarten ist [67, 100]. Die zusätzlich statisch aufgebrachte Mitteldehnung hat üblicherweise keine Auswirkung, da sich die Füllstoffnetzwerke innerhalb kürzeren Zeitskalen wieder ausbilden [94–96].

### 7.5.1.1 Einfluss des Elastomeranteils

Der Einfluss des Elastomeranteils auf E-Modul und Verlustfaktor wird anhand der Laminataufbauten C-El<sub>0,65</sub><sup>W</sup>-A-El<sub>0,65</sub><sup>W</sup>-C, C-El<sub>0,5</sub><sup>W</sup>-A-El<sub>0,5</sub><sup>W</sup>-C, C-El<sub>0,05</sub><sup>W</sup>-A-El<sub>0,05</sub><sup>W</sup>-C, sowie der Variante ohne Elastomer C-A-C untersucht. Abb. 7.4 a) zeigt die Werte für Speichermodul und Verlustfaktor über dem Elastomeranteil, der sich aus der Dicke der Elastomerschicht durch die Gesamtlaminatdicke ergibt. Zusätzlich sind für einen Elastomeranteil von eins die Werte des reinen Elastomers aus den DMA unter Zug aufgetragen. Ausgehend von einem Elastomeranteil von null für die Variante ohne Elastomer ist ein linearer Anstieg des Verlustfaktors mit zunehmendem Elastomeranteil zu beobachten. Die Werte des Verlustfaktors liegen auf einer Geraden, die den Verlustfaktor des reinen

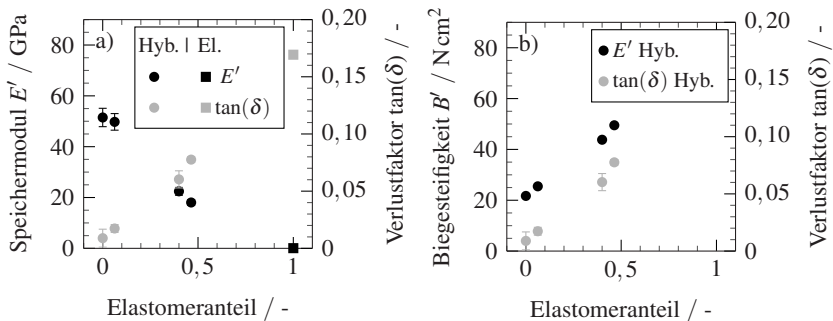


Abbildung 7.4: a: Einfluss des Elastomeranteils für die Laminare mit CFK-Randschichten (Hyb.). Auftragung der Daten aus Abb. 6.35 über dem Elastomeranteil (Elastomerdicke/Gesamtdicke). Elastomeranteil von 1 entspricht den Zug-DMA-Daten des weichen Elastomers (El.); b) Biegesteifigkeit und Verlustfaktor derselben hybriden Laminare; Nach [223]\*

Elastomers bei einem Elastomeranteil von eins trifft. Daher kann eine volumetrische Mischungsregel für eine erste Abschätzung des Verlustfaktors unter Biegung angewendet werden. Ein vergleichbarer Ansatz wurde in Sarlin et al. [178] gezeigt, wobei hier die Berechnung der Massenanteile der einzelnen Konstituenten bessere Ergebnisse lieferte. Neben Versuchen unter 3PB konnte eine solche Abhängigkeit auch unter Torsion festgestellt werden [186]. Eine Auswertung im Frequenzbereich von 10 Hz bis  $10^3$  Hz über die Masterkurven verschiebt den linearen Zusammenhang zu tieferen Werten. Es zeigt sich, dass der Verlustfaktor des Hybrids unterhalb des Glasübergangsbereichs des CFK nicht den des reinen Dämpfungsmaterials übersteigt. Dies wurde auch in anderen Untersuchungen festgestellt [178, 184, 185]. Die Abnahme des Speichermoduls mit zunehmendem Elastomeranteil folgt einem hyperbolischen Trend, wie von Sessner et al. [223]\* in zusätzlichen numerischen Studien gezeigt. Da die Aluminiummittelschicht und CFK-Randschichten bei den in Abb. 7.4 dargestellten Laminataufbauten in ihren Dicken konstant gehalten werden, nimmt die Gesamtdicke mit dem Elastomeranteil zu. Dies führt aufgrund des erhöhten Flächenträgheitsmomentes trotz der Abnahme des E-Moduls zu einer höheren Biegesteifigkeit, wie in Abb. 7.4 b) dargestellt. Es erhöht sich jedoch auch die Masse der Lamine.

### 7.5.1.2 Einfluss des Elastomermoduls

Der Einfluss des Elastomermoduls auf das subresonante Dämpfungsverhalten wird anhand der Lamine mit gleicher Elastomerlagendicke aber unterschiedlichem Modul untersucht. Dazu können die Laminataufbauten C-El<sub>3</sub><sup>w</sup>-A-El<sub>3</sub><sup>w</sup>-C und C-El<sub>3</sub><sup>h</sup>-A-El<sub>3</sub><sup>h</sup>-C sowie A-El<sub>3</sub><sup>w</sup>-C-El<sub>3</sub><sup>w</sup>-A und A-El<sub>3</sub><sup>h</sup>-C-El<sub>3</sub><sup>h</sup>-A in Abb. 6.35 verglichen werden. Obwohl der Verlustfaktor des weichen Elastomers bei 20 °C und 1 Hz etwa 3,2-mal höher ist ( $\tan(\delta)_{El^w} = 0,18$ ) als für das harte Elastomer ( $\tan(\delta)_{El^h} = 0,056$ ), ist der Verlustfaktor der Lamine mit weichen Elastomer nur etwa 1,8-mal so hoch wie der der Lamine mit hartem

Elastomer. Durch den geringeren Volumenanteil des Elastomers in den hybriden Laminataufbauten zeigt der Elastomer-Verlustfaktor weniger Einfluss auf den Gesamtverlustfaktor als auf den des reinen Elastomers. Der Vergleich der Speichermodul- und Verlustfaktorwerte des Laminats mit hartem Elastomer im C-El<sub>3</sub><sup>h</sup>-A-El<sub>3</sub><sup>h</sup>-C-Laminataufbau bei 1 Hz und 20 °C (Abb. 6.35) mit der Auftragung über dem Elastomeranteil in Abb. 7.4 a) zeigt, dass der gleiche Speichermodul in einem Laminat mit weichem Elastomer bei einem Elastomeranteil von etwa 20 % erreicht werden kann. Da solch ein Laminataufbau jedoch dünner wäre als der C-El<sub>3</sub><sup>h</sup>-A-El<sub>3</sub><sup>h</sup>-C-Laminataufbau, ist die Biegesteifigkeit aufgrund des geringeren Flächenträgheitsmoments ebenfalls geringer. Die gleiche Biegesteifigkeit wie mit hartem Elastomer bei einer Schichtdicke von 0,5 mm kann für ein Laminat mit weichem Elastomer bei einem Elastomeranteil von ca. 60% (Elastomer Einzelschichtdicke von 1,125 mm) erreicht werden. Bei dieser Elastomer-Schichtdicke würde sich ein Verlustfaktor von  $\tan(\delta) \approx 0,1$  ergeben. Durch den Wechsel des Elastomers von 0,5 mm dicken, harten Elastomerschichten auf das weiche Elastomer kann also eine Erhöhung des Verlustfaktors um 300 % erreicht werden. Bei vergleichbarer Biegesteifigkeit nimmt die Masse jedoch auch um ca. 35 % zu und die Gesamtdicke um 50 %.

### 7.5.1.3 Einfluss des Laminataufbaus

Der Einfluss des Laminataufbaus kann anhand der Lamine mit gleichem Elastomer aber unterschiedlichen Rand- und Mittelschichten untersucht werden. Dazu werden die Ergebnisse bei 1 Hz und 20 °C (Abb. 6.35) der Laminataufbauten C-El<sub>3</sub><sup>w</sup>-A-El<sub>3</sub><sup>w</sup>-C mit A-El<sub>3</sub><sup>w</sup>-C-El<sub>3</sub><sup>w</sup>-A sowie C-El<sub>3</sub><sup>h</sup>-A-El<sub>3</sub><sup>h</sup>-C mit A-El<sub>3</sub><sup>w</sup>-C-El<sub>3</sub><sup>w</sup>-A verglichen. In beiden Fällen zeigt sich, dass die Lamine mit Aluminiumrandschichten und CFK-Mittelschichten einen leicht geringeren Verlustfaktor aufweisen. Obwohl die Verschiebungen und Scherungen der weichen Elastomerschicht des A-El<sub>3</sub><sup>w</sup>-C-El<sub>3</sub><sup>w</sup>-A-Laminataufbaus größer sind als bei den C-El<sub>3</sub><sup>w</sup>-A-El<sub>3</sub><sup>w</sup>-C-Laminataufbauten (siehe Abb. 6.14 und Abb. 6.16),



hat dies keinen positiven Effekt auf den Verlustfaktor unter 3PB. Somit ist davon auszugehen, dass die Betrachtung der Verschiebung der Dämpfungsschicht allein keine Aussage über das Dämpfungsverhalten zulässt.

Zwar weist das CFK einen höheren Verlustfaktor als das Aluminium auf, wodurch sich auch ein höherer Verlustfaktor der Laminataufbauten mit CFK-Randschichten erklären könnte. Diese weisen einen höheren Anteil an CFK im Gesamtlaminat auf als die Laminataufbauten mit Aluminiumrandschichten. Eine Untersuchung des Dämpfungsverhaltens mit Hilfe des analytischen Modells zeigte jedoch stets einen geringeren Verlustfaktor mit Aluminiumrandschichten, selbst wenn CFK und Aluminium als ideal elastisch, nicht dämpfend angenommen wurden. Bei analytischer Modellierung eines Laminats mit gleichem Material für Mittel- und Randschichten, wies die Konfiguration mit 0,6 mm dicken Randschichten stets höhere Verlustfaktoren als mit 0,3 mm dicken Randschichten auf. Damit scheinen die geringeren Verlustfaktoren der A-El-C-El-A-Laminataufbauten im Vergleich zu den C-El-A-El-C Konfiguration aus einer optimaleren Schichtdickenverteilung zu resultieren. Dieses Verhältnis liegt auch näher an dem von Zhang et al. [191] bestimmten Dickenverhältnis von Mittelschicht zu den einzelnen Randschichten von  $H_1/H_3 \approx 0,5$  bis 0,8 für einen maximalen Verlustfaktor bei einem fünfschichtigen Laminataufbau. Dabei ist anzumerken, dass die Schichtdickenverteilung mit maximalem Verlustfaktor abhängig von den E-Moduln und Verlustfaktoren der Einzelschichten ist [151, 191, 193]. Damit zeigt sich, dass die volumetrische Betrachtung des Verlustfaktors aus Kapitel 7.5.1.1 nur eine Abschätzung liefert und das Dämpfungsverhalten bei gleichem Elastomeranteil auch von den Einzelschichtdicken abhängig ist.

#### **7.5.1.4 Einfluss der Temperatur**

Die 3PB-DMA zeigen die starke Temperaturabhängigkeit des Dämpfungsverhaltens bedingt durch das viskoelastische Materialverhalten der Elastomere und der Epoxidmatrix des CFK in Abb. 6.33 und Abb. 6.34. Verringert sich

die Temperatur in Richtung des Glasübergangspunktes des Elastomers oder des CFK, so kann sowohl die Steifigkeit des Laminats als auch der Verlustfaktor erhöht werden. Gutes Dämpfungsverhalten des CLD-Mechanismus ist am oberen Ende des Glasübergangsbereichs zu erwarten [249]. Durch die starke Erhöhung des Speichermoduls des Elastomers unterhalb des Glasübergangspunktes ist davon auszugehen, dass sich auch das Verformungsverhalten der Lamine und damit die eingebrachte Scherung in der Elastomerschicht, wie in Kapitel 6.2.2 dargestellt, ändert. Obwohl damit im Glasübergangsbereich das Elastomer in den FMEL weniger stark geschert wird als beispielsweise bei Raumtemperatur, liegt der Laminatverlustfaktor im Glasübergang deutlich über dem Verlustfaktor bei Raumtemperatur. Es ist davon auszugehen, dass das Dämpfungsverhalten unterhalb des Glasübergangsbereichs des CFK vom Verhalten des Elastomers dominiert ist. Alle Laminataufbauten mit 0,5 mm oder 0,65 mm dicken Schichten des weichen Elastomers zeigen oberhalb des Glasübergangsbereichs des Elastomers einen charakteristischen Anstieg des Verlustfaktors. Dieser folgt dem viskoelastischen Materialverhalten des reinen Elastomers in den DMA-Zugversuchen (Abb. 6.25). Der maximale Verlustfaktor des Elastomerglasübergangs ist abhängig vom Anteil des Elastomers am Gesamtlaminat, wie an den Laminaten mit 0,05 mm, 0,5 mm und 0,65 mm dicker, weicher Elastomerschicht gesehen werden kann. Dieser Zusammenhang konnte auch von Cuillery et al. [186] an Metall-Kunststoff-Metall-Hybriden im Glasübergangsbereich des Kunststoffs festgestellt werden. Der Verlustfaktor des Hybrids im Glasübergang bleibt jedoch stets unter dem Wert des reinen Dämpfungsmaterials im Glasübergang [184, 186].

Für die Lamine mit hartem Elastomer ist der Verlustfaktorpeak des Elastomers bei rund  $-40^{\circ}\text{C}$  kaum zu erkennen. Dies kann mit dem deutlich höheren Modul und geringeren Verlustfaktor des Elastomers im Vergleich zu der weichen Variante erklärt werden.

### 7.5.1.5 Einfluss der Frequenz

Der Einfluss der Frequenz auf das Dämpfungsverhalten der hybriden FML und FMEL wird anhand der Masterkurven in Abb. 6.36 für Raumtemperatur und Abb. 6.37 für  $-40^{\circ}\text{C}$  und  $80^{\circ}\text{C}$  abgeleitet. Das frequenzabhängige Dämpfungsverhalten wird durch die Viskoelastizität des Elastomers und des Epoxidharzes des CFK beeinflusst. Die beiden polymeren Materialien besitzen unterschiedliche Temperaturabhängigkeiten und zeigen daher unterschiedliche Auswirkungen auf die Masterkurven. Eine Selbsterwärmung der Probekörper aufgrund der Anregung bei höheren Frequenzen während der DMA wurde zwar nicht untersucht, es wurden jedoch pro Frequenz weniger als 100 Zyklen durchgeführt, um die Erwärmung minimal zu halten. Ebenfalls ist zu erwähnen, dass die Masterkurven nur das Verhalten unter der vorgegebenen 3PB-Belastung beschreiben können. Damit wird nicht das modale Dämpfungsverhalten des CLD-Mechanismus berücksichtigt.

Bei einer Referenztemperatur von  $20^{\circ}\text{C}$  liegt das CFK weit unter dem Glasübergang des Epoxids, daher wird die Dämpfung hauptsächlich durch das Elastomer beeinflusst. Daher kann Nakano's [250] Vorschlag, dass in einem Mehrphasensystem nur ein Material eine Temperaturabhängigkeit für die Anwendbarkeit der TZA aufweisen darf, in diesem Temperaturbereich als gültig angesehen werden. Insofern wird davon ausgegangen, dass die Masterkurven dem thermorheologischen Verhalten des Elastomers folgen und sich durch eine rein horizontale Verschiebung ermitteln lassen. Für sehr breite Frequenzbereiche ist in den Masterkurven der Hybride in Abb. 6.36 jedoch auch zu erkennen, dass die Glasübergänge zu unterschiedlichen Frequenzen verschoben sind. Da die Ergebnisse jedoch nicht direkt mit experimentellen Daten in diesen Frequenzbereichen belegt werden können, wird angenommen, dass die Anwendung der TZA nur in einem kleineren Frequenzbereich gültig ist. Für breite Frequenzbereiche von mehr als zehn Dekaden sollte das Verhalten experimentell validiert werden. Allerdings ist der Frequenzbereich weder zu niedrigen, noch zu hohen Frequenzen hin technisch relevant. Es sei jedoch angemerkt,

dass nach aktueller Auffassung des Autors die Anwendung der TZA auf hybride Werkstoffverbunde mit sich überlagernden Relaxationsmechanismen der einzelnen Komponenten noch nicht Stand der Forschung ist.

Innerhalb eines reduzierten, technisch relevanten Frequenzbereichs von  $10^{-4}$  Hz bis  $10^4$  Hz ist bei einer Referenztemperatur von  $20^\circ\text{C}$  eine konstante Abnahme des Verlustfaktors für alle Probekörper mit dem weichen Elastomer zu erkennen. Dies kann mit der konstanten Zunahme des Verlustfaktors und der Abnahme des Speichermoduls des weichen Elastomers bei steigender Temperatur korreliert werden. Dasselbe Verhalten ist auch im Frequenznomogramm des reinen Elastomers in Abb. 6.27 zu erkennen. Es wird daher angenommen, dass die ausgeprägte Abnahme des Verlustfaktors mit zunehmender Frequenz aus dem Verhalten des Elastomers bei dieser Temperatur resultiert.

Die Masterkurve für eine Referenztemperatur von  $-40^\circ\text{C}$  in Abb. 6.37 a) und Abb. 6.37 c) zeigt die gleiche Frequenzabhängigkeit für die Probekörper mit weichem Elastomer in verschiedenen Dicken, da die Breite der Verlustfaktorpeaks vergleichbar ist. Nur die Absolutwerte sind von der Dicke bzw. dem Laminataufbau abhängig. Bei der Elastomerdicke von 0,05 mm ist der Peak jedoch so gering, dass er von der horizontalen Kurve außerhalb des Glasübergangsbereichs kaum zu unterscheiden ist.

Bei einer Referenztemperatur von  $80^\circ\text{C}$  zeigt der Glasübergang des CFK für Frequenzen unter  $10^{-2}$  Hz größeren Einfluss, was in Abb. 6.37 d) am Anstieg des Verlustfaktors für niedrigere Frequenzen zu erkennen ist. In diesem Frequenz- und Temperaturbereich tragen sowohl das CFK als auch das Elastomer signifikant zur Dämpfung bei. Die Dominanz eines Relaxationsmechanismus kann insbesondere bei Laminataufbauten mit dem weichen Elastomer nicht mehr angenommen werden. Dies beeinflusst die Anwendbarkeit der TZA durch rein horizontale Verschiebungen [61, 250]. Es gibt jedoch in der Literatur bislang keine Modelle, die das thermorheologische Verhalten von makroskopisch hybriden Materialien beschreiben. Dies könnte eine Erklärung dafür sein, dass die Verlustfaktorpeaks des CFK in den Masterkurven bei Raumtemperatur

bei unterschiedlichen Frequenzen erreicht werden. Für kleine Frequenzbereiche ist nach Caruthers und Cohen [62] zwar davon auszugehen, dass eine Anwendung der TZA das Verhalten hinreichend gut abbilden kann. Für breitere Frequenzbereiche sollte jedoch eine experimentelle Validierung der Masterkurven erfolgen.

## 7.5.2 Modale Dämpfung

Die Diskussion der modalen Dämpfung erfolgt in Anlehnung an die Erkenntnisse aus [225, 233, 236]\*. Im Gegensatz zur subresonanten Dämpfung ändert sich bei der modalen Dämpfung auch die Schwingmode je nach Frequenz. Somit kommt es für CLD-Anwendungen neben dem viskoelastischen Materialverhalten zu einer zusätzlichen moden- bzw. wellenlängenspezifischen Dämpfung. Das Verhalten in Modalanalysen entspricht eher dem einer realen technischen Anwendung, da Bauteile üblicherweise eine breitbandige Anregung erfahren. Auch die untersuchten hybriden Laminare zeigen eine starke Abhängigkeit des Dämpfungsverhaltens von der Wellenlänge. Die Überlagerung von viskoelastischen Effekten soll nachfolgend ebenfalls berücksichtigt werden, um das Dämpfungsverhalten diskutieren zu können.

Neben den experimentellen Modalanalysen wurde auch ein analytisches Modell nach Ross et al. [3] und Nashif et al. [8] angewendet. Das Modell scheint zwar einen validen Ansatz für die Modellierung des Vibrations- und Dämpfungsverhaltens darzustellen, es werden jedoch auch einige Vereinfachungen getroffen, die die Aussagekraft des Modells einschränken. So gelten die ursprünglichen Gleichungen für sinusförmige Verformungen infolge der Wellenausbreitung in den Laminaten [8]. Bei einseitiger Einspannung liegt jedoch keine konstante Wellenlänge in den Balken vor. Daher werden die Vorfaktoren nach Rao [143] angewendet, um eine effektive mittlere Wellenlänge zu bestimmen. Die Scherung in den Dämpfungsschichten wird im Modell als konstant

angenommen [3]. Die Untersuchungen des Scherverhaltens der Einzelschichten in Abb. 6.15 haben jedoch gezeigt, dass vor allem für die C-El<sub>5</sub>-A-El<sub>5</sub>-C und C-El<sub>65</sub>-A-El<sub>65</sub>-C-Laminataufbauten ein Trend mit leicht höheren Scheitungen zur Mittelschicht hin zu erkennen ist. Für sehr dicke Elastomerschichten im Vergleich zu den Rand- und Mittelschichten ist ebenfalls davon auszugehen, dass das RKU-Modell das Dämpfungsverhalten nicht mehr korrekt abbilden kann. Die untersuchten Schichtdicken der Laminata liegen jedoch in einem Bereich, bei dem der Verlustfaktor des RKU-Modells nach Cortes [169] bis zu einem Fehler von ca. 15 % im Vergleich zu einer numerischen Simulation führen kann. Ebenfalls wird zwischen den einzelnen Schichten eine ideale Anhaftung angenommen, die zum Beispiel durch Poren oder Delaminationen vom Idealfall abweichen kann [204]. Zwar konnten in den Schlißbildern keine Fehlstellen erkannt werden, es wurden jedoch nicht alle Probekörper mittels Computer-Tomographie auf mögliche Poren oder Delaminationen überprüft. Für hohe Frequenzen, bei denen die Wellenlänge im Bereich der Probendicke ist, wird erwartet, dass sich auch sog. Lambwellen, die eine Schwingung in Dickenrichtung darstellen, auftreten können. Dies führt zu einem veränderten Steifigkeits- und Dämpfungsverhalten, das vom RKU-Modell nicht abgebildet werden kann [179, 215]. Ebenso werden im vorgeschlagenen Modellierungsansatz dieser Arbeit die CFK-Schichten als isotrop angenommen. Damit wird für Biegung und Zug der gleiche E-Modul angenommen, wenngleich die Realität ein anderes Bild zeigt. Somit lässt sich das unterschiedliche Verhalten in 0°- und 90°-Richtung nicht mit dem vorgeschlagenen Modell abbilden. Trotz der Einschränkungen zeigen die analytisch bestimmten Eigenfrequenzen und Verlustfaktoren in den meisten Fällen sehr gute Übereinstimmung mit den experimentell ermittelten Werten.

Die Anwendung des MDOF-Ansatzes [18] ist zwingend notwendig, um die Verlustfaktoren der stark gedämpften Laminata mit 0,5 mm oder 0,65 mm dicker, weicher Elastomerschicht bei hohen Frequenzen korrekt zu charakterisieren. Dies beschränkt sich nicht nur auf die Modalanalysen an den Platten und 3D-Bauteilen, sondern ist auch bei den Biegeschwingversuchen notwendig.

Zwar sind hier die Unterschiede in den Verlustfaktoren der 3dB-Methode und dem MDOF-Ansatz bis zur sechsten Biegemode gering, der charakteristische degressive Verlauf der Verlustfaktoren konnte aber nur mit dem MDOF-Ansatz nachgewiesen werden [225, 233]\*.

Der leicht überschätzte Verlustfaktor des RKU-Modells für die Lamine mit dicken, weichen Elastomerschichten in den Ergebnissen der Biegeschwingversuche aus Abb. 6.41 kann aus einem unterschätzten Speichermodul des Elastomers resultieren. Da die DMA-Messungen in einem Dehnungsbereich von 0,3 % bis 1 % durchgeführt wurden, und dieser höher ist als die zu erwartende Scherung in den Elastomerschichten bei der Modalanalyse, kann das hyperelastische Materialverhalten der Elastomere für eine Unterschätzung des Moduls bei kleinen Dehnungsbereichen verantwortlich sein.

### 7.5.2.1 Einfluss von Laminataufbau und Faserorientierung

Die Faserorientierung und Viskoelastizität der CFK-Schichten zeigt einen starken Einfluss auf das Schwingungs- und Dämpfungsverhalten. Im Idealfall weisen die Rand- und Mittelschichten einen hohen Modul und einen hohen Verlustfaktor auf. Dies ist jedoch kaum realisierbar, und beschreibt die generelle Problematik der geringen Dämpfung von Leichtbaumaterialien [4, 21]. Die Abhängigkeit des Verlustfaktors von der Faserorientierung der UD-Schicht ist im Kenntnisstand aufgezeigt (Siehe Abb. 2.12). Es ist davon auszugehen, dass die Richtungsabhängigkeit dem Verhalten für ein orthotropes CFK-Laminat nach Adam und Bacon [42] folgt. Das Dämpfungsverhalten unter Biegung der dort untersuchten  $[(0^\circ/90^\circ)_s]_3$  Laminataufbauten ist auch in Abb. 2.12 c) abgebildet. Im Gegensatz dazu wiesen die CFK-Randschichten der vorliegenden Arbeit einen  $[0^\circ/90^\circ]_s$ -Laminataufbauten auf. Damit wird bei diesen Schichten ein noch stärkerer Unterschied zwischen der  $0^\circ$ - und der  $90^\circ$ -Orientierung erwartet als in Abb. 2.12 c) dargestellt.

Der Einfluss der Faserorientierung auf das modale Dämpfungsverhalten kann vor allem anhand der Biegeschwingversuche diskutiert werden, da hier Biegemoden mit einer definierten Ausrichtung der Fasern in den Randschichten angeregt werden können. Die Angabe der Orientierung bezieht sich auf die äußerste Faserlage.

Die Auswirkung der CFK-Dämpfung kann vor allem bei Laminataufbauten mit harten Elastomerlagen aufgrund deren geringer Gesamtdämpfung beobachtet werden. Noch dazu ist der Einfluss größer wenn die CFK-Schichten weiter von der neutralen Faser entfernt sind, da somit unter Biegung eine stärkere Zug-Druck-Beanspruchung auf die Randschichten wirkt. Durch die geringere Steifigkeit des weichen Elastomers ist ebenfalls davon auszugehen, dass bei gleicher Durchbiegung eine geringere Randfaserdehnung in den Randschichten der Laminata mit weichen Elastomerlagen im Vergleich zu Laminaten mit harten Elastomerlagen auftreten. Daher zeigt sich vor allem bei den in Abb. 6.45 dargestellten C-El<sub>3</sub><sup>h</sup>-A-El<sub>3</sub><sup>h</sup>-C-Laminaten eine erhöhte Dämpfung der 45°-Orientierung. In diesem Fall sind die höheren Verlustfaktoren der 45°-Orientierung bei niedrigeren Eigenfrequenzen auf den höheren Verlustfaktor der ±45°-CFK-Randschichten zurückzuführen. Obwohl die Steifigkeit der Randschicht im Vergleich zur 0°-Orientierung des gleichen Laminataufbaus reduziert ist, sind die Verlustfaktoren bei dieser Konfiguration höher. Damit folgt das Verhalten dieses Laminats eher einem FLD- als einem CLD-Mechanismus. Damit ist zu erkennen, dass eine steifere Randschicht nicht immer zu höheren Verlustfaktoren führt. Der schnellere Anstieg des Verlustfaktors der 0°-Orientierung in Abb. 6.45 b) zeigt jedoch, dass ab einer bestimmten Wellenlänge eine höhere Randschichtsteifigkeit trotz des geringeren Verlustfaktors der Randschicht zu einem höheren Laminatverlustfaktor führen kann [8]. Bei dem in Abb. 6.44 dargestellten C-El<sub>3</sub><sup>w</sup>-A-El<sub>3</sub><sup>w</sup>-C-Laminataufbau mit weichem Elastomer ist der Einfluss der CFK-Dämpfung aufgrund des höheren Verlustfaktors des weichen Elastomers weniger stark ausgeprägt. Darüber hinaus ermöglicht der geringe Schubmodul des weichen Elastomers eine stärkere Scherung



auch bei geringerer Randschichtsteifigkeit in  $45^\circ$ -Richtung. Der beschriebene Trend folgt den Annahmen von Liao et al. [131], dass der Verlustfaktor von FVK-Randschichten in  $\pm 45^\circ$ -Faserorientierung den Gesamtverlustfaktor eines CLD-Laminats erhöhen kann. Dies kann bei den Laminataufbauten dieser Arbeit jedoch nur für Konfigurationen mit hartem Elastomer nachgewiesen werden. Die von Liao et al. [131] untersuchten Laminataufbauten wiesen jedoch deutlich dünnere und weniger steife Elastomerschichten auf. Diese sind vergleichbar mit dem C-El<sub>05</sub>-A-El<sub>05</sub>-C-Laminataufbau dieser Arbeit. Damit ist davon auszugehen, dass der Einfluss der Faserorientierung auch für dieses Laminat signifikant sein könnte, was jedoch nicht experimentell untersucht wurde. Das analytisch bestimmte Dämpfungsverhalten dieses Laminataufbaus ist in Abb. 7.5 für die  $0^\circ$ -Orientierung und  $45^\circ$ -Orientierung der ersten zwölf Biegemoden eines einseitig eingespannten Balkens mit 210 mm freier Länge aufgetragen. Es zeigt sich, dass die  $45^\circ$ -Orientierung bis zu einer Frequenz von rund 2,5 kHz einen höheren Verlustfaktor aufweist, darüber führt jedoch die höhere Randschichtsteifigkeit der  $0^\circ$ -Orientierung zu einem höheren Verlustfaktor bei gleichzeitig höherer Biegesteifigkeit des Laminats. In den Untersuchungen von Liao et al. [131] zeigt sich ein ähnliches Bild, wobei hier nicht ausreichend hohe Frequenzen geprüft wurden um den Kreuzungspunkt der beiden Kurven abbilden zu können. Bei dickeren Elastomerlagen verschiebt sich dieser Kreuzungspunkt zu niedrigeren Frequenzen (siehe Abb. 6.44 a)). Damit zeigt die steifere Variante in  $0^\circ$ -Richtung bereits bei niedrigeren Frequenzen einen höheren Verlustfaktor als die  $45^\circ$ -Richtung.

Neben dem Dämpfungsverhalten unter Biegung ist zu erwarten, dass die  $45^\circ$ -Orientierung zu einem erhöhten Verlustfaktor unter longitudinalen Schwingungen führt, wobei auch hier ein geringerer Modul als bei der  $0^\circ$ - oder  $90^\circ$ -Orientierung zu erwarten ist [251]. Generell ist davon auszugehen, dass eine Faserorientierung entlang der Belastungsrichtung stets zu einer Erhöhung des Moduls führt, der Einfluss auf den Verlustfaktor hängt jedoch von der Wellenlänge und der gewählten Schichtdickenverteilung ab [171, 176, 251].

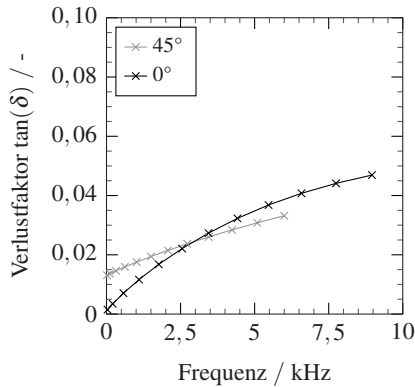


Abbildung 7.5: Analytische Modellierung der modalen Dämpfung über den ersten zwölf Eigenfrequenzen im Biegeschwingversuch für den C-El<sub>05</sub>-A-El<sub>05</sub>-C-Laminataufbau mit 210 mm freier Länge. Einfluss der Faserorientierung in den CFK-Randschichten von 0°: [0°/90°]<sub>s</sub> und 45°: [45°/-45°]<sub>s</sub>.

Für die Laminataufbauten mit Aluminiumrandschichten und CFK-Mittelschichten zeigt die Faserorientierung der Mittelschicht weitaus weniger Einfluss als für die Laminataufbauten mit CFK-Randschichten (Siehe Abb. 6.46). Da hier die Steifigkeit der äußeren Randschichten nicht variiert wird, sind auch die Speichermoduln der beiden Faserorientierungen vergleichbar wie in Abb. 6.46 b) und c) zu sehen ist.

Der Vergleich der Laminataufbauten mit gleicher Elastomerschichtdicke und -typ, aber mit unterschiedlicher Anordnung der Rand- und Mittelschichten (Abb. 6.41 und Abb. 6.43), zeigt, wie auch bei den 3PB-DMA, eine geringere Dämpfung der Lamine mit Aluminiumrandschichten bei jeweils gleicher Wellenlänge.

Somit ergibt sich, dass nur bei Laminaten mit geringer Gesamtdämpfung und wenn die FVK-Lagen als Randschichten eingesetzt werden, die Faserorientierung einen signifikanten Einfluss zeigt, um die Verlustfaktoren bei niedrigen Frequenzen bzw. großen Wellenlängen über die Verlustfaktoren der 0°-Orientierung zu heben. Bei den Laminataufbauten mit dicken, weichen Elastomerschichten hat der verringerte Modul der CFK-Randschicht einen stärkeren negativen Einfluss als sich der erhöhte Verlustfaktor positiv auswirken kann. Bei längeren Probekörpern und damit noch größeren Wellenlängen ist jedoch auch für das weiche Elastomer in 0,5 mm oder 0,65 mm Dicke ein höherer Verlustfaktor in 45°-Orientierung zu erwarten. Dies ergibt sich aus dem Effekt der gekoppelten Biegung [145]. Demnach ist das CLD bei langen Wellenlängen nicht besonders effektiv, da der Verlustfaktor hauptsächlich aus der Dehnung und Kompression der Mittel- und Randschicht resultiert. Gerade hier kann somit die Dämpfung verbessert werden, wenn diese Schichten einen erhöhten Verlustfaktor aufweisen.

Durch den CLD-Mechanismus ist auch ein charakteristischer, maximaler Verlustfaktor für eine bestimmte Frequenz oder Wellenlänge zu erwarten (vgl. Abb. 2.14). Dies ist auch an den Modalanalysen der einseitigen Einspannung zu sehen, obwohl für einige Laminataufbauten der maximale Verlustfaktor erst für höhere Frequenzen erreicht wird, als in den experimentellen Untersuchungen charakterisiert. Die Verschiebung des maximalen Verlustfaktors für eine bestimmte Faserorientierung, Elastomerdicke oder Elastomermodul korreliert auch mit dem Dämpfungsverhalten aus vergleichbaren Studien [8, 157, 188]. Die dickere Elastomerschicht führt zu einem höheren maximalen Verlustfaktor, der bereits bei niedrigeren Frequenzen erreicht wird. Der höhere Schubmodul des harten Elastomers im Vergleich zum weichen Elastomer verschiebt den maximalen Verlustfaktor zu höheren Frequenzen bzw. geringeren Wellenlängen. Zusätzlich wird bei der Wellenlänge der optimalen Dämpfung (maximaler Verlustfaktor) für das Laminat mit hartem Elastomer im Vergleich zum weichen Elastomer ein geringerer Gesamtverlustfaktor erwartet.

### 7.5.2.2 Einfluss der Temperatur

Die Temperaturabhängigkeit des modalen Dämpfungsverhaltens zeigt sich deutlich in den temperaturabhängigen Amplitudengängen in Abb. 6.47 und Abb. 6.48. Die höheren Verlustfaktoren des weichen Elastomers im Glasübergangsbereich korrelieren mit den breiteren Eigenfrequenzpeaks im Temperaturbereich zwischen  $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$  und  $-10\text{ }^{\circ}\text{C}$ . Im Vergleich zu den 3PB-DMA bei 1 Hz an den hybriden FMEL ist der Verlustfaktorpeak aufgrund des Elastomerglasübergangs in der Modalanalyse von  $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$  auf rund  $-18\text{ }^{\circ}\text{C}$  verschoben. Dies ist das Resultat der TZA des Elastomers [30]. Die höhere Frequenz der Modalanalyse verschiebt den Glasübergang zu höheren Frequenzen. Der Vergleich der Verlustfaktoren der Modalanalysen mit dem Frequenznomogramm aus Abb. 6.27, ergibt für das weiche Elastomer bei einer Frequenz von  $10^3$  Hz den Verlustfaktorpeak bei von rund  $-20\text{ }^{\circ}\text{C}$  bis  $-30\text{ }^{\circ}\text{C}$ . Damit zeigt die Masterkurve des reinen Elastomers eine leicht geringere Frequenzabhängigkeit als es in den Modalanalysen gemessen werden konnte. Ein ähnliches Verhalten wurde auch von Öborn et al. [189] festgestellt, die Messungen mittels DMA am reinen Dämpfungsmaterial mit der Prüfung in Modalanalysen eines CLD-Laminats verglichen. Es ergaben sich im Experiment rund 10 K höhere Werte des Verlustfaktorpeaks als es mit Hilfe des RKU-Modells unter Anwendung von viskoelastischen Masterkurven modelliert wurde. Dies kann auf eine notwendige vertikale Verschiebung bei der Masterkurvenerstellung hindeuten, was zu einer weniger starken Frequenzabhängigkeit führen kann [75]. Ebenso kann eine ungleiche Temperaturverteilung durch die massive metallische Klemmung dazu führen, dass Teile der Probe erst bei höheren Temperaturen erweichen. Zwar wurde bei den Modalanalysen eine deutlich längere Temperaturlausgleichszeit von 15 min im Vergleich zu 2 min bei den DMA gewählt, eine Temperaturmessung in der Klemmung der Probekörper wurde jedoch nicht durchgeführt. Jones [17] schlägt zwar eine Temperaturlausgleichszeit von mindestens 30 min vor, macht aber keine Angabe über das Temperaturinkrement.

Aufgrund der feinen Temperaturabstufung von  $\Delta T \leq 5^\circ\text{C}$  wurde die Temperaturengleichzeit auf 15 min festgelegt. Die Heizleistung der verwendeten Temperierkammer beträgt nach Herstellerangaben 3 K/min, wodurch die neue Temperaturstufe in unter 2 min erreicht wird. Dies wurde auch durch das zusätzlich verwendete Thermoelement in der Nähe der Probe verifiziert. Nach ASTM E756-05 [159] ist die Temperaturengleichzeit erreicht, wenn die Probenoberfläche  $\pm 0,6\text{ K}$  der Solltemperatur erreicht hat. Es ist davon auszugehen, dass dies innerhalb der restlichen 13 min erreicht wurde.

Weiterhin zeigt sich auch bei unterschiedlichen Umgebungstemperaturen ein deutlicher Einfluss der Faserorientierung in Abb. 6.50. Hier ist der positive Hybridisierungseffekt des CLD-Mechanismus (erhöhte Steifigkeit und erhöhter Verlustfaktor) deutlich zu erkennen, da sowohl Speichermodul als auch Verlustfaktor über große Teil des Temperaturbereichs bei der  $0^\circ$ -Orientierung höher als bei der  $45^\circ$ -Orientierung sind. Dieser Effekt ist beim Glasübergang des Elastomers noch ausgeprägter. Da der Modul und der Verlustfaktor des Elastomers in diesem Temperaturbereich ansteigen, führt eine höhere Steifigkeit der Randschicht in  $0^\circ$ -Richtung zu höheren Verlustfaktoren. Unterhalb des Glasübergangs nimmt der Verlustfaktor des weichen Elastomers ebenfalls deutlich ab, so dass der erhöhte CFK-Verlustfaktor der  $45^\circ$ -Orientierung im Vergleich zur  $0^\circ$ -Orientierung in diesem Temperaturbereich wiederum zu einer höheren Gesamtdämpfung führt. Der langsame Anstieg des Verlustfaktors oberhalb des Glasübergangsbereichs korreliert mit dem Verhalten des Elastomers aus den DMA siehe Abb. 6.25.

### 7.5.2.3 Einfluss der Probekörpergeometrie und der Randbedingung

Die Verwendung unterschiedlicher Probekörpergeometrien und Randbedingungen in den Modalanalysen zeigt, dass die modalen Verlustfaktoren viel mehr vom Laminataufbau als von den Randbedingungen und Probekörpergeometrien abhängig sind. Dafür ist in Abb. 7.6 das modale Dämpfungsverhalten des C-A-C und des C-El<sub>3</sub><sup>h</sup>-A-El<sub>3</sub><sup>h</sup>-C-Laminataufbaus

in verschiedenen Randbedingungen und Probekörpergeometrien aufgetragen (3D-Bauteil, Platte, Balken). Dazu sind lineare Fits der Modalanalysen an Platten und 3D-Bauteilen dargestellt. Für die einseitig eingespannten Balken ist ein linearer Fit der experimentellen Modalanalysen des C-A-C-Laminataufbaus aufgetragen. Für den C-El<sub>3</sub>-A-El<sub>3</sub>-C-Laminataufbau in der Balkengeometrie sind zusätzlich die Ergebnisse des RKU-Modells dargestellt. Es zeigt sich, dass, unabhängig von der Geometrie und Randbedingung, das Verhalten bei gleichem Laminataufbau einem vergleichbaren Dämpfungsverhalten folgt. Auch die Modalanalyse der frei gelagerten Probekörper mit C-El<sub>65</sub>-A-El<sub>65</sub>-C-Laminataufbau aus Abb. 6.51 folgt dem Verhalten des gleichen Laminataufbaus in anderen Randbedingungen (Balken und Platte). Obwohl nach dem analytischen Modell die Breite der CLD-Lamine keinen

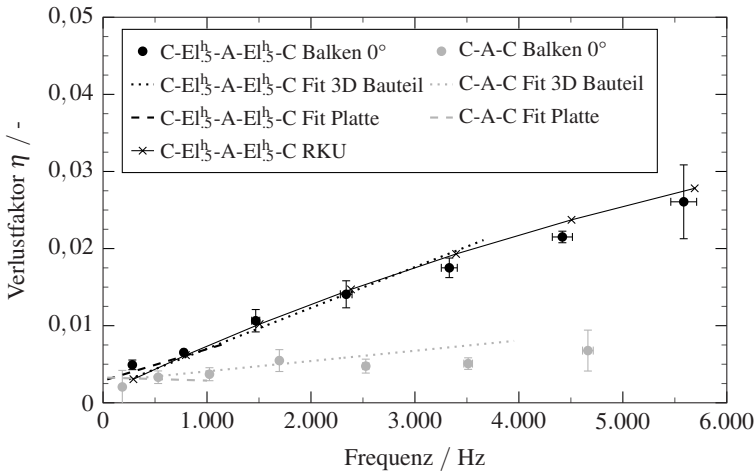


Abbildung 7.6: Vergleich der modalen Verlustfaktoren aus verschiedenen Probekörpergeometrien und Randbedingungen. ⋯, ⋯: linearer Fit für frei aufgehängte 3D-Bauteile aus Abb. 6.58; - -, - -: linearer Fit für frei aufgehängten Platten aus Abb. 6.52; ×: RKU-Modell des einseitig eingespannten Balkens aus Abb. 6.45; ●: Einseitig eingespannter Balken mit 0°-Orientierung aus Abb. 6.45; ●: Einseitig eingespannter Balken mit 0°-Orientierung aus Abb. 6.40. Nach [225]\*

Einfluss auf Dämpfungsverhalten hat, ergeben sich in der experimentellen Modalanalyse an den auf Schaum gelagerten Probekörpern für die 15 mm breiten Probekörper im Mittel höhere Verlustfaktoren als für die 30 mm breiten. Dabei sollte erwähnt werden, dass die Modalanalyse an kleinen und leichten Probekörpern mit freien Randbedingungen durch eine starke Beeinflussung durch die Lagerung generell schwierig ist [252]. Nach Ewins [253] sollten die Starrkörpermoden (Eigenfrequenzen der Lagerung) maximal 10 % bis 20 % der ersten Biegemode betragen, um eine zu starke Beeinflussung durch die Lagerung zu vermeiden. Es ist davon auszugehen, dass dies für die Probekörper mit der ersten Biegemode bei rund 900 Hz der Fall ist. Gleichwohl ist vor allem die Dämpfung durch die Lagerung beeinflusst, während die Eigenfrequenzen meist weniger Abweichungen zeigen [254]. Somit ist davon auszugehen, dass die unterschiedlichen Verlustfaktoren der beiden Probekörperbreiten zum Teil durch Effekte der Lagerung hervorgerufen sein können.

Da der Laminataufbau die Biegesteifigkeit und damit die Wellenausbreitungsgeschwindigkeit beeinflusst, ist davon auszugehen, dass bei ebenen Geometrien mit gleichem Laminataufbau dieselbe Wellenausbreitungsgeschwindigkeit vorliegt. Damit liegt auch bei den unterschiedlichen geprüften Geometrien dieselbe Wellenlänge bei gleicher Frequenz vor. Daher sollte der Verlustfaktor bei gleicher Eigenfrequenz auch bei unterschiedlichen ebenen Geometrien vergleichbar sein. Die Unabhängigkeit des Dämpfungsverhaltens von CLD-Laminataufbauten von den Randbedingungen wurde auch analytisch durch DiTaranto [144] nachgewiesen. Dies gilt jedoch nur, wenn keine zusätzliche Dämpfung zum Beispiel aufgrund der Randbedingungen in das System eingebracht wird. Zusätzlich zeigt sich in der vorliegenden Arbeit auch die Unabhängigkeit von der Probekörpergeometrie, wenn die gleichen Laminataufbauten und Frequenzen aus verschiedenen Versuchsaufbauten verglichen werden. Dies ergibt sich auch aus dem RKU-Modell, da hier der Verlustfaktor nur von der Wellenlänge abhängt. Obwohl die Verlustfaktoren der Platten und

3D-Bauteile im Vergleich zum Balken eine höhere Streuung aufweisen, zeigen die Fitkurven eine gute Übereinstimmung mit den Ergebnissen der Modalanalysen an den einseitig eingespannten Balken in  $0^\circ$ -Orientierung. Die höhere Streuung der Verlustfaktoren lässt sich durch die Vernachlässigung der Faserorientierung erklären, da bei den Platten und 3D-Bauteilen alle Verlustfaktoren, egal bei welcher Modenform sie schwingen, in Abb. 6.52 und Abb. 6.58 eingezeichnet sind.

Dieselbe Schlussfolgerung, dass das Dämpfungsverhalten nur durch die Wellenlänge beeinflusst ist, lässt sich auch für die 3D-Bauteile anwenden. Obwohl die Gesamtbiegesteifigkeit der Geometrie durch die 3D-Form erhöht wird, folgen die Verlustfaktoren auch hier dem Verhalten des RKU-Modells für ebene Lamine. Die Betrachtung der Schwingformen der 3D-Bauteile zeigt, dass meist die ebenen Bereiche (Rand und Mitte) der Probekörper schwingen, während in den gekrümmten Bereichen kaum Vibrationen nachweisbar sind. Zwar breiten sich auch hier Wellen aus, allerdings kommt es durch die geometrische Versteifung dieser Bereich zu einer geringeren Amplitudenüberhöhung unter Resonanz. Das 2D-Vibrometer kann zwar nur die Bewegung aus der Bildebene heraus erfassen, die für die gekrümmten Bereiche nicht der Hauptbewegungsrichtung für transversale Biegeschwingungen entspricht. Es ist jedoch davon auszugehen, dass die Auflösung des LDV hoch genug ist, um nur mit den orthogonal zur Bildebene verlaufenden Anteilen des Geschwindigkeitsfeldes die Schwingmoden korrekt zu erfassen. Daher ist davon auszugehen, dass Vibrationsamplituden in den Resonanzfrequenzen hauptsächlich in den ebenen Bereichen des Bauteils auftreten. Diese folgen dem Dämpfungsverhalten des RKU-Modells. Nach He und Rao [154] ist ebenfalls davon auszugehen, dass einfach gekrümmte, abwickelbare Krümmungen bei CLD-Laminaten im Vergleich zur ebenen Referenzvariante kaum eine Veränderung im Vibrations- und Dämpfungsverhalten zur Folge haben. Die Übertragung auf mehrfach gekrümmte 3D-Strukturen muss jedoch noch analytisch nachgewiesen werden.



Durch die geometrische Versteifung kann damit vor allem die Vibrationsamplitude der niedrigen Frequenzen reduziert werden. Somit können die langwelligen Eigenfrequenzen eines Bauteils gezielt unterdrückt werden. Da diese beim CLD-Mechanismus durch die gekoppelte Biegung oftmals weniger effektiv gedämpft sind [138], kann dies ein wichtiges Designkriterium für ein vibrationsarmes Bauteilverhalten darstellen. Der Abgleich mit den einfacheren Geometrien in dieser Arbeit zeigt, dass die Verlustfaktoren dieser Strukturen dem Dämpfungsverhalten von ebenen Bauteilen folgen.

### 7.5.3 Wellenausbreitungsphänomene

Auch zwischen den Eigenfrequenzen eines Bauteils breiten sich Biegewellen bei einer harmonischen Anregung aus. Werden diese aufgrund der starken Dämpfung nicht am Rand der Struktur reflektiert, sodass sich keine Interferenz ergeben kann, können nur noch laufende Wellen gemessen werden. Aufgrund der frequenzabhängigen Dämpfung des CLD können nur bis zu einer bestimmten Grenzfrequenz Eigenfrequenzen bei einer 380 mm × 380 mm großen Platte des C-El<sub>65</sub><sup>W</sup>-A-El<sub>65</sub><sup>W</sup>-C-Laminataufbaus gemessen werden. Die hohe Dämpfung des untersuchten Laminataufbaus führt bereits in einem Frequenzbereich von 5 kHz zur Bildung von laufenden, nicht reflektierten Wellen. Dabei ist davon auszugehen, dass die Grenzfrequenz von der Plattengröße, dem Laminataufbau und der Anregung abhängt. Mit dem gleichen Laminataufbau wurden daher beim Biegeschwingversuch aufgrund der kleineren Probekörpergeometrie Eigenfrequenzen bis 5600 Hz bestimmt, siehe Abb. 6.41.

Vergleichbare Wellenmuster wie im Messbereich um die Anregung der Platte in Abb. 6.55 wurden numerisch von Manconi et al. [210] für eine FVK-Platte mit viskoelastischem Kern bestimmt. Die Dämpfung der laufenden Wellen in der vorliegenden Studie hängt aufgrund des orthotropen CFK-Lagenaufbaus ebenfalls von der Faserorientierung ab. Der CLD-Mechanismus führt aufgrund

unterschiedlicher Randschichtsteifigkeiten und Verlustfaktoren in unterschiedlichen Orientierungen zu ungleicher Dämpfung. Die kürzere Wellenlänge in 90°-Richtung im Vergleich zur 0°-Richtung lässt sich durch den niedrigeren Biege-E-Modul des orthotropen  $[0^\circ/90^\circ]_s$ -Lagenaufbaus erklären.

Zur Beschreibung der Dämpfung in 0°-, 90°- und 45°-Richtung wird mit Hilfe des RKU-Modells ein 380 mm langer frei-frei gelagerter Balken modelliert. Abb. 7.7 zeigt die Verlustfaktoren über der Halbwellenlänge für diese Konfiguration. Die vier längsten Halbwellenlängen in 0°- und 90°-Richtung entsprechen auch den Biegewellen der Modalanalyse an den frei aufgehängten Platten in Abb. 6.53. Das Dämpfungsverhalten folgt dem schematischen Verlauf des CLD-Mechanismus aus Abb. 2.14. Aufgrund des höheren Verlustfaktors der CFK-Randschichten ergibt sich für die 45°-Orientierung bei großen Wellenlängen ein höherer Verlustfaktor als bei der 0°-Orientierung. Unter einer Halbwellenlänge von etwa 20 mm ergibt sich für die 45°-Orientierung ebenfalls ein höherer Verlustfaktor als in 0°- oder 90°-Richtung. Dieses Verhalten

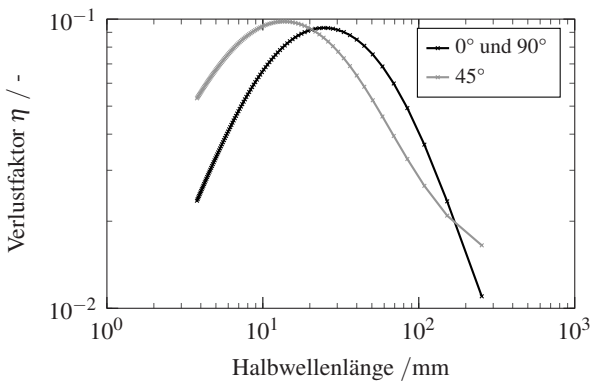


Abbildung 7.7: Analytisch berechnete modale Dämpfung über der Halbwellenlänge für einen frei-frei gelagerten Balken mit 380 mm Länge in 45°-Orientierung und 0°- bzw. 90°-Orientierung.

von laufenden Wellen wurde auch in der Literatur für bestimmte Laminataufbauten mit FVK-Randschichten nachgewiesen [210]. Auch im experimentell bestimmten Dämpfungsverhalten der ausbreitenden Wellen konnte die Richtungsabhängigkeit nachgewiesen werden, wobei für eine Frequenz von 5 kHz eine Halbwellenlänge von 10,5 mm in 0°-Richtung und von 8,75 mm in 45°- und 90°-Richtung bestimmt wurde (Siehe Abb. 6.56). Nach Abb. 7.7 wäre damit bei einer kleineren Wellenlänge in 90°-Richtung als in 0°-Richtung ein geringerer Verlustfaktor zu erwarten. Zwar ist das Abklingverhalten der Wellen in 0°- und 90°-Richtung vergleichbar, durch die geringere Wellenlänge ergibt sich nach Formel 2.4 jedoch ein geringerer Verlustfaktor. Die Verlustfaktoren aus Tab. 6.5 (0°:  $\Delta_D = 0,284$ , 90°:  $\Delta_D = 0,239$ , 45°:  $\Delta_D = 0,428$ ) entsprechen damit dem zu erwartenden Verlauf. Die absoluten Werte liegen jedoch deutlich unter dem modalen Verlustfaktor des gleichen Laminataufbaus bei gleicher Wellenlänge im Biegeschwingversuch (Abb. 7.7 0°:  $\eta = 0,086$ ). Dies deutet darauf hin, dass die von Cremer [5] vorgeschlagene Formel zur Bestimmung des Verlustfaktors an abklingenden Wellen eines Balkens nicht direkt auf eine Plattegeometrie übertragen werden kann. Da die Wellenlänge bei dieser Frequenz deutlich über der Laminatdicke liegt, ist zwar noch nicht davon auszugehen, dass sich Lambwellen im Laminat ausbilden [179]. Eine Überlagerung von reflektierten Wellen kann das Dämpfungsverhalten jedoch beeinflussen. Um dies zu verhindern, wird in der Literatur zum Beispiel eine Lagerung des freien Endes in Sand, oder die Platzierung eines Schaums an den freien Enden der Platte vorgeschlagen [5, 180]. Bei einer Anregungsfrequenz von 5 kHz konnten zwar keine reflektierten Wellen in den Geschwindigkeitsfeldern in Abb. 6.55 erkannt werden, eine Beeinflussung durch reflektierte Wellen kann jedoch nicht vollkommen ausgeschlossen werden.

Die experimentelle Charakterisierung von Wellenausbreitung bei hybriden Materialien, die dem CLD-Prinzip folgen, ist in der Literatur noch wenig untersucht. Die dargestellte Wellenausbreitung kann jedoch einen Beitrag zum Verständnis des Energietransfers in solchen Laminaten liefern. Dabei ist zu erkennen, dass hochfrequente Bereiche eher von dem geringeren Modul und

der höheren Dämpfung der CFK-Randschicht profitieren, was zu einem höheren Verlustfaktor bei kurzen Wellenlängen führt. Bei Wellenlängen im Bereich der Laminatdicke ist jedoch von einem veränderten Vibrations- und Dämpfungsverhalten aufgrund von zusätzlichen Lambwellen zu rechnen [179, 215].

### 7.5.4 Optimierungsstrategie

Mit Hilfe des RKU-Modells können Parameterstudien zur Optimierung des Laminataufbaus durchgeführt werden. Das Dämpfungsverhalten des Gesamtsystems ist dabei durch die einzelnen Konstituenten beeinflusst. Wie in den experimentellen Modalanalysen gezeigt, ergibt sich ein komplexes Zusammenspiel aus dem Dämpfungsverhalten, den Steifigkeiten und Schichtdicken der einzelnen Materialien. Das Vibrations- und Dämpfungsverhalten eines einseitig eingespannten Balkens wurde dafür mit verschiedenen Dickenverhältnissen von Elastomerschicht zu Randschicht modelliert. In den 3D-Diagrammen des Verlustfaktors in Abb. 6.59 ist zu erkennen, dass sich abhängig von den Schichtdicken unterschiedliche Verlustfaktoren ergeben. Auch der Biege-E-Modul des Laminats ist durch den Laminataufbau beeinflusst. Um eine optimale Dickenverteilung für eine Vibrationsanwendung auswählen zu können, soll nachfolgend eine Materialauswahl nach dem in Abb. 2.3 dargestellten Schema nach Cebon und Ashby [21] erfolgen. Dafür ist in Abb. 7.8 für die erste bis zehnte Biegemode eines C-El<sub>B</sub><sup>W</sup>-A-El<sub>B</sub><sup>W</sup>-C 0°-Laminataufbaus der Werkstoffauswahlindex für eine minimale Vibrationsamplitude unter Resonanz mit Steifigkeitsrandbedingung aufgetragen. Dafür muss der Werkstoffauswahlindex  $M_d = \left[ \eta_n \left( \frac{E^{1/3}}{\rho} \right)^{\frac{k-1}{2}} \right]$  maximiert werden. Die Herleitung dieses Index und der zugehörigen Auswahlgeraden ist im Anhang A.1 aufgeführt. Nach Cebon und Ashby [21] ergibt sich für ein Anregungssignal mit konstanter Kraftamplitude (konstante Beschleunigung) ein Wert von  $k = 4$ , was zu einer Steigung der Auswahlgeraden von  $m = -1/3$  führt (siehe Abb. 2.3).

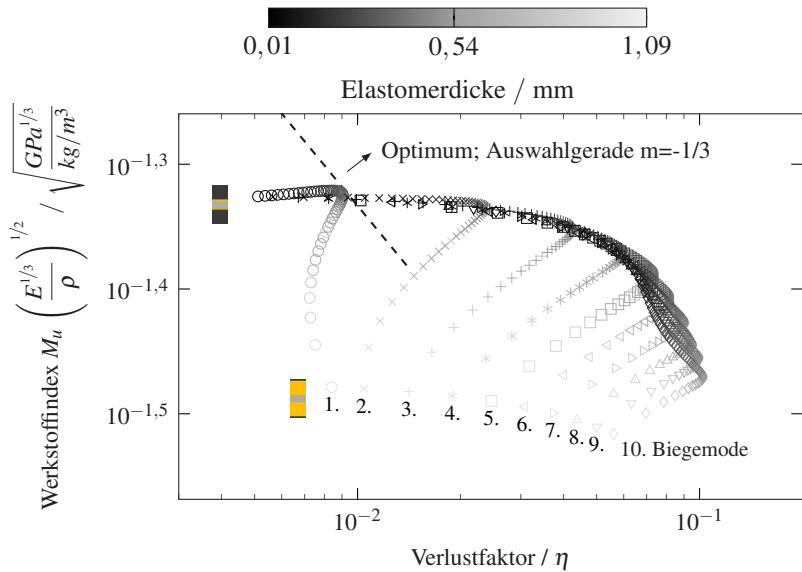


Abbildung 7.8: Parameterstudie der Elastomerdicken  $D$  von 0,01 mm bis 1,09 mm in 0,01 mm Schritten bei konstanter Gesamtlaminatdicke von 2,5 mm und konstanter Schichtdicke der mittleren Aluminiumlage von 0,3 mm.  $0^\circ$ -Orientierung mit weichen Elastomeren. Aufgetragen ist die erste bis zehnte Biegemode (1.-10.).

Die Gesamtdicke des Laminats und die Dicke der mittleren Aluminium Lage wurde konstant bei 2,5 mm bzw. 0,3 mm gehalten. Somit nimmt die Dicke der CFK-Schichten ab wenn die Dicke der Elastomerschichten zunimmt. Die CFK-Schicht wurde homogenisiert als  $[0^\circ/90^\circ]_s$ -Lagenaufbau modelliert. Für die einzelnen Moden ergeben sich sehr unterschiedliche maximale Optimierungsindizes von  $M_d = \eta M_u^3$ . Auch die optimale Elastomerdicke hängt von der Biegemode bzw. der Wellenlänge ab. Dazu ist in Abb. 7.9 die Dicke der Elastomerenlagen, bei der der Werkstoffauswahlindex maximal wird für die einzelnen Moden dargestellt. Bis zur achten Mode ist die optimale Einzelschichtdicke der Elastomerenlage bei rund 0,5 mm, ab der neunten ergibt sich ein Sprung zu deutlich geringeren Einzelschichtdicken von rund 0,1 mm. Dies ergibt sich durch

ein zweites Maximum in der Optimierungsfunktion, das ab der neunten Biegemode für den 210 mm Längen Balken zu einem höheren Optimum bei der geringeren Elastomerschichtdicke führt.

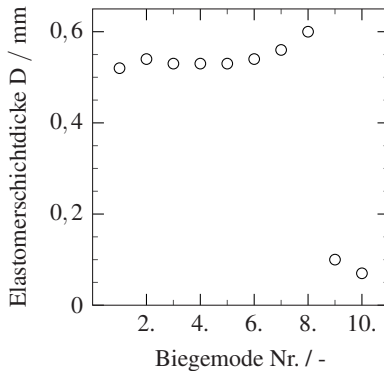


Abbildung 7.9: Optimale Schichtdicke der einzelnen Elastomerlagen in einem fünfschichtigen Aufbau für die erste bis zehnte Biegemode eines C-El $\beta$ -A-El $\beta$ -C 0°-Laminats mit einseitiger Einspannung. Aluminiummittelschicht: 0,3 mm Dicke.

Somit ergeben sich für die unterschiedlichen Moden unterschiedliche optimale Dickenverhältnisse. Ähnlich verhält es sich auch bei anderen Laminataufbauten, die jedoch nicht im Detail behandelt werden. Ein modenspezifisches Optimum der Dämpfungsschichtdicke mit maximalem Verlustfaktor konnte auch von Zhang und Chen [191] nachgewiesen werden, wenngleich hier nur die ersten drei Moden für ein Laminat mit gleichem Rand- und Mittelschichtmaterial untersucht wurden. Ebenso wurde hier nur der Verlustfaktor betrachtet und kein spezifischer Werkstoffauswahlindex optimiert. Da üblicherweise die niedrigeren Eigenfrequenzen deutlich höhere Amplituden aufweisen, sollte das Dämpfungsverhalten für die ersten Moden optimiert werden, wenn eine möglichst geringe Vibrationsamplitude im gesamten Frequenzbereich bei breitbandiger Anregung gefordert ist. Somit kann für ein C-El $\beta$ -A-El $\beta$ -C-Laminataufbau bei einer vorgegebenen Dicke von 2,5 mm eine minimale Vibrationsamplitude bei

einer Elastomerdicke von rund 0,5 mm pro Lage erreicht werden. Soll hingegen ein bestimmter Frequenz- oder Wellenlängenbereich optimiert werden, kann der Laminataufbau für diese ausgelegt werden.

Wie bereits erwähnt, ist das Optimum auch von den viskoelastischen Materialeigenschaften der einzelnen Konstituenten abhängig und es ergibt sich somit beispielsweise für eine abweichende Faserorientierung eine andere optimale Elastomerschichtdicke. Es kann jedoch die gleiche Methodik angewendet werden. Dabei müssen natürlich auch fertigungsspezifische Randbedingungen (mögliche Einzelschichtdicken) berücksichtigt werden, die jedoch bei dieser Optimierung nicht betrachtet werden.

## **7.6 Vergleichende und abschließende Diskussion der Ergebnisse**

Im Rahmen dieser Arbeit wurden verschiedene Dämpfungsmessungen auf Basis von DMA, Modalanalysen und Wellenausbreitung an verschiedenen Probekörpergeometrien durchgeführt. Die einzelnen Charakterisierungsmethoden können genutzt werden, um das Material in einem bestimmten Frequenz- und Temperaturbereich oder für eine bestimmte Geometrie zu charakterisieren. Wie in Formel 2.7 dargestellt, lassen sich die unterschiedlichen Dämpfungskennwerte bei geringer Dämpfung vergleichen und sie sollten äquivalent sein. Da bei den untersuchten FMEL-Aufbauten jedoch eine starke Abhängigkeit der Dämpfung von der Wellenlänge nachgewiesen werden konnte, können die Ergebnisse der verschiedenen Versuche nur unter bestimmten Voraussetzungen miteinander verglichen werden. Dazu sollte sowohl die Frequenz der Belastung als auch die Wellenlänge vergleichbar sein. Da die Deformation der Probekörper bei 3PB nicht exakt mit der einer harmonischen Welle übereinstimmt, können auch die Verlustfaktoren zwischen DMA und Modalanalyse zu unterschiedlichen Ergebnissen führen.

Eine Abschätzung der Wellenlänge unter 3PB kann mit Hilfe der in Abb. 6.19 dargestellten Biegelinien erfolgen. Wird die Halbwellenlänge als Abstand zwischen den zwei Wendepunkten der Biegelinie angenommen, so ergibt sich für den C-El<sub>0,65</sub><sup>w</sup>-A-El<sub>0,65</sub><sup>w</sup>-C-Laminataufbau eine Wellenlänge von rund 50 mm. In der 3PB-DMA ergab sich bei 1 Hz und 20 °C ein Verlustfaktor von  $\tan \delta = 0,078$  (Siehe Abb. 6.35). Bei einer Frequenz von 1700 Hz ergibt sich laut der Masterkurve ein Verlustfaktor von  $\tan(\delta) = 0,059$ . Laut dem RKU-Modell ergibt sich bei gleicher Halbwellenlänge eine Eigenfrequenz von rund 1700 Hz und ein Verlustfaktor von  $\eta = 0,076$  für die 0°-Orientierung (Siehe Abb. 7.7). Für die Biegebalken mit einseitiger Einspannung ergibt sich bei der verwendeten freien Länge von 210 mm eine Halbwellenlänge von 47 mm für die fünfte Biegemode. Dabei wurde in der experimentellen Modalanalyse eine modale Dämpfung von  $\eta = 0,069 \pm 0,007$  gemessen. In den Modalanalysen an den frei gelagerten Probekörpern ergibt sich für die zweite Biegemode ebenfalls eine Halbwellenlänge von 50 mm und es wurde ein mittlerer Verlustfaktor von  $\eta = 0,060 \pm 0,010$  ermittelt (Siehe Abb. 6.51).

Es zeigt sich, dass die Verlustfaktoren der experimentellen Modalanalysen auch mit denen der 3PB-DMA vergleichbar sind, wenn Frequenz und Wellenlänge in beiden Versuchstypen vergleichbar ist. Es ergeben sich zwar Unterschiede von bis zu 28 % in den Verlustfaktoren zwischen 3PB-DMA und dem RKU Modell, dies kann jedoch auch durch die nicht harmonische Verformung unter 3PB resultieren. Ebenso können sich bei hohen Verlustfaktoren Abweichungen zwischen den einzelnen Dämpfungskenngrößen ergeben. Das Dämpfungsverhalten der abklingenden, laufenden Wellen stimmt nur qualitativ mit dem zu erwartenden Verhalten aus dem analytischen Modell überein.

Mit Hilfe des RKU-Modells und den experimentellen Untersuchungen konnte die Beeinflussbarkeit des Dämpfungsverhaltens durch verschiedene Faktoren



nachgewiesen werden. Das im Kenntnisstand in Abb. 2.14 schematisch dargestellte Dämpfungsverhalten kann durch die Zunahme bestimmter Laminat-eigenschaften somit gezielt beeinflusst werden, was in Abb. 7.10 schematisch dargestellt ist. Dies bezieht sich nicht nur auf die modale Dämpfung unter Resonanz, sondern auch auf den subresonanten Verlustfaktor.

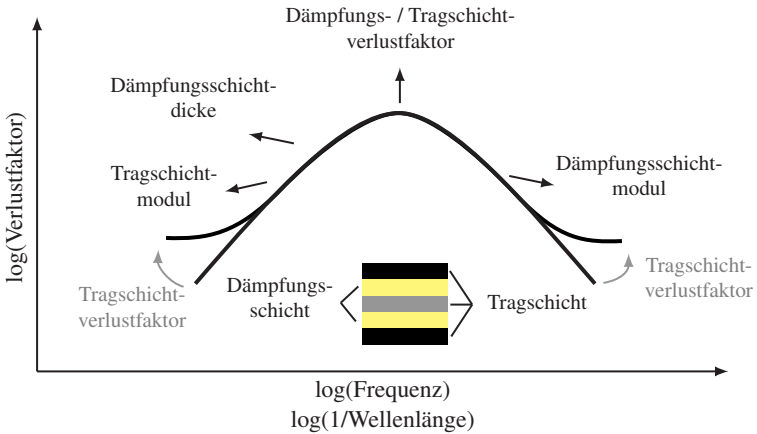


Abbildung 7.10: Schematisches Dämpfungsverhalten eines fünfschichtigen CLD-Laminats.

Beeinflussung des Dämpfungsverhaltens durch die Zunahme bestimmter Eigenschaften. Schwarze Pfeile deuten das Verschieben der gesamten Kurve an, graue Pfeile zeigen den lokalen Einfluss.

Die einzelnen Faktoren können nicht immer separat verändert werden, da sich zum Beispiel eine Erhöhung des Tragschichtmoduls (Mittel- oder Randschicht) meist auch in einer Erniedrigung des Verlustfaktors dieser Schicht äußert. Werden die Fasern des CFK zum Beispiel in Belastungsrichtung ausgerichtet, so erhöht sich die Deckschichtsteifigkeit. Damit lässt sich bei einer weichen Dämpfungsschicht der E-Modul des Gesamtlaminats erhöhen, gleichzeitig wird auch die Dämpfung der niedrigen Frequenzen erhöht. Trägt die Dämpfungsschicht jedoch einen geringeren Anteil am Gesamtdämpfungsverhalten, wie es beim harten Elastomer oder einer deutlich dünneren Dämpfungsschicht des weichen Elastomers der Fall ist, kann eine Orientierung aller Fasern

in Belastungsrichtung zwar die Steifigkeit erhöhen, die geringere Dämpfung der  $0^\circ$ -Faserorientierung kann jedoch zu einem geringeren Verlustfaktor bei niedrigen Frequenzen führen. Auch hier wird jedoch bei höheren Frequenzen ein schnellerer Anstieg des Verlustfaktors aufgrund des höheren Tragschichtmoduls zu erwarten sein.

Eine Einordnung der untersuchten FMEL mit vergleichbaren Materialien wie metallischen Blechen oder Faserverbunden sowie den reinen Polymeren ist in Abb. 7.11 dargestellt. Dort ist der dichtetpezifische Biege-E-Modul über dem Verlustfaktor aufgetragen. Die untersuchten FMEL-Varianten der vorliegenden Arbeit (orange) ordnen sich bereits in einem Bereich ein, der mit vergleichbaren Materialien kaum erreicht werden kann. Das Gebiet umfasst die

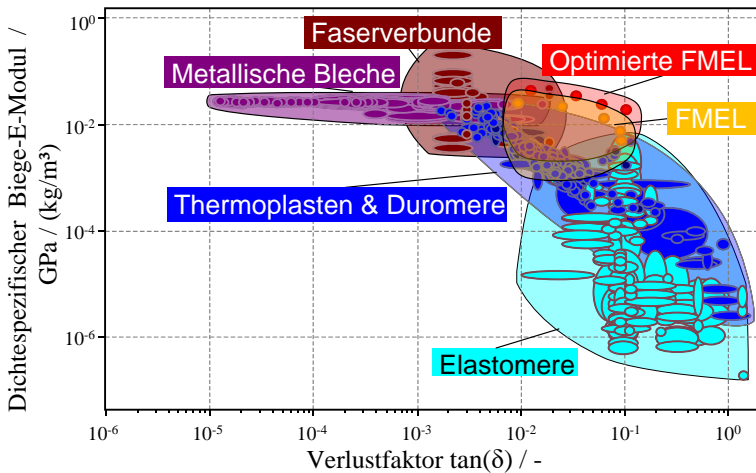


Abbildung 7.11: Ashby-Diagramm des dichtetpezifischen Biege-E-Moduls über dem mechanischen Verlustfaktor  $\tan(\delta)$ . Dargestellt sind zu FMEL vergleichbare Materialien in Blechform sowie reine Polymere. FMEL zeigt den Bereich der im Rahmen dieser Arbeit untersuchten Laminataufbauten. Optimierte FMEL zeigt den durch weitere Optimierungen des Materialsystems erreichbaren Bereich. Mit Daten aus [20].

Ergebnisse bei Raumtemperatur aus experimenteller DMA und analytischer Modalanalyse. Eine weitere Optimierung der dichtespezifischen Steifigkeit und des Verlustfaktors lässt sich zum Beispiel durch die Orientierung aller Fasern entlang der Belastungsrichtung erzielen, wengleich dies auch zu einer stärkeren Richtungsabhängigkeit der mechanischen Eigenschaften führt. Auch die Verlagerung des Anwendungsgebiets zu tieferen Temperaturen im Bereich des Glasübergangs der Elastomere stellt eine mögliche Optimierung dar. Damit können die Eigenschaften in den Bereich der optimierten FMEL-Klasse (rot) verschoben werden, die mit Hilfe von analytischen Parameterstudien bei Raumtemperatur und der Auswertung der DMA im Glasübergangsbereich erstellt wurde. Somit können die Grenzen für leichtbauoptimierte Dämpfungsmaterialien mit hohem spezifischen E-Modul und Verlustfaktor noch weiter verschoben werden.

Dazu sollte angemerkt werden, dass sich je nach Belastungsfall andere Werkstoffauswahlindizes ergeben, die maximiert werden müssen, was zu einer anderen Auftragung führt. Ebenso gibt es weitere Materialien wie Aluminium- oder Magnesium-Gusslegierungen, die sich ebenfalls im Bereich der optimierten FMEL befinden. Diese sind jedoch nicht in Blechform erhältlich, eignen sich jedoch für andere Anwendungsfälle.

Für eine ganzheitliche Materialauswahl spielen bei der Auslegung jedoch noch viele andere Faktoren eine wichtige Rolle. Dämpfung hat dabei sogar oftmals nur eine untergeordnete Rolle, da das Material zunächst auf seine Tragfähigkeit und Ermüdungsfestigkeit ausgelegt werden muss, bevor Dämpfungseigenschaften relevant werden. Wie Stoll [1] zeigen konnte, spielt die zusätzliche Elastomerschicht im Verbund von CFK und Aluminium jedoch eine entscheidende Rolle. Vor allem die Ermüdungseigenschaften bei zyklischer Belastung, die Korrosionsbeständigkeit sowie die Resistenz und Toleranz gegen Impactschädigung, können durch die Elastomerschicht verbessert werden. Die dichtespezifischen maximalen Festigkeiten und Steifigkeiten fallen mit zusätzlicher Elastomerschicht jedoch stets schlechter aus als ohne. Ist die Elastomerschicht

für die dauerhafte Anwendbarkeit solch eines hybriden Werkstoffverbunds also zwingend notwendig, können die Dämpfungseigenschaften damit gezielt beeinflusst werden.

## 8 Zusammenfassung und Ausblick

In der vorliegenden Arbeit wurde das Vibrations- und Dämpfungsverhalten von hybriden CFK-Elastomer-Metall-Laminaten experimentell charakterisiert und analytisch modelliert. Dafür wurden die hybriden Lamine und die polymeren Konstituenten auf ihre Dämpfungseigenschaften hin untersucht. Als Konstituenten kamen kommerziell erhältliche Aluminium EN AW-2024 T3 ALCLAD Bleche in einer Dicke von 0,3 mm zum Einsatz. Die faserverstärkte Kunststoff-(FVK) Komponente bestand aus einem unidirektionalen (UD) CFK-Prepreg, das zu einem biaxialen, orthotropen Lagenaufbau zusammengesetzt wurde. Die beiden steifen Schichten (Aluminium und CFK) wurden durch eine, im Verhältnis dazu, schubweiche Elastomerschicht getrennt. Es wurden verschiedene fünfschichtige Laminataufbauten mit Elastomerschicht sowie dreischichtige Referenzvarianten ohne Elastomer getestet. Neben der Variation des Laminataufbaus, CFK-Elastomer-Aluminium-Elastomer-CFK oder Aluminium-Elastomer-CFK-Elastomer-Aluminium, wurden Lamine mit zwei unterschiedlichen Elastomeren in verschiedenen Dicken hergestellt und geprüft. Durch den biaxialen Lagenaufbau der CFK-Schichten zeigte sich ein Vibrations- und Dämpfungsverhalten, das von der Faserorientierung abhängig war. Je nach Temperatur- und Frequenz- bzw. Wellenlängenbereich ergab sich eine höhere Dämpfung für eine bestimmte Faserorientierung. Dies wurde sowohl experimentell als auch mit Hilfe einer analytischen Modellierung beschrieben.

Das Dämpfungsverhalten unter Biegung folgte dem Prinzip des Constrained Layer Damping (CLD). Die Scherung der Elastomerschichten infolge

einer Dreipunkt-Biegung (3PB) wurde mittels digitaler Bildkorrelation charakterisiert. Dabei wurde gezeigt, dass sich ein linearer Zusammenhang zwischen aufgebrachtener Durchbiegung und den induzierten Scherungen der Elastomerschicht ergab. Die Scherungsverteilung über der Elastomerlagendicke nahm einen zur Laminatmitte hin progressiven Verlauf ein. Ebenso ergaben sich infolge eines höheren E-Moduls des Elastomers geringere Scherungen bei gleicher Durchbiegung in den Dämpfungsschichten. Die Analyse des globalen Verformungsverhaltens zeigte, dass auch durch eine Temperaturniedrigung oder Dehnratenerhöhung zu einer reduzierten Scherung der Elastomerschichten führte.

Die Charakterisierung des Dämpfungsverhaltens der einzelnen Konstituenten erfolgte mittels dynamisch-mechanischer Analysen (DMA) sowie Modalanalysen. Es wurden Modalanalysen an einseitig eingespannten Balken durchgeführt, um die geringe Dämpfung des 0°-UD-CFK präzise zu charakterisieren. Die Ergebnisse der Modalanalyse neigten dazu den E-Modul aus quasistatischen Biegeversuchen zu unterschätzen. In der analytischen Modellierung des modalen Schwingungs- und Dämpfungsverhaltens der Faser-Metall-Elastomer-Lamine (FMEL) konnte mit diesen Werten jedoch eine gute Übereinstimmung zwischen Experiment und Modell erreicht werden. Die deutlich weniger steifen und stärker dämpfenden UD 90°- und ±45°-Faserorientierungen des CFK wurden mit einer DMA unter Zug charakterisiert und ergaben eine ebenfalls gute Korrelation zwischen Experiment und analytischer Modellierung im hybriden Verbund. Unter der Annahme eines frequenzunabhängigen Materialverhaltens des CFK für den experimentell charakterisierten Frequenzbereich von 0,1 Hz bis 6000 Hz konnte mit Hilfe des analytischen Modells das Vibrations- und Dämpfungsverhalten der hybriden Lamine korrekt abgebildet werden.

Das Materialverhalten der Elastomere wurde in quasistatischen Zugversuchen an den reinen Elastomeren und in quasistatischen Schneidscherversuchen im

hybriden Materialverbund unter Schub charakterisiert. Das viskoelastische Materialverhalten wurde mit DMA unter Zug charakterisiert und auf eine Schubbeanspruchung umgerechnet. Durch kombinierte Temperatur- und Frequenzsweeps wurden Masterkurven unter der Annahme von thermorheologisch simplem Materialverhalten durch horizontale Verschiebung der isothermen Frequenzsweeps erstellt. Die beiden Elastomere zeigten ein viskoelastisches Materialverhalten, das vor allem durch den Glasübergang des EPDM bei rund  $-45\text{ }^{\circ}\text{C}$  dominiert war. Die Annahme von thermorheologisch simplem Materialverhalten konnte für den experimentell untersuchten Frequenzbereich als valide Vereinfachung angesehen werden, da die Masterkurven beider Elastomere gute Übereinstimmung mit dem Verhalten der hybriden Lamine bei erhöhter Frequenz zeigten. Der temperaturbedingte kontinuierliche Abfall des E-Moduls oberhalb des Glasübergangsbereichs, der in beiden Elastomeren festgestellt werden konnte, wurde dem Erweichen eines Füllstoffnetzwerks zugesprochen.

Die dynamischen Untersuchungen der hybriden Faser-Metall-Elastomer-Lamine zeigten eine starke Beeinflussung des Vibrations- und Dämpfungsverhaltens durch die zusätzliche Elastomerschicht. In Verbindung mit DMA an den polymeren Konstituenten (CFK, Elastomer) konnte das Verhalten von 3PB-DMA an den hybriden Laminen dem temperatur- und frequenzabhängigen viskoelastischen Materialverhalten von CFK und Elastomer, sowie deren Zusammenspiel im hybriden Werkstoffverbund, zugeordnet werden. Unterhalb des Glasübergangsbereichs des CFK zeigte sich der temperaturabhängige Verlustfaktor der hybriden Lamine durch den Verlauf des Elastomerverlustfaktors bestimmt. Die Höhe des Verlustfaktors bei Raumtemperatur und einer Frequenz von 1 Hz konnte mit einer volumetrischen Mischungsregel angenähert werden.

Es konnte gezeigt werden, dass bei Raumtemperatur das frequenzabhängige Materialverhalten des Gesamtlaminats durch das moden- bzw. wellenlängenspezifische Dämpfungsverhalten des sog. constrained layer damping

(CLD) Mechanismus dominiert ist. Das frequenzabhängige viskoelastische Materialverhalten der Elastomere spielte bei dieser Temperatur nur eine untergeordnete Rolle. Eine starke Beeinflussung des modalen Dämpfungsverhaltens konnte durch eine Temperaturniedrigung hin zum Glasübergangsbereich des Elastomers nachgewiesen werden. Es konnte ein mehr als doppelt so hoher Verlustfaktor bei erhöhter Steifigkeit, sowohl in der 3PB-DMA als auch im modalen Dämpfungsverhalten, nachgewiesen werden. Somit ist neben der viskoelastischen Materialcharakterisierung mittels DMA eine modale Charakterisierung zwingend notwendig, um das Vibrations- und Dämpfungsverhalten in einer realen Anwendung korrekt beschreiben und bewerten zu können. DMA unter Biegung an CLD-Laminaten können jedoch helfen modale und materielle Effekte zu trennen.

In den Modalanalysen der einseitig eingespannten Balken konnte gezeigt werden, dass mit einer Erhöhung der Randschichtsteifigkeit, durch eine Belastung entlang der Faserorientierung des CFK sowohl eine höhere Gesamtbiegesteifigkeit als auch ein höherer Verlustfaktor erzielt werden kann. Dies beschränkte sich jedoch auf einen vom Laminataufbau abhängigen Wellenlängen- bzw. Frequenzbereich. Unterhalb dieses Bereichs führte der höhere Verlustfaktor der CFK-Schicht zu einem höheren Verlustfaktor in 45°-Richtung. Oberhalb dieses Bereichs führte die geringere Steifigkeit des CFK zu einem höheren Laminatverlustfaktor im Vergleich zu einer Orientierung in 0°- oder 90°-Richtung. Die Steifigkeit des Laminats nahm bei einer Beanspruchungsrichtung mit 45°-Faserorientierung jedoch immer ab. Die Auswahl eines optimalen Lagenaufbaus hängt somit von den geforderten Dämpfungseigenschaften bei bestimmten Wellenlängen bzw. Frequenzen ab. Während sich durch die CFK-Schichten ein zusätzlicher Freiheitsgrad durch das richtungsabhängige Dämpfungs- und Steifigkeitsverhalten ergab, führten die Aluminiumschichten zu einem deutlich gleichmäßigeren Verhalten bei verschiedenen Orientierungen. Das Vibrations- und Dämpfungsverhalten des Gesamtlaminats zeigte sich dabei vor allem durch das Materialverhalten der



Randschichten beeinflusst, während die Mittelschicht geringere Auswirkungen auf ein richtungsabhängiges Vibrations- und Dämpfungsverhalten des Gesamtlaminats zeigte.

Die Ergebnisse des modalen Dämpfungsverhaltens an einfachen Balkengeometrien konnten auch auf größere Plattengeometrien übertragen werden. Ebenso spielten die Einspannungsverhältnisse der Probekörper in den Modalanalysen keine Rolle, solange sie nicht zu einer zusätzlichen Dämpfung in der Lagerung führten. Auch eine Übertragung des Dämpfungsverhaltens auf eine dreidimensional gekrümmte Bauteilgeometrie konnte experimentell gezeigt werden. Der Übergang des modalen Dämpfungsverhaltens zu nicht resonanter, gedämpfter Wellenausbreitung wurde an ebenen Platten gezeigt. Durch den orthotropen Lagenaufbau des CFK ergab sich eine richtungsabhängige Wellenausbreitung und -dämpfung. Dieses Verhalten konnte mit Hilfe des analytischen Modells qualitativ beschrieben werden.

Eine mögliche Materialauswahl mit Hilfe einer analytischen Parameterstudie konnte zeigen, dass ein Laminataufbau, der zu einer minimalen Vibrationsamplitude führen soll, abhängig von der Wellenlänge ist. Da die untersuchten Laminataufbauten jedoch vor allem bei großen Wellenlängen einen niedrigen Verlustfaktor aufwiesen, kann das Vibrationsverhalten optimiert werden, indem das Dämpfungsverhalten vor allem in diesen Wellenlängen optimiert wird.

Da die Materialdämpfung nur ein Kriterium in der Auslegung des hybriden Materialsystems darstellt, kann die vorliegende Arbeit nur einen Teilaspekt zur Auswahl eines passenden hybriden Werkstoffverbunds liefern. Aufbauend auf den Erkenntnissen von Stoll [1] und der vorliegenden Arbeit könnte das nicht-lineare viskoelastische Materialverhalten der Elastomere infolge des Mullins- oder des Payne-Effekts und deren Einfluss auf Dämpfungsverhalten weiter untersucht werden. Dies stellt einen möglichen Lastfall mit Impactschädigung

dar und kann somit eine bauteilnahe Beanspruchung abbilden. Die genannten Effekte könnten helfen eine Impactschädigung durch eine Veränderung des Vibrations- und Dämpfungsverhaltens frühzeitig zu erkennen. Ebenso kann eine vertiefte modellhafte Betrachtung des Materialsystems weitere Aufschlüsse über das Vibrations- und Dämpfungsverhalten in realen Anwendungen liefern. Teile dieser Fragestellungen werden in der Fortführung des Forschungsvorhabens im Rahmen des DFG Schwerpunktprogramms 1879 untersucht und liefern damit weitere Grundlagen zur ganzheitlichen Bewertung von hybriden FMEL für technische Anwendungen.

## Eigene Publikationen

Nachfolgend ist eine Liste an Publikationen in alphabetischer Reihenfolge aufgeführt, die im Rahmen dieser Arbeit mit Beteiligung des Autors entstanden sind. Verweise auf diese Publikationen wurden mit \* in der vorliegenden Arbeit markiert. Die Publikationen sind zusätzlich im Literaturverzeichnis aufgeführt.

- [244] JACKSTADT, A.; LIEBIG, W. V.; SESSNER, V.; WEIDENMANN, K. A.; KÄRGER, L.: Application of a mixed variational higher order plate theory towards understanding the deformation behavior of hybrid laminates. In: *PAMM* 19 (2019), Nr. 1, S. 1–4
- [238] LIEBIG, W. V.; JACKSTADT, A.; SESSNER, V.; WEIDENMANN, K. A.; KÄRGER, L.: Frequency domain modelling of transversely isotropic viscoelastic fibre-reinforced plastics. In: *Composites Science and Technology* 180 (2019), S. 101–110
- [255] LIEBIG, W. V.; SESSNER, V.; JACKSTADT, A.; WEIDENMANN, K. A.; KÄRGER, L.: Hybrid CFRP-Elastomer-Metal Laminates: Influence of Lay-Up parameters in its damping behaviour. In: *Proceedings of 18th European conference on composite Materials ECCM 2018*, 2018, S. 1–5
- [256] LIEBIG, W. V.; SESSNER, V.; WEIDENMANN, K. A.; KÄRGER, L.: Numerical and experimental investigations of the damping behaviour of hybrid CFRP-elastomer-metal laminates. In: *Composite Structures* 202 (2018), S. 1109–1113

- [257] SCHMID, D.; SESSNER, V.; GRÄBNER, N.; WAGNER, U. von; WEIDENMANN, K. A.: Parameter Identification of Brake Pad Shims for Complex Eigenvalue Analysis. In: *PAMM* 19 (2019), Nr. 1, S. 1–4
- [223] SESSNER, V.; JACKSTADT, A.; LIEBIG, W.; KÄRGER, L.; WEIDENMANN, K.: Damping Characterization of Hybrid Carbon Fiber Elastomer Metal Laminates using Experimental and Numerical Dynamic Mechanical Analysis. In: *Journal of Composites Science* 3 (2019), Nr. 1
- [236] SESSNER, V.; JACKSTADT, A.; LIEBIG, W.; KÄRGER, L.; WEIDENMANN, K. A.: Characterization and Modelling of the Vibration and Damping Behavior of Carbon Fiber-Metal-Elastomer Laminates by using Modal Analysis in Cantilever setup. In: JOACHIM M., H. (Hrsg.); MARC, S. (Hrsg.); AXEL, v. H. (Hrsg.); KAY A., W. (Hrsg.): *Proceedings Hybrid Materials & Structures*, 2020, S. 40–45
- [233] SESSNER, V.; LIEBIG, W. V.; JACKSTADT, A.; SCHMID, D.; EHRIG, T.; HOLECZEK, K.; GRÄBNER, N.; KOSTKA, P.; WAGNER, U. von; WEIDENMANN, K. A.; KÄRGER, L.: Wide scale characterization and modeling of the vibration and damping behavior of CFRP-elastomer-metal laminates - comparison and discussion of different test setups. In: *Preprint series of the DFG PP 1897*; (2020)
- [230] SESSNER, V.; LIEBIG, W. V.; KÄRGER, L.; WEIDENMANN, K. A.: Experimental and numerical investigations on the deformation behavior of fibre-metal-elastomer laminates in 3-point bending experiments using digital image correlation. In: HAUSMANN, JOACHIM, M. (Hrsg.); SIEBERT, M. (Hrsg.); HEHL, A. von (Hrsg.): *HYBRID Materials and Structures 2018 - Proceedings*, 2018, S. 81–87
- [258] SESSNER, V.; LIEBIG, W. V.; KÄRGER, L.; WEIDENMANN, K. A.: Experimental and numerical characterisation of fibre–metal–elastomer laminates by using DMA regarding its damping behaviour. In: *PAMM* 18 (2018), Nr. 1, S. 1–4

- [2] SESSNER, V.; STOLL, M.; FEUVRIER, A.; WEIDENMANN, K. A.: Determination of the Damping Characteristics of Fiber-Metal-Elastomer Laminates Using Piezo-Indicated-Loss-Factor Experiments. In: *Key Engineering Materials* 742 (2017), S. 325–332
- [225] SESSNER, V.; LIEBIG, W. V.; WEIDENMANN, K. A.: Modal damping behavior of plane and 3D curved constrained layer damping CFRP-elastomer-metal laminates. In: *Composites Part C: Open Access* 2 (2020), S. 100037
- [235] SESSNER, V.; WEIDENMANN, K. A.: Temperature Dependency of the Deformation Behavior of Hybrid CFRP/Elastomer/Metal Laminates under 3-Point Bending Loads. In: *Key Engineering Materials* 809 (2019), S. 259–265
- [105] STOLL, M. M.; SESSNER, V.; KRAMAR, M.; TECHNAU, J.; WEIDENMANN, K. A.: The effect of an elastomer interlayer thickness variation on the mechanical properties of Fiber-Metal-Laminates. In: *Composite Structures* 219 (2019), S. 90–96

## Betreute studentische Arbeiten

Nachfolgend sind alle studentischen Arbeiten, die im Rahmen dieser Arbeit vom Autor betreut wurden aufgeführt. Ergebnisse dieser Arbeiten wurden in der vorliegenden Arbeit gekennzeichnet. Die Publikationen sind zusätzlich im Literaturverzeichnis aufgeführt.

- [234] NIEDERAU, M.: *Dynamisch-mechanische Analyse eines endlosfaserverstärkten Kohlenstofffaser-Prepregs*. Karlsruhe, Karlsruher Institut für Technologie, Institut für Angewandte Materialien, Bachelorarbeit (nicht veröffentlicht), 2018
- [247] ZHAO, T.: *Development of an Accelerated Creep Test Methodology Based on Time Temperature Superposition Applied to Elastomers and Carbon Fiber Reinforced Plastics*. Karlsruhe, Karlsruher Institut für Technologie, Institut für Fahrzeugsystemtechnik, Masterarbeit (nicht veröffentlicht), 2020

# Literaturverzeichnis

- [1] STOLL, M.: *Behavior of Fiber-Metal-Elastomer-Hybrid-Laminates*. Karlsruhe, Karlsruher Institut für Technologie, Dissertation, 2018
- [2] SESSNER, V.; STOLL, M.; FEUVRIER, A.; WEIDENMANN, K. A.: Determination of the Damping Characteristics of Fiber-Metal-Elastomer Laminates Using Piezo-Indicated-Loss-Factor Experiments. In: *Key Engineering Materials* 742 (2017), S. 325–332
- [3] ROSS, D.; UNGAR, E. E.; KERWIN, E. M.: Damping of Plate Flexural Vibrations by Means of Viscoelastic Laminae. In: RUZICKA, JEROME, E. (Hrsg.): *Structural Damping*. New York: ASME, 1959, S. 49–87
- [4] LAKES, R. S.: *Viscoelastic materials*. Cambridge: Cambridge University Press, 2009
- [5] CREMER, L.; HECKL, M.; PETERSSON, B. A. T.: *Structure-borne sound: Structural vibrations and sound radiation at audio frequencies*. 3. Auflage. Berlin and New York: Springer, 2005
- [6] GRAESSER, E. J.; WONG, C. R.: The Relationship of Traditional Damping Measures for Materials with High Damping Capacity: A Review. In: KINRA, V. K. (Hrsg.); WOLFENDEN, A. (Hrsg.): *M3D: Mechanics and Mechanisms of Material Damping*. West Conshohocken, Pennsylvania USA: ASTM International, 1992, S. 316–343
- [7] VEREIN DEUTSCHER INGENIEURE: *3830-5 Werkstoff- und Bauteildämpfung Versuchstechniken zur Ermittlung von Dämpfungskenngrößen Blatt 5*. Berlin: Beuth, 11-2005

- [8] NASHIF, A. D.; JONES, D. I. G.; HENDERSON, J. P.: *Vibration damping*. New York: John Wiley & Sons, 1985
- [9] ADAMS, R. D.; BACON, D. G. C.: Measurement of the flexural damping capacity and dynamic Young's modulus of metals and reinforced plastics. In: *Journal of Physics D: Applied Physics* 6 (1973), Nr. 1, S. 27–41
- [10] VEREIN DEUTSCHER INGENIEURE: *3830-3 Werkstoff und Bauteildämpfung; Dämpfung von Baugruppen, Blatt 3*. Berlin: Beuth, 06-2004
- [11] GRELLMANN, W.; SEIDLER, S.: *Polymer testing*. 2. Auflage. Munich: Hanser, 2013
- [12] METTLER-TOLEDO GROUP: *DMA/SDTA 1+ Broschüre*.  
[https://www.mt.com/dam/Analytical/ThermalAnalysis/TA-PDF/30393592\\_V11.17\\_DMA\\_SDTA1\\_Brochure\\_de\\_LR.pdf](https://www.mt.com/dam/Analytical/ThermalAnalysis/TA-PDF/30393592_V11.17_DMA_SDTA1_Brochure_de_LR.pdf).  
Version: 30.09.2020
- [13] PERKINELMER INC: *DMA 8000 Datenblatt*.  
[https://www.perkinelmer.com/lab-solutions/resources/docs/BRO\\_DMA8000.pdf](https://www.perkinelmer.com/lab-solutions/resources/docs/BRO_DMA8000.pdf).  
Version: 30.09.2020
- [14] MENARD, K. P.; MENARD, N. R.: Encyclopedia of Polymer Science and Technology. In: MARK, H. F. (Hrsg.); SEIDEL, A. (Hrsg.); PETERCA, M. (Hrsg.): *Encyclopedia of polymer science and technology*. Hoboken, NJ: John Wiley & Sons, 2014, S. 1–33
- [15] BAZ, A. M. S.: *Active and passive vibration damping*. Hoboken, NJ, USA: John Wiley & Sons, 2019
- [16] DEUTSCHES INSTITUT FÜR NORMUNG E.V.: *DIN EN ISO 6721-2: Kunststoffe –Bestimmung dynamisch-mechanischer Eigenschaften – Teil 2: Torsionspendel-Verfahren: Teil 2: Torsionspendel-Verfahren*. Berlin: Beuth, 09-2008



- [17] JONES, D. I. G.: *Handbook of viscoelastic vibration damping*. Chichester: John Wiley & Sons, 2001
- [18] RICHARDSON, M. H.; FORMENTI, D. L.: Parameter Estimation from Frequency Response Measurements using Rational Fraction Polynomials. In: JUHL, P. B. (Hrsg.): *Proceedings of the 1st international modal analysis conference*. Schenectady, N.Y.: Union College, 1982, S. 167–186
- [19] AVITABILE, P.: *Modal Testing: A Practitioner's Guide*. Chichester, UK: John Wiley & Sons, 2017
- [20] GRANTA DESIGN LIMITED: *Cambridge Engineering Selector 2018*. Cambridge, UK: Granta Design Limited, 2018
- [21] CEBON, D.; ASHBY, N. F.: Materials selection for precision instruments. In: *Measurement Science and Technology* 5 (1994), Nr. 3, S. 296–306
- [22] HENNING, F.; WEIDENMANN, K.; BADER, B.: Hybride Werkstoffverbunde. In: HENNING, F. (Hrsg.); MOELLER, E. (Hrsg.): *Handbuch Leichtbau*. München: Hanser, 2011, S. 413–428
- [23] ASHBY, M. F.: *Materials Selection in Mechanical Design*. 3. Aufl. Oxford: Elsevier Butterworth-Heinemann, 2005
- [24] ALDERLIESTEN, R.: *Solid mechanics and its applications*. Bd. 236: *Fatigue and fracture of fibre metal laminates*. Cham: Springer, 2017
- [25] ZHANG, J.; PEREZ, R. J.; LAVERNIA, E. J.: Documentation of damping capacity of metallic, ceramic and metal-matrix composite materials. In: *Journal of Materials Science* 28 (1993), Nr. 9, S. 2395–2404
- [26] BOTELHO, E. C.; CAMPOS, A. N.; BARROS, E. de; PARDINI, L. C.; REZENDE, M. C.: Damping behavior of continuous fiber/metal composite materials by the free vibration method. In: *Composites Part B: Engineering* 37 (2005), Nr. 2-3, S. 255–263

- [27] BOTELHO, E. C.; SILVA, R. A.; PARDINI, L. C.; REZENDE, M. C.: A Review on the Development and Properties of Continuous Fiber/epoxy/aluminum Hybrid Composites for Aircraft Structures. In: *Materials Research* 9 (2006), Nr. 3, S. 247–256
- [28] IRIONDO, J.; ARETXABALETA, L.; AIZPURU, A.: Characterisation of the elastic and damping properties of traditional FML and FML based on a self-reinforced polypropylene. In: *Composite Structures* 131 (2015), S. 47–54
- [29] HENNING, F.; DRECHSLER, K.; CHATZIGEORGIOU, L.: Faserverstärkte Kunststoffe. In: HENNING, F. (Hrsg.); MOELLER, E. (Hrsg.): *Handbuch Leichtbau*. München: Hanser, 2011, S. 337–392
- [30] FERRY, J. D.: *Viscoelastic properties of polymers*. 3. Auflage. New York: John Wiley & Sons, 1980
- [31] LEADERMAN, H.: *Elastic and Creep Properties of Filamentous Materials and Other High Polymers*. Massachusetts, Massachusetts Institute of Technology, Dissertation, 1941
- [32] TOKITA, N.: The effects of crystallization and drawing on the viscoelastic properties of fibers. In: *Journal of Polymer Science* 20 (1956), Nr. 96, S. 515–536
- [33] BALLOU, J. W.; SMITH, J. C.: Dynamic Measurements of Polymer Physical Properties. In: *Journal of Applied Physics* 20 (1949), Nr. 6, S. 493–502
- [34] DUNHELL, B. A.; DILLON, J. H.: The Measurement of Dynamic Modulus and Energy Losses in Single Textile Filaments Subjected to Forced Longitudinal Vibrations. In: *Textile Research Journal* 21 (1951), Nr. 6, S. 393–403.
- [35] KAWAI, H.; TOKITA, N.: The New Dynamical Method for Measuring Young's Modulus and Internal Friction of Fibers and Films. In: *Journal of the Physical Society of Japan* 5 (1950), Nr. 1, S. 17–20

- [36] KALISKE, M.; ROTHERT, H.: Damping characterization of unidirectional fibre reinforced polymer composites. In: *Composites Engineering* 5 (1995), Nr. 5, S. 551–567
- [37] SENDECKYJ, G. P.; WANG, S. S.; STEVEN JOHNSON, W.; STINCHCOMB, W. W.; PAGANO, N. J.; SARAVANOS, D. A.; CHAMIS, C. C.: Unified Micromechanics of Damping for Unidirectional and Off-Axis Fiber Composites. In: *Journal of Composites Technology and Research* 12 (1990), Nr. 1, S. 31
- [38] CRANE, R. M.; GILLESPIE, J. W.: Characterization of the vibration damping loss factor of glass and graphite fiber composites. In: *Composites Science and Technology* 40 (1991), Nr. 4, S. 355–375
- [39] TREVISO, A.; VAN GENECHTEN, B.; MUNDO, D.; TOURNOUR, M.: Damping in composite materials: Properties and models. In: *Composites Part B: Engineering* 78 (2015), S. 144–152
- [40] ADAMS, R. D.; FOX, M.; FLOOD, R.; FRIEND, R. J.; HEWITT, R. L.: The Dynamic Properties of Unidirectional Carbon and Glass Fiber Reinforced Plastics in Torsion and Flexure. In: *Journal of Composite Materials* (1969), Nr. 3, S. 594–603
- [41] BERTHELOT, J.-M.; SEFRANI, Y.: Damping analysis of unidirectional glass and Kevlar fibre composites. In: *Composites Science and Technology* 64 (2004), Nr. 9, S. 1261–1278
- [42] NI, R. G.; ADAMS, R. D.: The Damping and Dynamic Moduli of Symmetric Laminated Composite Beams-Theoretical and Experimental Results. In: *Journal of Composite Materials* 18 (1983), Nr. 2, S. 104–121
- [43] ZHOU, X. Q.; YU, D. Y.; SHAO, X. Y.; ZHANG, S. Q.; WANG, S.: Research and applications of viscoelastic vibration damping materials: A review. In: *Composite Structures* 136 (2016), S. 460–480

- [44] RAO, M. D.: Recent applications of viscoelastic damping for noise control in automobiles and commercial airplanes. In: *Journal of Sound and Vibration* 262 (2003), Nr. 3, S. 457–474
- [45] FAN, R.; MENG, G.; YANG, J.; HE, C.: Experimental study of the effect of viscoelastic damping materials on noise and vibration reduction within railway vehicles. In: *Journal of Sound and Vibration* 319 (2009), Nr. 1-2, S. 58–76
- [46] GHIRINGHELLI, G. L.; TERRANEO, M.; VIGONI, E.: Improvement of structures vibroacoustics by widespread embodiment of viscoelastic materials. In: *Aerospace Science and Technology* 28 (2013), Nr. 1, S. 227–241
- [47] BRINSON, H. F.; BRINSON, L. C.: *Polymer engineering science and viscoelasticity: An introduction*. Boston, MA: Springer, 2008
- [48] CHAKRABORTY, B. C.: *Polymers for vibration damping applications*. Amsterdam: Elsevier, 2020
- [49] MENDIENTA-GARCÍA, M. B.; PÁRAMO-GARCÍA, U.; DÍAZ-ZAVALA, N. P.; ROBLEDO-MUÑIZ, J. G.; RIVERA-ARMENTA, J. L.: Thermal & morphological evaluation of linear and radial SEBS- polypropylene blends. In: *Polímeros Ciência e Tecnologia* 23 (2014), Nr. 5, S. 597–601
- [50] MARGEM, F. M.; MONTEIRO, S. N.; BRAVO NETO, J.; RODRIGUEZ, R. J. S.; SOARES, B. G.: The dynamic-mechanical behavior of epoxy matrix composites reinforced with ramie fibers. In: *Revista Materia* 15 (2010), Nr. 2, S. 164–171
- [51] WILLIAMS, M. L.; LANDEL, R. F.; FERRY, J. D.: The Temperature Dependence of Relaxation Mechanisms in Amorphous Polymers and Other Glass-forming Liquids. In: *Journal of the American Chemical Society* 77 (1955), Nr. 14, S. 3701–3707

- [52] NGAI, K. L.; PLAZEKY, D. J.: Temperature Dependences of the Viscoelastic Response of Polymer Systems. In: MARK, J. E. (Hrsg.): *Physical properties of polymers handbook*. New York, NY: Springer, 2007, S. 455–478
- [53] GEDDE, U. W.: *Polymer Physics*. Dordrecht: Springer, 1999
- [54] CHO, K. S.: *Springer Series in Materials Science*. Bd. 241: *Viscoelasticity of Polymers: Theory and Numerical Algorithms*. Dordrecht and s.l.: Springer, 2016
- [55] DEALY, J.; PLAZK DON: Time-Temperature Superposition - A Users Guide. In: *Rheology Bulletin* 78 (2009), Nr. 2, S. 16–31
- [56] CAI, H.; NAKADA, M.; MIYANO, Y.: Simplified determination of long-term viscoelastic behavior of amorphous resin. In: *Mechanics of Time-Dependent Materials* 17 (2013), Nr. 1, S. 137–146
- [57] GOERTZEN, W. K.; KESSLER, M. R.: Creep behavior of carbon fiber/epoxy matrix composites. In: *Materials Science and Engineering: A* 421 (2006), Nr. 1-2, S. 217–225
- [58] SCHWARZL, F.; STAVERMAN, A. J.: Time–Temperature Dependence of Linear Viscoelastic Behavior. In: *Journal of Applied Physics* 23 (1952), Nr. 8, S. 838–843
- [59] HU, X.-L.; LUO, W.-B.; LIU, X.; LI, M.; HUANG, Y.-J.; BU, J.-L.: Temperature and frequency dependent rheological behaviour of carbon black filled natural rubber. In: *Plastics, Rubber and Composites* 42 (2013), Nr. 10, S. 416–420
- [60] GURP, M. v.; PALMEN, J.: Time-Temperature Superposition for Polymer Blends. In: *Rheology Bulletin* (1998), Nr. 67, S. 5–8
- [61] FESKO, D. G.; TSCHOEGL, N. W.: Time-temperature superposition in thermorheologically complex materials. In: *Journal of Polymer Science Part C: Polymer Symposia* 1971 (1971), Nr. 35, S. 51–69

- [62] CARUTHERS, J. M.; COHEN, R. E.: Consequences of thermorheological complexity in viscoelastic materials. In: *Rheologica Acta* 19 (1980), Nr. 5, S. 606–613
- [63] EYERER, P.; LEIBRANDT, F.: Elastomere. In: EYERER, P. (Hrsg.); HIRTH, T. (Hrsg.); ELSNER, P. (Hrsg.): *Polymer Engineering*. Berlin, Heidelberg: Springer, 2008, S. 177–210
- [64] DEUTSCHES INSTITUT FÜR NORMUNG E.V.: *DIN ISO 1629: Kautschuk und Latices – Nomenklatur*. Berlin: Beuth, 2015-03
- [65] HEINRICH, G.; KLÜPPEL, M.; VILGIS, T. A.: Reinforcement of elastomers. In: *Current Opinion in Solid State and Materials Science* 6 (2002), Nr. 3, S. 195–203
- [66] DONNET, J.-B.; CUSTODERO, E.: Reinforcement of Elastomers by Particulate Fillers. In: ERMAN, B. (Hrsg.); MARK, J. E. (Hrsg.); ROLAND, C. M. (Hrsg.): *The science and technology of rubber*. Amsterdam: Elsevier Acad. Press, 2013, S. 383–416
- [67] RÖTHEMEYER, F.; SOMMER, F.: *Kautschuk-Technologie: Werkstoffe - Verarbeitung - Produkte*. 3. Auflage. München: Hanser, 2013
- [68] NOORDERMEER, J. W. M.; DIERKES, W.: Carbon Black Reinforced Elastomers. In: KOBAYASHI, S. (Hrsg.); MÜLLEN, K. (Hrsg.): *Encyclopedia of Polymeric Nanomaterials*. Berlin, Heidelberg: Springer, 2015, S. 1–14
- [69] ASTM: *D1765 – 19: Classification System for Carbon Blacks Used in Rubber Products*. West Conshohocken, PA: ASTM International, 2019
- [70] KLÜPPEL, M.; SCHUSTER, R. H.; SCHAPER, J.: Carbon Black Distribution in Rubber Blends: A Dynamic-Mechanical Analysis. In: *Rubber Chemistry and Technology* 72 (1999), Nr. 1, S. 91–108
- [71] MUJTABA, A.: *Viscoelasticity of filled elastomers : determination of surface-immobilized components and their role in the reinforcement of SBR-Silica nanocomposites*. Halle, Martin-Luther Universität Halle-Wittenberg, Dissertation, 2014

- [72] WANG, M.-J.: Effect of Polymer-Filler and Filler-Filler Interactions on Dynamic Properties of Filled Vulcanizates. In: *Rubber Chemistry and Technology* 71 (1998), Nr. 3, S. 520–589
- [73] KLÜPPEL, M.: Evaluation of viscoelastic master curves of filled elastomers and applications to fracture mechanics. In: *Journal of physics. Condensed matter : an Institute of Physics journal* 21 (2009), Nr. 3, S. 035104
- [74] FRITZSCHE, J.; KLÜPPEL, M.: Structural dynamics and interfacial properties of filler-reinforced elastomers. In: *Journal of physics. Condensed matter : an Institute of Physics journal* 23 (2011), Nr. 3, S. 035104
- [75] LE GAL, A.; YANG, X.; KLÜPPEL, M.: Evaluation of sliding friction and contact mechanics of elastomers based on dynamic-mechanical analysis. In: *The Journal of chemical physics* 123 (2005), Nr. 1, S. 014704
- [76] HEINRICH, G.; KLÜPPEL, H.: The Role of Polymer-Filler-Interphase in Reinforcement of Elastomers. In: *Kautschuk Gummi Kunststoffe* 57 (2004), Nr. 9, S. 452–454
- [77] MULLINS, L.: Effect of Stretching on the Properties of Rubber. In: *Rubber Chemistry and Technology* 21 (1948), Nr. 2, S. 281–300
- [78] KLÜPPEL, M.; SCHRAMM, J.: A generalized tube model of rubber elasticity and stress softening of filler reinforced elastomer systems. In: *Macromolecular Theory and Simulations* 9 (2000), Nr. 9, S. 742–754
- [79] DIANI, J.; FAYOLLE, B.; GILORMINI, P.: A review on the Mullins effect. In: *European Polymer Journal* 45 (2009), Nr. 3, S. 601–612
- [80] DIANI, J.; BRIEU, M.; GILORMINI, P.: Observation and modeling of the anisotropic visco-hyperelastic behavior of a rubberlike material. In: *International Journal of Solids and Structures* 43 (2006), Nr. 10, S. 3044–3056

- [81] MERCKEL, Y.; BRIEU, M.; DIANI, J.; CAILLARD, J.: A Mullins softening criterion for general loading conditions. In: *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* 60 (2012), Nr. 7, S. 1257–1264
- [82] MACHADO, M.; ÇAKMAK, U. D.; KALLAI, I.; MAJOR, Z.: Thermomechanical viscoelastic analysis of woven-reinforced thermoplastic-matrix composites. In: *Composite Structures* 157 (2016), S. 256–264
- [83] DIANI, J.; BRIEU, M.; VACHERAND, J. M.: A damage directional constitutive model for Mullins effect with permanent set and induced anisotropy. In: *European Journal of Mechanics - A/Solids* 25 (2006), Nr. 3, S. 483–496
- [84] HARWOOD, J. A. C.; PAYNE, A. R.: Stress softening in natural rubber vulcanizates. Part III. Carbon black-filled vulcanizates. In: *Journal of Applied Polymer Science* 10 (1966), Nr. 2, S. 315–324
- [85] HARWOOD, J. A. C.; MULLINS, L.; PAYNE, A. R.: Stress softening in natural rubber vulcanizates. Part II. Stress softening effects in pure gum and filler loaded rubbers. In: *Journal of Applied Polymer Science* 9 (1965), Nr. 9, S. 3011–3021
- [86] KAKAVAS, P. A.: Mechanical properties of bonded elastomer discs subjected to triaxial stress. In: *Journal of Applied Polymer Science* 59 (1996), Nr. 2, S. 251–261
- [87] LARABA-ABBES, F.; IENNY, P.; PIQUES, R.: A new ‘Tailor-made’ methodology for the mechanical behaviour analysis of rubber-like materials: II. Application to the hyperelastic behaviour characterization of a carbon-black filled natural rubber vulcanizate. In: *Polymer* 44 (2003), Nr. 3, S. 821–840
- [88] RIGBI, Z.: Reinforcement of rubber by carbon black. In: *Properties of Polymers. Advances in Polymer Science* 36 (1980), S. 22–68



- [89] RARAGNI, L.; TUBALDI, E.; DALL'ASTA, A.; AHMADI, H.; MUHR, A.: Biaxial shear behaviour of HDNR with Mullins effect and deformation-induced anisotropy. In: *Engineering Structures* 154 (2018), S. 78–92
- [90] DIAZ, R.; DIANI, J.; GILORMINI, P.: Physical interpretation of the Mullins softening in a carbon-black filled SBR. In: *Polymer* 55 (2014), Nr. 19, S. 4942–4947
- [91] FLETCHER, W. P.; GENT, A. N.: Nonlinearity in the Dynamic Properties of Vulcanized Rubber Compounds. In: *Rubber Chemistry and Technology* 27 (1954), Nr. 1, S. 209–222
- [92] PAYNE, A. R.: Strainwork dependence of filler-loaded vulcanizates. In: *Journal of Applied Polymer Science* 8 (1964), Nr. 6, S. 2661–2686
- [93] PAYNE, A. R.: Hysteresis in rubber vulcanizates. In: *Journal of Polymer Science: Polymer Symposia* 48 (1974), Nr. 1, S. 169–196
- [94] CHAZEAU, L.; BROWN, J. D.; YANYO, L. C.; STERNSTEIN, S. S.: Modulus recovery kinetics and other insights into the payne effect for filled elastomers. In: *Polymer Composites* 21 (2000), Nr. 2, S. 202–222
- [95] MERABIA, S.; SOTTA, P.; LONG, D. R.: Unique plastic and recovery behavior of nanofilled elastomers and thermoplastic elastomers (Payne and Mullins effects). In: *Journal of Polymer Science Part B: Polymer Physics* 48 (2010), Nr. 13, S. 1495–1508
- [96] MUJTABA, A.; KELLER, M.; ILISCH, S.; RADUSCH, H.-J.; THURN-ALBRECHT, T.; SAALWÄCHTER, K.; BEINER, M.: Mechanical Properties and Cross-Link Density of Styrene–Butadiene Model Composites Containing Fillers with Bimodal Particle Size Distribution. In: *Macromolecules* 45 (2012), Nr. 16, S. 6504–6515
- [97] WRANA, C.; FISCHER, C.; HÄRTEL, V.: Dynamische Messungen an gefüllten Elastomersystemen bei mono- und bimodaler sinusförmiger Anregung. In: *KGK Kautschuk Gummi Kunststoffe* (2003), Nr. 9, S. 437–443

- [98] RENDEK, M.; LION, A.: Strain induced transient effects of filler reinforced elastomers with respect to the Payne-Effect: Experiments and constitutive modelling. In: *ZAMM* 90 (2010), Nr. 5, S. 436–458
- [99] FRÖHLICH, J.; NIEDERMEIER, W.; LUGINSLAND, H.-D.: The effect of filler–filler and filler–elastomer interaction on rubber reinforcement. In: *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 36 (2005), Nr. 4, S. 449–460
- [100] WOLLSCHIED, D.; LION, A.: Predeformation- and frequency-dependent material behaviour of filler-reinforced rubber: Experiments, constitutive modelling and parameter identification. In: *International Journal of Solids and Structures* 50 (2013), Nr. 9, S. 1217–1225
- [101] ASGHAR, W.; NASIR, M. A.; QAYYUM, F.; SHAH, M.; AZEEM, M.; NAUMAN, S.; KHUSHNOOD, S.: Investigation of fatigue crack growth rate in CARALL, ARALL and GLARE. In: *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures* 40 (2017), Nr. 7, S. 1086–1100
- [102] HAMILL, L.; HOFMANN, D. C.; NUTT, S.: Galvanic Corrosion and Mechanical Behavior of Fiber Metal Laminates of Metallic Glass and Carbon Fiber Composites. In: *Advanced Engineering Materials* 20 (2018), Nr. 2, S. 1700711
- [103] ALDERLIESTEN, R. C.; BENEDICTUS, R.: Fiber/Metal Composite Technology for Future Primary Aircraft Structures. In: *Journal of Aircraft* 45 (2008), Nr. 4, S. 1182–1189
- [104] LIN, C. T.; KAO, P. W.: Effect of fiber bridging on the fatigue crack propagation in carbon fiber-reinforced aluminum laminates. In: *Materials Science and Engineering: A* 190 (1995), Nr. 1-2, S. 65–73
- [105] STOLL, M. M.; SESSNER, V.; KRAMAR, M.; TECHNAU, J.; WEIDENMANN, K. A.: The effect of an elastomer interlayer thickness variation on the mechanical properties of Fiber-Metal-Laminates. In: *Composite Structures* 219 (2019), S. 90–96

- [106] ROTH, S.; COUTADIN, S.; FLEISCHER, J.: Material- & process characterization of fibre-metal-elastomer Laminate composites with high forming degrees. In: DÖDER, K. (Hrsg.); VIETOR, T. (Hrsg.): *Technologies for economical and functional lightweight design*. Berlin: Springer Vieweg, 2018, S. 1–9
- [107] ROTH, S.; STOLL, M.; WEIDENMANN, K. A.; COUTANDIN, S.; FLEISCHER, J.: A new process route for the manufacturing of highly formed fiber-metal-laminates with elastomer interlayers (FMEL). In: *International Journal of Advanced Manufacturing Technology* 32 (2019), Nr. 6–7, S. 3671
- [108] CHANDRA, R.; SINGH, S.; GUPTA, K.: Damping studies in fiber-reinforced composites – a review. In: *Composite Structures* 46 (1999), Nr. 1, S. 41–51
- [109] FINEGAN, I. C.; GIBSON, R. F.: Recent research on enhancement of damping in polymer composites. In: *Composite Structures* 44 (1999), Nr. 2-3, S. 89–98
- [110] KAMAL, A. M.; TAHA, I. M.: Vibration Damping Behavior of Fiber Reinforced Composites: A Review. In: *Key Engineering Materials* 425 (2010), S. 179–194
- [111] TANG, X.; YAN, X.: A review on the damping properties of fiber reinforced polymer composites. In: *Journal of Industrial Textiles* 49 (2020), Nr. 6, S. 693–721
- [112] AKAY, M.: Aspects of dynamic mechanical analysis in polymeric composites. In: *Composites Science and Technology* 47 (1993), Nr. 4, S. 419–423
- [113] DENG, S.; HOU, M.; YE, L.: Temperature-dependent elastic moduli of epoxies measured by DMA and their correlations to mechanical testing data. In: *Polymer Testing* 26 (2007), Nr. 6, S. 803–813

- [114] TENEK, L. H.; HENNEKE, E. G.; GUNZBURGER, M. D.: Vibration of delaminated composite plates and some applications to non-destructive testing. In: *Composite Structures* 23 (1993), Nr. 3, S. 253–262
- [115] VANTOMME, J.: A parametric study of material damping in fibre-reinforced plastics. In: *Composites* 26 (1995), Nr. 2, S. 147–153
- [116] LIN, D. X.; NI, R. G.; ADAMS, R. D.: Prediction and Measurement of the Vibrational Damping Parameters of Carbon and Glass Fibre-Reinforced Plastics Plates. In: *Journal of Composite Materials* 18 (1983), Nr. 2, S. 132–152
- [117] MAHERI, M. R.; ADAMS, R. D.: Finite-element prediction of modal response of damped layered composite panels. In: *Composites Science and Technology* 55 (1995), Nr. 1, S. 13–23
- [118] BERTHELOT, J.-M.; ASSARAR, M.; SEFRANI, Y.; MAHI, A. E.: Damping analysis of composite materials and structures. In: *Composite Structures* 85 (2008), Nr. 3, S. 189–204
- [119] HOA, S. V.; OUELLETTE, P.: Damping of composite materials. In: *Polymer Composites* (1984), Nr. 5, S. 334–338
- [120] PLAGIANAKOS, T. S.; SARAVANOS, D. A.: Mechanics and finite elements for the damped dynamic characteristics of curvilinear laminates and composite shell structures. In: *Journal of Sound and Vibration* 263 (2003), Nr. 2, S. 399–414
- [121] WESOŁOWSKI, M.; BARKANOV, E.: Air damping influence on dynamic parameters of laminated composite plates. In: *Measurement* 85 (2016), S. 239–248
- [122] WESOŁOWSKI, M.; BARKANOV, E.: Improving material damping characterization of a laminated plate. In: *Journal of Sound and Vibration* 462 (2019), S. 114928
- [123] LAI, J.-Y.; YOUNG, K.-F.: Dynamics of graphite/epoxy composite under delamination fracture and environmental effects. In: *Composite Structures* 30 (1995), Nr. 1, S. 25–32

- [124] T. ECHTERMAYER, A.; ENGH, B.; BUENE, L.: Lifetime and young's modulus changes of glass/phenolic and glass/polyester composites under fatigue. In: *Composites* 26 (1995), Nr. 1, S. 10–16
- [125] BALASUBRAMANIAM, K.; ALLURI, S.; NIDUMOLU, P.; MANTENA, P. R.; VAUGHAN, J. G.; KOWSIKA, M.: Ultrasonic and vibration methods for the characterization of pultruded composites. In: *Composites Engineering* 5 (1995), S. 1433–1451
- [126] SARAVANOS, D. A.; HOPKINS, D. A.: Effects of delamination on the damped dynamic characteristics of composite laminates: analysis and experiments. In: *Journal of Sound and Vibration* 192 (1996), Nr. 5, S. 977–993
- [127] CHO, M.; KIM H.; JANG, J.; SUHR, J.; PRATE, D.; CHUN, D.: Investigation of mechanical damping characteristic in short fiberglass reinforced polycarbonate composites. In: *Modern Physics Letters B* 27 (2013), Nr. 15, S. 1350108
- [128] NELSON, D. J.; HANCOCK, J. W.: Interfacial slip and damping in fibre reinforced composites. In: *Journal of Materials Science* 13 (1978), Nr. 11, S. 2429–2440
- [129] VAZQUEZ, A.; AMBRUSTOLO, M.; MOSCHIAR, S. M.; REBOREDO, M. M.; GÉRARD, J. F.: Interphase modification in unidirectional Glass-Fiber Epoxy Composites. In: *Composites Science and Technology* 56 (1998), S. 549–558
- [130] FINEGAN, I. C.; GIBSON, R. F.: Improvement of Damping at the Micromechanical Level in Polymer Composite Materials Under Transverse Normal Loading by the Use of Special Fiber Coatings. In: *Journal of Vibration and Acoustics* 120 (1998), Nr. 2, S. 623–627
- [131] LIAO, F.-S.; SU, A.-C.; HSU, T.-C. J.: Vibration Damping of Interleaved Carbon Fiber-Epoxy Composite Beams. In: *Journal of Composite Materials* 28 (1994), Nr. 18, S. 1840–1854

- [132] VANWALLEGHEM, J.; BAERE, I. de; LOCCUFIER, M.; VAN PAEPEGEM, W.: External damping losses in measuring the vibration damping properties in lightly damped specimens using transient time-domain methods. In: *Journal of Sound and Vibration* 333 (2014), Nr. 6, S. 1596–1611
- [133] SCHÜRMAN, H.: *VDI-Buch. Bd. 2007: Konstruieren mit Faser-Kunststoff-Verbunden. 2., bearbeitete und erweiterte Auflage.* Berlin, Heidelberg: Springer, 2007
- [134] YIM, J. H.: Comparison of prediction methods for damping of a symmetric balanced laminated composite beam. In: *KSME International Journal* 12 (1998), Nr. 4, S. 536–543
- [135] ZINOVIEV, P. A.; ERMAKOV, Y. N.: *Energy Dissipation in Composite Materials.* Basel, Switzerland: Technomic, 1994
- [136] ADAMS, R. D.; BACON, D.: Effect of Fibre Orientation and Laminate Geometry on the Dynamic Properties of CFRP. In: *Journal of Composite Materials* 7 (1973), Nr. 4, S. 402–428
- [137] MAHERI, M. R.: The effect of layup and boundary conditions on the modal damping of FRP composite panels. In: *Journal of Composite Materials* 45 (2010), Nr. 13, S. 1411–1422
- [138] KERWIN, E. M.: Damping of Flexural Waves by a Constrained Viscoelastic Layer. In: *The Journal of the Acoustical Society of America* 31 (1959), Nr. 7, S. 952–962
- [139] UNGAR, E. E.: Loss Factors of Viscoelastically Damped Beam Structures. In: *The Journal of the Acoustical Society of America* 34 (1962), Nr. 8, S. 1082–1089
- [140] OBERST, H.; FRANKENFELD, K.: Über die Dämpfung der Biegeschwingungen dünner Bleche durch fest haftenden Beläge. In: *Acustica* (1952), Nr. 4, S. 181–194

- [141] RAO, M. D.; SHULIN, H.: Dynamic analysis and design of laminated composite beams with multiple damping layers. In: *AIAA Journal* 31 (1993), Nr. 4, S. 736–745
- [142] SATTINGER, S. S.: Direct Method for Measuring the Dynamic Shear Properties of Damping Polymers. In: CORSARO, R. D. (Hrsg.); SPERLING, L. H. (Hrsg.): *Sound and vibration damping with polymers* Bd. 424. Washington, DC: American Chemical Society, 1990, S. 79–91
- [143] RAO, D. K.: Frequency and Loss Factors of Sandwich Beams under Various Boundary Conditions. In: *Journal of Mechanical Engineering Science* 20 (1978), Nr. 5, S. 271–282
- [144] DITARANTO, R. A.: Theory of Vibratory Bending for Elastic and Viscoelastic Layered Finite-Length Beams. In: *Journal of Applied Mechanics* 32 (1965), Nr. 4, S. 881–886
- [145] KERWIN, E. M.; UNGAR, E. E.: Requirements Imposed on Polymeric Materials by Structural Damping Applications. In: CORSARO, R. D. (Hrsg.); SPERLING, L. H. (Hrsg.): *Sound and vibration damping with polymers* Bd. 424. Washington, DC: American Chemical Society, 1990, S. 317–345
- [146] KOSMATKA, J. B.; LIGUORE, S. L.: Review of Methods for Analyzing Constrained-Layer Damped Structures: Experimental Investigation with Impact Hammer Excitation. In: *Journal of Aerospace Engineering* 6 (1993), Nr. 3, S. 268–283
- [147] HASHIN, Z.: Complex moduli of viscoelastic composites—II. Fiber reinforced materials. In: *International Journal of Solids and Structures* 6 (1970), Nr. 6, S. 797–807
- [148] PLUNKETT, R.; LEE, C. T.: Length Optimization for Constrained Viscoelastic Layer Damping. In: *The Journal of the Acoustical Society of America* 48 (1970), Nr. 1B, S. 150–161

- [149] NAKRA, B. C.: *Vibrations of viscoelastically damped laminated structures*. London, Imperial College of Science and Technology, Dissertation, 1966
- [150] VAN VUURE, A.; VERPOEST, I.; KO, F.: Sandwich-fabric panels as spacers in a constrained layer structural damping application. In: *Composites Part B: Engineering* 32 (2001), Nr. 1, S. 11–19
- [151] HAO, M.; RAO, M. D.; SCHABUS, M. H.: Optimum Design of Multiple-Constraint-Layered Systems for Vibration Control. In: *AIAA Journal* 42 (2004), Nr. 12, S. 2448–2461
- [152] KUNG, S.-W.; SINGH, R.: Vibration analysis of beams with multiple constrained layer damping patches. In: *Journal of Sound and Vibration* 212 (1998), Nr. 5, S. 781–805
- [153] VASWANI, J.; ASNANI, N. T.; NAKRA, B. C.: Vibration and damping analysis of curved sandwich beams with a viscoelastic core. In: *Composite Structures* 10 (1988), Nr. 3, S. 231–245
- [154] HE, S.; RAO, M. D.: Prediction of loss factors of curved sandwich beams. In: *Journal of Sound and Vibration* 159 (1992), Nr. 1, S. 101–113
- [155] STANWAY, R.; RONGONG, J. A.; SIMS, N. D.: Active constrained-layer damping: A state-of-the-art review. In: *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part I: Journal of Systems and Control Engineering* 217 (2016), Nr. 6, S. 437–456
- [156] LEPOITTEVIN, G.: *Composite Laminates with Integrated Vibration Damping treatments*. Zürich, ETH Zürich, Dissertation, 2012
- [157] GHIRINGHELLI, G. L.; TERRANEO, M.: Analytically driven experimental characterisation of damping in viscoelastic materials. In: *Aerospace Science and Technology* 40 (2015), S. 75–85



- [158] MOREIRA, R.: Structural Dynamics and Viscoelastic Passive Damping Treatments. In: DAVIM, J. P. (Hrsg.): *Modern Mechanical Engineering*. Berlin, Heidelberg: Springer, 2014 (Materials Forming, Machining and Tribology), S. 89–108
- [159] ASTM: *E756-05: Standard Test Method for Measuring Vibration-Damping Properties of Materials*. West Conshohocken, PA: ASTM International, 2017
- [160] DEUTSCHES INSTITUT FÜR NORMUNG E.V.: *DIN EN ISO 6721-3:1996-12, Kunststoffe- Bestimmung dynamisch-mechanischer Eigenschaften- Teil3: Biegeschwingung; Resonanzkurven-Verfahren*. Berlin: Beuth, 1996
- [161] OZER, M. S.; KORUK, H.; SANLITURK, K. Y.: Testing non-magnetic materials using Oberst Beam Method utilising electromagnetic excitation. In: *Journal of Sound and Vibration* 456 (2019), S. 104–118
- [162] WU, Q.; WANG, M.: Study on the Dynamic Mechanical Properties of Viscoelastic Materials Based on Asymmetrical Sandwich Beams. In: *Applied Sciences* 8 (2018), Nr. 8, S. 1359
- [163] KUMAR, S.; K. KARTHIK; T. RAJA: Vibration Damping Characteristics of Hybrid Polymer Matrix Composite. In: *International Journal of Mechanical & Mechatronics Engineering* 15 (2015), Nr. 01
- [164] KORUK, H.; SANLITURK, K. Y.: Identification and removal of adverse effects of non-contact electromagnetic excitation in Oberst Beam Test Method. In: *Mechanical Systems and Signal Processing* 30 (2012), S. 274–295
- [165] MARTARELLI, M.; SANTOLINI CLAUDIO; PERAZZOLO ALESSANDRO; CASTELLINI, P.: Damping Properties Assessment of Very Highly Compliant Sandwich Materials: Are Traditional Methods Really Too Old? In: ALLEMANG, R. (Hrsg.); CLERCK, J. de (Hrsg.): *Topics in modal analysis I* Bd. 30. New York, NY: Springer, 2012, S. 47–55

- [166] KORUK, H.; SANLITURK, K. Y.: On Measuring Dynamic Properties of Damping Materials Using Oberst Beam Method. In: ASME (Hrsg.): *Proceedings of the ASME 10th Biennial Conference on Engineering Systems Design and Analysis - 2010* Bd. 2. New York, NY: ASME, 2010, S. 127–134
- [167] MARTINEZ-AGIRRE, M.; ELEJABARRIETA, M. J.: Characterisation and modelling of viscoelastically damped sandwich structures. In: *International Journal of Mechanical Sciences* 52 (2010), Nr. 9, S. 1225–1233
- [168] BARBOSA, F. S.; FARAGE, M.: A finite element model for sandwich viscoelastic beams: Experimental and numerical assessment. In: *Journal of Sound and Vibration* 317 (2008), Nr. 1-2, S. 91–111
- [169] CORTÉS, F.; SARRÍA, I.: Dynamic Analysis of Three-Layer Sandwich Beams with Thick Viscoelastic Damping Core for Finite Element Applications. In: *Shock and Vibration* 2015 (2015), S. 1–9
- [170] CORTÉS, F.; ELEJABARRIETA, M. J.: Viscoelastic materials characterisation using the seismic response. In: *Materials & Design* 28 (2007), Nr. 7, S. 2054–2062
- [171] LIAO, F.-S.; HSU, T.-C. J.: Prediction of vibration damping properties of polymer-laminated steel sheet using time–temperature superposition principle. In: *Journal of Applied Polymer Science* 45 (1992), Nr. 5, S. 893–900
- [172] HUIJARE, P. P.; SAHASRABUDHE, A. D.: Experimental Investigation of Damping Performance of Viscoelastic Material Using Constrained Layer Damping Treatment. In: *Procedia Materials Science* 5 (2014), S. 726–733
- [173] GHINET, S.; ATALLA, N.: Modeling thick composite laminate and sandwich structures with linear viscoelastic damping. In: *Computers & Structures* 89 (2011), Nr. 15-16, S. 1547–1561

- [174] SUZUKI, K.; KAGEYAMA, K.; KIMPARA, I.; HOTTA, S.; OZAWA, T.; KABASHIMA, S.; OZAKI, T.: Vibration and Damping Prediction of Laminates with Constrained Viscoelastic Layers–Numerical Analysis by a Multilayer Higher-Order-Deformable Finite Element and Experimental Observations. In: *Mechanics of Advanced Materials and Structures* 10 (2003), Nr. 1, S. 43–75
- [175] WOJTOWICKI, J.-L.; JAOUEN, L.; PANNETON, R.: New approach for the measurement of damping properties of materials using the Oberst beam. In: *Review of Scientific Instruments* 75 (2004), Nr. 8, S. 2569–2574
- [176] KISHI, H.; KUWATA, M.; MATSUDA, S.; ASAMI, T.; MURAKAMI, A.: Damping properties of thermoplastic-elastomer interleaved carbon fiber-reinforced epoxy composites. In: *Composites Science and Technology* 64 (2004), Nr. 16, S. 2517–2523
- [177] AMOROSO, F.; DENZA, A. de; MONACO, E.; PECORA, R.; LECCE, L.: Experimental evaluation of vibro-acoustic behaviour of composite fuselage structures realized with embedded viscoelastic damping treatments. In: CROCKER, M. (Hrsg.): *Proceedings of 18th International Congress on Sound and Vibration 2011 (ICSV 18)*. Rio de Janeiro, 2011
- [178] SARLIN, E.; LIU, Y.; VIPPOLA, M.; ZOGG, M.; ERMANNI, P.; VUORINEN, J.; LEPISTÖ, T.: Vibration damping properties of steel/rubber/composite hybrid structures. In: *Composite Structures* 94 (2012), Nr. 11, S. 3327–3335
- [179] EGE, K.; ROOZEN, N. B.; LECLÈRE, Q.; RINALDI, R. G.: Assessment of the apparent bending stiffness and damping of multilayer plates; modelling and experiment. In: *Journal of Sound and Vibration* 426 (2018), S. 129–149

- [180] MARCHETTI, F.; EGE, K.; LECLÈRE, Q.; ROOZEN, N. B.: On the structural dynamics of laminated composite plates and sandwich structures; a new perspective on damping identification. In: *Journal of Sound and Vibration* 474 (2020), S. 115256
- [181] KHALFI, B.; ROSS, A.: Influence of partial constrained layer damping on the bending wave propagation in an impacted viscoelastic sandwich. In: *International Journal of Solids and Structures* 50 (2013), Nr. 25-26, S. 4133–4144
- [182] KHALFI, B.; ROSS, A.: Transient response of a plate with partial constrained viscoelastic layer damping. In: *International Journal of Mechanical Sciences* 68 (2013), S. 304–312
- [183] KNAPP, G.; ORESKI, G.; PINTER, G.: Method to characterize the damping behavior of thin passively constrained layer laminates using dynamic mechanical analysis (DMA) in shear mode. In: *Polymer Testing* 42 (2015), S. 215–224
- [184] PAN, L.; ZHANG, B.: A new method for the determination of damping in cocured composite laminates with embedded viscoelastic layer. In: *Journal of Sound and Vibration* 319 (2009), Nr. 3-5, S. 822–831
- [185] MARTONE, A.; ANTONUCCI, V.; ZARRELLI, M.; GIORDANO, M.: A simplified approach to model damping behaviour of interleaved carbon fibre laminates. In: *Composites Part B: Engineering* 97 (2016), S. 103–110
- [186] CUILLEY, P.; GAERTNER, R.; TATIBOUET, J.; MANTEL, M.: Structural effects on dynamic features of sandwich metal/polymer/metal. In: *Journal of Applied Polymer Science* 65 (1997), Nr. 12, S. 2493–2505
- [187] SPERLING, L. H.: Basic Viscoelastic Definitions and Concepts. In: CORSARO, R. D. (Hrsg.); SPERLING, L. H. (Hrsg.): *Sound and vibration damping with polymers* Bd. 424. Washington, DC: American Chemical Society, 1990, S. 5–22

- [188] MEAD, D. J.: A comparison of some equations for the flexural vibration of damped sandwich beams. In: *Journal of Sound and Vibration* 83 (1982), Nr. 3, S. 363–377
- [189] ÖBORN, J.; BERTILSSON, H.; RIGDAHL, M.: Styrene-ethylene/butylene-styrene blends for improved constrained-layer damping. In: *Journal of Applied Polymer Science* 80 (2001), Nr. 14, S. 2865–2876
- [190] GANDHI, F.; REMILLAT, C.; TOMLINSON, G.; AUSTRUY, J.: Constrained-Layer Damping with Gradient Polymers for Effectiveness over Broad Temperature Ranges. In: *AIAA Journal* 45 (2007), Nr. 8, S. 1885–1893
- [191] ZHANG, S. H.; CHEN, H. L.: A study on the damping characteristics of laminated composites with integral viscoelastic layers. In: *Composite Structures* 74 (2006), Nr. 1, S. 63–69
- [192] ASNANI, N. T.; NAKRA, B. C.: Vibration Damping Characteristics of Multilayered Beams With Constrained Viscoelastic Layers. In: *Journal of Engineering for Industry* 98 (1976), Nr. 3, S. 895–901
- [193] WANG, S.; ZHANG, J.; LI, Q.; SU, J.; LIANG, S.: Free vibration of co-cured composite structures with different numbers of viscoelastic damping membranes. In: *Composite Structures* 247 (2020), S. 112434
- [194] ZHENG, C.; LIANG, S.: Preparation and damping properties of medium-temperature co-cured phenolic resin matrix composite structures. In: *Composite Structures* 217 (2019), S. 122–129
- [195] 3M COMPANY (Hrsg.): *Technical Datasheet 2552 Damping Foil*. <https://3m.citration.com/pif/000016?locale=en-US>. Version: 29.09.2020
- [196] KINKAID, N. M.; O'REILLY, O. M.; PAPADOPOULOS, P.: Automotive disc brake squeal. In: *Journal of Sound and Vibration* 267 (2003), Nr. 1, S. 105–166

- [197] MERIDENO, I.; NIETO, J.; GIL-NEGRETE, N.; GIMÉNEZ ORTIZ, J. G.; LANDABEREA, A.; IARTZA, J.: Influence of Sandwich-Type Constrained Layer Damper Design Parameters on Damping Strength. In: *Shock and Vibration* 2016 (2016), S. 1–14
- [198] XU, Y.; GAO, W.; YU, Y.; ZHANG, D.; ZHAO, X.; TIAN, Y.; CUN, H.: Dynamic Optimization of Constrained Layer Damping Structure for the Headstock of Machine Tools with Modal Strain Energy Method. In: *Shock and Vibration* 2017 (2017), Nr. 10, S. 1–13
- [199] ROTHAUPT, B.; ROTH, S.; YU, L.; FLEISCHER, J.: Fibre-metal elastomer laminates – Lightweight components with superior damping characteristics. In: *JEC Composites Magazine* 133 (2020), S. 151–153
- [200] NATARAJAN, R. T.; LEWIS, A. F.: Advanced Composite Constrained Layer Laminates. In: *Journal of Composite Materials* 10 (1976), Nr. 3, S. 220–230
- [201] EHRIG, T.; HOLECZEK, K.; MODLER, N.; KOSTKA, P.: Dynamic Behaviour Adaptation of Lightweight Structures by Compressible Constrained Layer Damping with Embedded Polymeric Foams and Nonwovens. In: *Applied Sciences* 9 (2019), Nr. 17, S. 3490
- [202] SARAVANOS, D. A.; PEREIRA, J. M.: Effects of interply damping layers on the dynamic characteristics of composite plates. In: *AIAA Journal* 30 (1992), Nr. 12, S. 2906–2913
- [203] KUMAR, N.; SINGH, S. P.: Experimental study on vibration and damping of curved panel treated with constrained viscoelastic layer. In: *Composite Structures* 92 (2010), Nr. 2, S. 233–243
- [204] ANAB, A.; GREGORY, M. G.: Representation of Constrained Unconstrained Layer Damping Treatments in FEA SEA Vehicle System Models: A Simplified Approach. In: *SAE Transactions* (1999), Nr. 108, S. 2563–2575

- [205] NI, N.; WEN, Y.; HE, D.; YI, X.; ZHANG, T.; XU, Y.: High damping and high stiffness CFRP composites with aramid non-woven fabric interlayers. In: *Composites Science and Technology* 117 (2015), S. 92–99
- [206] SMITH, C.; WERELEY, N.: Composite Rotorcraft Flexbeams With Viscoelastic Damping Layers for Aeromechanical Stability Augmentation. In: WOLFENDEN, A. (Hrsg.); KINRA, V. K. (Hrsg.): *M3D III: Mechanics and Mechanisms of Material Damping*. West Conshohocken, PA: ASTM International, 1997, S. 62–77
- [207] CAPPS, R. N.; BEUMEL, L. L.: Dynamic Mechanical Testing. In: CORSARO, R. D. (Hrsg.); SPERLING, L. H. (Hrsg.): *Sound and vibration damping with polymers* Bd. 424. Washington, DC: American Chemical Society, 1990, S. 63–78
- [208] HAMD AOUI, M.; ROBIN, G.; JRAD, M.; DAYA, E. M.: Optimal design of frequency dependent three-layered rectangular composite beams for low mass and high damping. In: *Composite Structures* 120 (2015), S. 174–182
- [209] ZHENG, H.; PAU, G.; WANG, Y. Y.: A comparative study on optimization of constrained layer damping treatment for structural vibration control. In: *Thin-Walled Structures* 44 (2006), Nr. 8, S. 886–896
- [210] MANCONI, E.; MACE, B. R.: Estimation of the loss factor of viscoelastic laminated panels from finite element analysis. In: *Journal of Sound and Vibration* 329 (2010), Nr. 19, S. 3928–3939
- [211] YIM, J. H.; CHO, S. Y.; SEO, Y. J.; JANG, B. Z.: A study on material damping of 0° laminated composite sandwich cantilever beams with a viscoelastic layer. In: *Composite Structures* 60 (2003), Nr. 4, S. 367–374

- [212] GANDHI, F.: Influence of Nonlinear Viscoelastic Material Characterization on Performance of Constrained Layer Damping Treatment. In: *AIAA Journal* 39 (2001), Nr. 5, S. 924–931
- [213] TORVIK, P. J.; RUNYON, B. D.: Estimating the Loss Factors of Plates with Constrained Layer Damping Treatments. In: *AIAA Journal* 45 (2007), Nr. 7, S. 1492–1500
- [214] NAKRA, B. C.: Vibration control in machines and structures using viscoelastic damping. In: *Journal of Sound and Vibration* 211 (1998), Nr. 3, S. 449–466
- [215] SHORTER, P. J.: Wave propagation and damping in linear viscoelastic laminates. In: *The Journal of the Acoustical Society of America* 115 (2004), Nr. 5, S. 1917–1925
- [216] SCHAUBE, J.; SESSNER, V. (Hrsg.): *Füllstoffe der EPDM Mischung HAA9275/45 und SAA9579/52: Telefonat*. 20.7.2020
- [217] KRAIBURG HOLDING GMBH & CO. KG: *Technical Data Sheet SAA9579/52*. 2014
- [218] KRAIBURG HOLDING GMBH & CO. KG: *Technical Data Sheet HAA9275-45*. 2014
- [219] HEXCEL CORPORATION: *HexPly® M77/38%/UD150/CHS-12K T700 Datasheet*. 2017
- [220] DAVIS, J. R.: *ASM handbook*. Bd. Vol. 2: *Properties and selection: Nonferrous alloys and special-purpose materials*. 10. Auflage. Materials Park, Ohio: ASM International, 2000
- [221] DEUTSCHES INSTITUT FÜR NORMUNG E.V.: *DIN EN 209: Luft- und Raumfahrt – Aluminiumlegierung AL-P2024-T3*. Berlin: Beuth, 06-2006
- [222] VEREIN DEUTSCHER INGENIEURE: *2014 - Development of FRP components (fibre-reinforced plastics) Analysis*. Berlin: Beuth, 09-2006



- [223] SESSNER, V.; JACKSTADT, A.; LIEBIG, W.; KÄRGER, L.; WEIDENMANN, K.: Damping Characterization of Hybrid Carbon Fiber Elastomer Metal Laminates using Experimental and Numerical Dynamic Mechanical Analysis. In: *Journal of Composites Science* 3 (2019), Nr. 1
- [224] DEUTSCHES INSTITUT FÜR NORMUNG E.V.: *DIN EN 13887: Leitlinien für die Oberflächenvorbehandlung von Metallen und Kunststoffen vor dem Kleben*. Berlin: Beuth, November 2003
- [225] SESSNER, V.; LIEBIG, W. V.; WEIDENMANN, K. A.: Modal damping behavior of plane and 3D curved constrained layer damping CFRP-elastomer-metal laminates. In: *Composites Part C: Open Access* 2 (2020), S. 100037
- [226] DEUTSCHES INSTITUT FÜR NORMUNG E.V.: *DIN EN ISO 527-5: Prüfbedingungen für unidirektional faserverstärkte Kunststoffverbundwerkstoffe*. Berlin: Beuth, 07-1997
- [227] DEUTSCHES INSTITUT FÜR NORMUNG E.V.: *DIN EN 6031: Luft- und Raumfahrt – Faserverstärkte Kunststoffe – Prüfverfahren – Bestimmung der Schubeigenschaften ( $\pm 45^\circ$ -Zugversuch); Deutsche und Englische Fassung EN 6031:2015*. Berlin: Beuth, 02-2006
- [228] INTERNATIONAL ORGANIZATION FOR STANDARDIZATION: *Rubber, vulcanized or thermoplastic — Determination of tensile stress-strain properties*. 4. Vernier, Switzerland: ISO, 15-07-2005
- [229] DEUTSCHES INSTITUT FÜR NORMUNG E.V.: *DIN EN ISO 14125: Faserverstärkte Kunststoffe - Bestimmung der Biegeeigenschaften*. Berlin: Beuth, 06-1998
- [230] SESSNER, V.; LIEBIG, W. V.; KÄRGER, L.; WEIDENMANN, K. A.: Experimental and numerical investigations on the deformation behavior of fibre-metal-elastomer laminates in 3-point bending experiments using digital image correlation. In: HAUSMANN, JOACHIM, M.

- (Hrsg.); SIEBERT, M. (Hrsg.); HEHL, A. von (Hrsg.): *HYBRID Materials and Structures 2018 - Proceedings*, 2018, S. 81–87
- [231] WEIDENMANN, K. A.; BAUMGÄRTNER, L.; HASPEL, B.: The Edge Shear Test - An Alternative Testing Method for the Determination of the Interlaminar Shear Strength in Composite Materials. In: *Materials Science Forum* 825-826 (2015), S. 806–813
- [232] GUTIÉRREZ ACUÑA, C.: *Rational Fraction Polynomial Method*.  
<https://www.mathworks.com/matlabcentral/fileexchange/3805-rational-fraction-polynomial-method>.  
Version: 13.06.2020
- [233] SESSNER, V.; LIEBIG, W. V.; JACKSTADT, A.; SCHMID, D.; EHRIG, T.; HOLECZEK, K.; GRÄBNER, N.; KOSTKA, P.; WAGNER, U. von; WEIDENMANN, K. A.; KÄRGER, L.: Wide scale characterization and modeling of the vibration and damping behavior of CFRP-elastomer-metal laminates - comparison and discussion of different test setups. In: *Preprint series of the DFG PP 1897*; (2020)
- [234] NIEDERAU, M.: *Dynamisch-mechanische Analyse eines endlosfaserverstärkten Kohlenstofffaser-Prepregs*. Karlsruhe, Karlsruher Institut für Technologie, Institut für Angewandte Materialien, Bachelorarbeit (nicht veröffentlicht), 2018
- [235] SESSNER, V.; WEIDENMANN, K. A.: Temperature Dependency of the Deformation Behavior of Hybrid CFRP/Elastomer/Metal Laminates under 3-Point Bending Loads. In: *Key Engineering Materials* 809 (2019), S. 259–265
- [236] SESSNER, V.; JACKSTADT, A.; LIEBIG, W.; KÄRGER, L.; WEIDENMANN, K. A.: Characterization and Modelling of the Vibration and Damping Behavior of Carbon Fiber-Metal-Elastomer Laminates by using Modal Analysis in Cantilever setup. In: JOACHIM M., H. (Hrsg.); MARC, S. (Hrsg.); AXEL, v. H. (Hrsg.); KAY A., W. (Hrsg.): *Proceedings Hybrid Materials & Structures*, 2020, S. 40–45

- [237] STOLL, M. M.; WEIDENMANN, K. A.: Fatigue of fiber-metal-laminates with aluminum core, CFRP face sheets and elastomer interlayers (FMEL). In: *International Journal of Fatigue* 107 (2018), S. 110–118
- [238] LIEBIG, W. V.; JACKSTADT, A.; SESSNER, V.; WEIDENMANN, K. A.; KÄRGER, L.: Frequency domain modelling of transversely isotropic viscoelastic fibre-reinforced plastics. In: *Composites Science and Technology* 180 (2019), S. 101–110
- [239] MENNECART, T.; WERNER, H.; BEN KHALIFA, N.; WEIDENMANN, K. A.: Developments and Analyses of Alternative Processes for the Manufacturing of Fiber Metal Laminates. In: *Proceedings of the ASME 10th International Manufacturing Science and Engineering Conference - 2018*. New York, NY: ASME, 2018
- [240] SERNA MORENO, M. C.; ROMERO GUTIÉRREZ, A.; MARTÍNEZ VICENTE, J. L.: Different response under tension and compression of unidirectional carbon fibre laminates in a three-point bending test. In: *Composite Structures* 136 (2016), S. 706–711
- [241] HUGHES, J.: Strength and modulus of current carbon fibres. In: *Carbon* 24 (1986), Nr. 5, S. 551–556
- [242] TORAYA COMPOSITE MATERIALS AMERICA, INC.; TORAYA COMPOSITE MATERIALS AMERICA, INC. (Hrsg.): *T700S Technical Datenblatt*. <https://www.toraycma.com/page.php?id=661>. Version: 30.09.2020
- [243] CURTIS, G. J.; MILNE, J. M.; REYNOLDS, W. N.: Non-Hookean Behaviour of Strong Carbon Fibres. In: *Nature* 220 (1968), Nr. 5171, S. 1024–1025
- [244] JACKSTADT, A.; LIEBIG, W. V.; SESSNER, V.; WEIDENMANN, K. A.; KÄRGER, L.: Application of a mixed variational higher order plate theory towards understanding the deformation behavior of hybrid laminates. In: *PAMM* 19 (2019), Nr. 1, S. 1–4

- [245] WRANA, C.: *Polymerphysik*. Berlin, Heidelberg: Springer, 2014
- [246] RUSCH, K. C.: Time-temperature superposition and relaxational behavior in polymeric glasses. In: *Journal of Macromolecular Science, Part B 2* (1968), Nr. 2, S. 179–204
- [247] ZHAO, T.: *Development of an Accelerated Creep Test Methodology Based on Time Temperature Superposition Applied to Elastomers and Carbon Fiber Reinforced Plastics*. Karlsruhe, Karlsruher Institut für Technologie, Institut für Fahrzeugsystemtechnik, Masterarbeit (nicht veröffentlicht), 2020
- [248] VEREIN DEUTSCHER INGENIEURE: *3843-1 Modellbildung schwingungsfähiger Systeme (Modelling of vibrating systems)*. Berlin: Beuth, 02-2018
- [249] SPERLING, L. H.; FAY, J. J.: Factors which affect the glass transition and damping capability of polymers. In: *Polymers for Advanced Technologies 2* (1991), Nr. 1, S. 49–56
- [250] NAKANO, T.: Applicability condition of time–temperature superposition principle (TTSP) to a multi-phase system. In: *Mechanics of Time-Dependent Materials 17* (2013), Nr. 3, S. 439–447
- [251] FUJIMOTO, J.; TAMURA, T.; TODOME, K.; TANIMOTO, T.: Mechanical Properties for CFRP/ Damping-Material Laminates. In: *Journal of Reinforced Plastics and Composites 12* (1993), Nr. 7, S. 738–751
- [252] MALLAREDDY T.T.; SCHNEIDER, S.; BLASCHKE P.: Advanced Hammer Excitation Technique for Impact Modal Testing on Lightweight Materials Using Scalable Automatic Modal Hammer. In: MAINS, M. (Hrsg.); DILWORTH, B. J. (Hrsg.): *Topics in Modal Analysis & Testing, Volume 9*. Cham: Springer, 2019, S. 211–216
- [253] EWINS, D. J.: *Mechanical engineering research studies Engineering dynamics series*. Bd. 2: *Modal testing: Theory and practice*. 2nd ed. Taunton, Somerset u.a: Research Studies Press, 1984

- [254] CARNE, T. G.; GRIFFITH, T. D.; CASIS, M. E.: Support conditions for experimental modal analysis. In: *Sound and Vibration* 41 (2007), Nr. 6, S. 10–16
- [255] LIEBIG, W. V.; SESSNER, V.; JACKSTADT, A.; WEIDENMANN, K. A.; KÄRGER, L.: Hybrid CFRP-Elastomer-Metal Laminates: Influence of Lay-Up parameters in its damping behaviour. In: *Proceedings of 18th European conference on composite Materials ECCM 2018*, 2018, S. 1–5
- [256] LIEBIG, W. V.; SESSNER, V.; WEIDENMANN, K. A.; KÄRGER, L.: Numerical and experimental investigations of the damping behaviour of hybrid CFRP-elastomer-metal laminates. In: *Composite Structures* 202 (2018), S. 1109–1113
- [257] SCHMID, D.; SESSNER, V.; GRÄBNER, N.; WAGNER, U. von; WEIDENMANN, K. A.: Parameter Identification of Brake Pad Shims for Complex Eigenvalue Analysis. In: *PAMM* 19 (2019), Nr. 1, S. 1–4
- [258] SESSNER, V.; LIEBIG, W. V.; KÄRGER, L.; WEIDENMANN, K. A.: Experimental and numerical characterisation of fibre–metal–elastomer laminates by using DMA regarding its damping behaviour. In: *PAMM* 18 (2018), Nr. 1, S. 1–4



# A Sonstiger Anhang

## A.1 Werkstoffauswahlindex

Nachfolgend wird der Werkstoffauswahlindex für eine minimale Vibrationsamplitude eines einseitig eingespannten Balkens mit einer Steifigkeitsrandbedingung und der Dicke  $H$  als freie Variable hergeleitet. Nach Cebon und Ashby [21] kann zwischen dem subresonanten Fall, bei dem die Anregungsfrequenz weit über der ersten Eigenfrequenz liegt, und einer breitbandigen Anregung unterschieden werden. Für den subresonanten Fall gilt es die erste Eigenfrequenz zu maximieren, um eine geringere Amplitude aufgrund der dynamischen Anregung zu erlangen. Die Optimierung wird für einen einseitig eingespannten Balken mit Breite  $B$ , Dichte  $\rho$ , E-Modul  $E$ , freier Länge  $L$  und dem Proportionalitätsfaktor  $a_n$  durchgeführt. Nach Formel 5.6 lässt sich die  $n$ -te Eigenfrequenz zu

$$f = \sqrt{\frac{Ea_n^2 H^2}{48\rho L^4 \pi^2}} \quad (\text{A.1})$$

berechnen. Die Steifigkeitsrandbedingung gibt an, dass der Balken eine Mindeststeifigkeit von

$$S = \frac{EH^3 B}{4L^3} \quad (\text{A.2})$$

aufweisen muss. Wird die freie Variable  $H$  mit Hilfe der Steifigkeitsrandbedingung A.2 substituiert, ergibt sich für die Eigenfrequenz

$$f = S^{1/3} \frac{a_n}{48L\pi} \left( \frac{4}{B} \right)^{1/3} \left[ \frac{E^{1/3}}{\rho} \right]^{1/2}. \quad (\text{A.3})$$

Um die Eigenfrequenz zu maximieren muss daher der Faktor

$$\left[ \frac{E^{1/3}}{\rho} \right]^{1/2} \quad \text{bzw.} \quad \frac{E^{1/3}}{\rho} \quad (\text{A.4})$$

maximiert werden. Dieser Faktor wird als Werkstoffauswahlindex bezeichnet und ist charakteristisch für Kombination aus Randbedingungen und freien Variablen.

Im Folgenden wird das Verhalten unter Resonanz betrachtet, bei dem die Vibrationsamplitude in der Eigenfrequenz maximal wird. Dafür wird ein System mit einem Freiheitsgrad angenommen, das über die breitbandige spektrale Leistungsdichte

$$S_x(\omega) = S_0 \left( \frac{\omega}{\omega_0} \right)^{-k} \quad (\text{A.5})$$

mit den Konstanten  $S_0$ ,  $\omega_0$  und  $k$  angeregt wird.  $k$  gibt dabei die Leistungsdichteverteilung im Frequenzbereich an und ist auch in Abb. 2.3 dargestellt. Sie hat Einfluss auf die Steigung der Auswahlgeraden.

Die spektrale Leistungsdichte der Antwort des Systems  $S_y(\omega)$  auf die Anregung  $S_x(\omega)$  ergibt mit sich der Übertragungsfunktion  $H(\omega)$  zu

$$S_y(\omega) = |H(\omega)|^2 S_x(\omega). \quad (\text{A.6})$$



Die mittlere quadratische Antwort des Systems

$$\sigma_y^2 = \int_0^\infty S_y(\omega) d\omega = \int_0^\infty |H(\omega)|^2 S_x(\omega) d\omega \quad (\text{A.7})$$

ergibt sich aus der Integration über den gesamten Frequenzbereich. Nach [21] kann die Fläche unter dem Resonanzpeak als

$$\sigma_y^2 \approx |H(\omega)|^2 S_x(\omega_n) \pi \zeta_n \omega_n \quad (\text{A.8})$$

angenähert werden. Dabei ist  $\zeta_n$  der Dämpfungsgrad, der bei kleinen Dämpfungen zu  $2\zeta_n = \eta_n$  angenommen werden kann.

In der Eigenfrequenz ergibt sich  $|H(\omega_n)| = 1/(2\zeta_n)$  [21], sodass

$$\sigma_y^2 \approx \frac{1}{\eta_n^2} S_0 \left( \frac{\omega_n}{\omega_0} \right)^{-k} \pi \frac{\eta_n}{2} \omega_n = \frac{S_0 \pi \omega_0^k}{2} \left[ \frac{1}{\eta_n \omega_n^{k-1}} \right]. \quad (\text{A.9})$$

Um damit  $\sigma_y^2$  zu minimieren muss der Werkstoffauswahlindex

$$M_d = \left[ \eta_n \omega_n^{k-1} \right] = \left[ \eta_n \left( \frac{E^{1/3}}{\rho} \right)^{\frac{k-1}{2}} \right] \quad (\text{A.10})$$

maximiert werden. Werden beide Seiten logarithmiert ergibt sich

$$\log \left( \frac{E^{1/3}}{\rho} \right)^{1/2} = \frac{-1}{k-1} \log(\eta_n) + \frac{1}{k-1} \log(M_d) \quad (\text{A.11})$$

Dies entspricht einer Auswahlgeraden mit der Steigung von  $\frac{-1}{k-1}$  in einer Auftragung von  $\log \left( \sqrt{\frac{E^{1/3}}{\rho}} \right)$  über  $\log(\eta_n)$ .

## A.2 Frequenznomogramm

Nachfolgend ist erklärt wie mit Hilfe der Frequenznomogramme viskoelastische Materialdaten abgelesen werden können. Das Vorgehen ist exemplarisch für zwei Kombinationen eingezeichnet. Die grünen Pfeile zeigen den Ablauf bei 1000 Hz und einer Referenztemperatur von  $-50\text{ }^{\circ}\text{C}$ . Es ergeben sich Werte von  $E' = 2300\text{ MPa}$ ,  $E'' = 230\text{ MPa}$  und  $\tan(\delta) = 0,1$ . Bei 1 Hz und  $40\text{ }^{\circ}\text{C}$  ergeben sich Werte von  $E' = 70\text{ MPa}$ ,  $E'' = 11\text{ MPa}$  und  $\tan(\delta) = 0,19$  (orange).

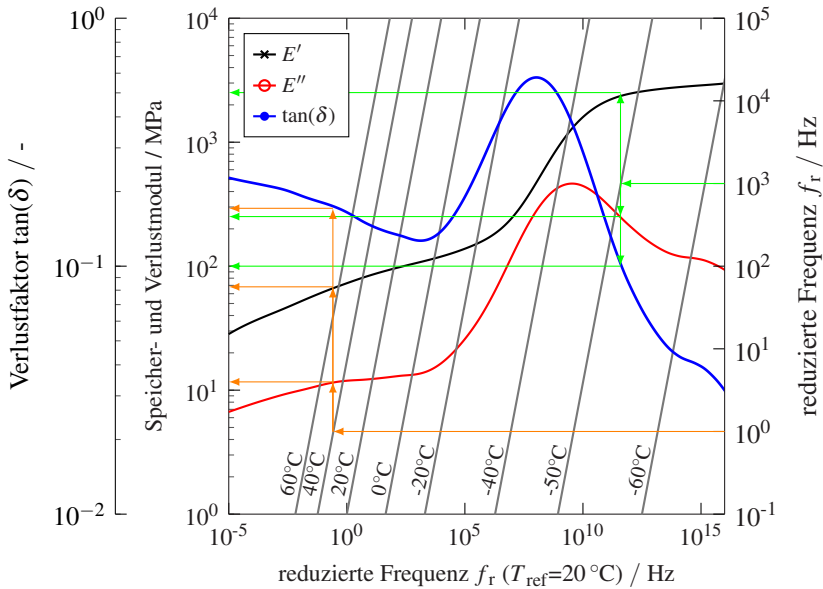


Abbildung A.1: Frequenz-Nomogramm für das weiche Elastomer. Grüne Pfeile: 1000 Hz bei  $-50\text{ }^{\circ}\text{C}$ ; Orange: 1 Hz bei  $40\text{ }^{\circ}\text{C}$

## **A.3 Datenblätter**

Nachfolgend sind die Datenblätter des Herstellers zu den beiden Elastomeren aufgeführt.

Ideas and solutions in rubber compounding



# KRAIBON®

## TECHNISCHES DATENBLATT

### TECHNICAL DATA SHEET

<b>Mischung</b>	<b>Compound:</b>	<b>SAA9579/52</b>			
<b>Spezifikation:</b>	<b>Specification:</b>	<b>Keine / none</b>			
Vulkanisationsbed.	<i>Vulcanisation Conditions</i>	Probekörper	Ring R1	20 Min / min	140°C
		<i>Test specimen</i>	Stab S2 Dumbbell	15 Min / min	140°C
Temperbedingungen	<i>Post Curing Conditions</i>			0 Std. / h	°C
<b>Prüfmerkmale</b>	<b>Properties</b>		<b>Einheiten Units</b>	<b>Soll – Werte Desired val.</b>	<b>Ist – Werte Actual value</b>
Reißfestigkeit (S2)	<i>Tensile Strength (S2)</i>	DIN 53504	MPa		8,3
Reißdehnung (S2)	<i>Elongation at break (S2)</i>	DIN 53504	%		201
Spannungswert 50%	<i>Modulus 50% (S2)</i>	DIN 53504	MPa		3,8
Spannungswert 100%	<i>Modulus 100% (S2)</i>	DIN 53504	MPa		5,4
Spannungswert 200%	<i>Modulus 200% (S2)</i>	DIN 53504	MPa		8,3
Härte (R1)	<i>Hardness (R1)</i>	DIN 53505	Shore A		88
Rückprallelastizität	<i>Rebound Resilience (R1)</i>	DIN 53512	%		45
Weiterreißwiderstand	<i>Tear strength(S2)</i>	DIN ISO 34-1	N/mm		7,4
Dichte (R1)	<i>Specific Gravity (R1)</i>	DIN EN ISO 1183-1	kg /dm <sup>3</sup>		1,18
Druckverformungsrest	<i>Compression Set</i> 22 h 70°C	DIN ISO 815	%		23
<b>Elektrischer Widerstand</b>	<b>Electrical resistance</b>	DIN IEC 93 DIN IEC 167			
Temperatur	<i>temperature</i>		°C		23
Luftfeuchtigkeit	<i>humidity</i>		%		50
Spannung	<i>Voltage</i>		Volt		5000
Oberflächenwiderstand	<i>surface resistance</i>		Ω		9 · 10 <sup>10</sup>
Durchgangswiderstand	<i>volume resistance</i>		Ω x cm		3 · 10 <sup>17</sup>

Datum Date: 20.05.2014Unterschrift Sign: Jens Schaubé

Unsere Prüfberichte beruhen auf Messungen an Stichproben und stellen nur eine technische Beschreibung unserer Produkte dar. Sie entbinden nicht von der Prüfung der Ware für Ihre Zwecke und Verfahren.  
Our test reports are based on random measurements and are meant to be nothing but a technical description of our products. They do not relieve our customers from checking the goods for their purpose and procedures.



**Gummiwerk KRAIBURG  
GmbH & Co. KG**  
Teplitzer Str. 20  
84478 Waldkraiburg / Germany

Fon + 49 (0) 8638 / 61- 0  
Fax + 49 (0) 8638 / 61- 310  
info@kraiburg.de  
http://www.kraiburg-composites.com/

Handelsregister Traunstein HRA 8626  
PrG.: Gummiwerk KRAIBURG Verwaltungs GmbH  
Handelsregister Traunstein HFB 16108  
Sitz Waldkraiburg, GF: Helmut Esefeld

**Technisches Datenblatt**  
**Technical Data Sheet**  
**KRAIBON®**



Mischung / Compound

**HAA9275/45**

Basispolymer, Farbe / Base polymer, color

EPDM per., Ca. RAL 1015

Spezifikation / Specification

-

Vulkanisierungsbedingungen	<i>Vulcanization conditions</i>	Probekörper Test specimen	2 mm / 6 mm	15 Min. / min	150 °C
Temperbedingungen	<i>Post curing conditions</i>			Std. / h	°C

Prüfmerkmale	<i>Properties</i>		Einheiten Units	Soll-Werte Desired val.	Ist-Werte Actual value
Reißfestigkeit	<i>Tensile strength</i>	DIN 53504	MPa		14,9
Reißdehnung	<i>Elongation at break</i>	DIN 53504	%		71
Spannungswert 50%	<i>Modulus 50%</i>	DIN 53504	MPa		12,5
Härte	<i>Hardness</i>	DIN ISO 7619-1	Shore A	95±5	98
Rückprallelastizität	<i>Rebound resilience</i>	DIN 53512	%		55
Weiterreißwiderstand	<i>Tear strength</i>	DIN ISO 34-1 A	N/mm		6,6
Dichte	<i>Specific gravity</i>	DIN EN ISO 1183-1	g /cm <sup>3</sup>	1,25±0,02	1,25

13.03.2020

Runsheng Lue

Datum / Date

Entwickler / Developer

Unsere Prüfberichte beruhen auf Messungen an Stichproben und stellen nur eine technische Beschreibung unserer Produkte dar.  
 Sie entbinden nicht von der Prüfung der Ware für Ihre Zwecke und Verfahren.

Our test reports are based on random measurements and are meant to be nothing but a technical description of our products.  
 They do not relieve our customers from checking the goods for their purpose and procedures.

Gummiwerk KRAIBURG GmbH & Co. KG, Teplitzer Str. 20, 84478 Waldkraiburg, GERMANY Sitz: Waldkraiburg, GF: Helmut Esefeld  
 phone: +49 8638 61-0, fax: +49 8638 61-310 [www.kraiburg-rubber-compounds.com](http://www.kraiburg-rubber-compounds.com)

GWK-Form 145-02.19