

MAKROSKOPISCHE CHARAKTERISIERUNG UND MODELLIERUNG DES  
FREQUENZABHÄNGIGEN ÜBERTRAGUNGSVERHALTENS  
KURZFASERVERSTÄRKTER KUNSTSTOFFE

Von der Fakultät Luft- und Raumfahrttechnik und Geodäsie  
der Universität Stuttgart zur Erlangung der Würde eines  
Doktors der Ingenieurwissenschaften (Dr.-Ing.)  
genehmigte Abhandlung

vorgelegt von  
Fabian Urban M.Sc.  
geboren in  
Worms

Hauptberichter: Prof. Dr.-Ing. Peter Middendorf  
Mitberichter: Prof. Dr.-Ing. Markus Stommel  
Tag der mündlichen Prüfung: 15. Mai 2023

Institut für Flugzeugbau  
Universität Stuttgart

2023



Für Lisa und Lilly 🍷🍷

Ihr habt das alles erst möglich gemacht!



## **Vorwort**

Die vorliegende Arbeit ist im Zeitraum 2017 bis 2021 in der Abteilung NVH Powertrain bei der Mercedes-Benz AG in Stuttgart-Untertürkheim entstanden.

Mein Dank geht an meinen Doktorvater Prof. Dr.-Ing. Peter Middendorf sowie an Prof. Dr.-Ing. Markus Stommel für die Begutachtung sowie die umfangreiche Betreuung, Diskussion und Unterstützung im Laufe der Arbeit. Weiterhin möchte ich mich bei Prof. Dr.-Ing. Malte Krack für den Prüfungsvorsitz bedanken.

Jedoch wäre die Arbeit ohne meine Betreuerin Dr.-Ing. Kristin Raschke und meinem Promotionspartner Alexander Kriwet überhaupt nicht möglich gewesen. Für die Zeit, Motivation, Leidenschaft und allzeitige Diskussionsbereitschaft sowie das Vertrauen, das Ihr mir entgegengebracht habt, bin ich euch zu tiefstem Dank verpflichtet. Mein Dank geht ebenfalls an den Doktorandenkollegen Michael Schnell für die allzeit guten Patentideen und den fachübergreifenden Austausch in guten wie in schlechten Zeiten.

Danke an alle Studierenden, die ich in dieser Zeit als Praktikant, Werkstudent, Bachelorand oder Masterand betreuen durfte: Bo Armbruster, Sebastian Hügler, Tobias Oehler, Marcel Klenk, Patrick Gieger, Eva Eymann, Emre Ertürk und Dominik Er. Ohne eure Ideen, die langen Zeiten im Labor, die Fehlersuche in der Berechnung oder die kritische Diskussion wäre diese Arbeit niemals in der Zeit machbar gewesen.

Ein großer Dank geht an die Mercedes-Benz AG für die Förderung, Forderung, Unterstützung sowie Finanzierung dieses Forschungsvorhabens. Stellvertretend sind hier Jürgen Kohler, Wolfgang Krechberger, Dr. Stefan Bicker und Dr.-Ing. Stefanie Grollius-Middel, Harald Stehle, Dr. Lauren Bencteux, Dr. Thomas Eck, Julian Hennemann, Rüdiger Conzelmann, Wolfgang Kizler sowie Joachim Raff zu nennen.

Danke auch an die externen Partner: Dr. Wolfgang Korte stellvertretend für die Part Engineering GmbH, Dr. Joachim Fuchs stellvertretend für die Polytec GmbH, Christian Ruhe stellvertretend für die APL Automobil-Prüftechnik Landau GmbH, Manuel Sailer stellvertretend für die Anton Paar Germany GmbH, Kai Teneta stellvertretend für die BASF AG sowie Prof. Dr. Peter Blaschke für die NV Tech Design GmbH und seine Studierenden an der TH Wildau.

Abschließen danke ich Frederik Hinteregger für die Unterhaltung bis spät in die Nacht.



# Inhaltsverzeichnis

Abbildungsverzeichnis.....	XI
Tabellenverzeichnis.....	XXI
Nomenklatur.....	XXV
Kurzfassung .....	XXIX
Abstract .....	XXXI
<b>1 Einleitung.....</b>	<b>1</b>
<b>2 Stand des Wissens .....</b>	<b>5</b>
2.1 Charakterisierung viskoelastischer Werkstoffeigenschaften.....	5
2.1.1 Theorie zur Viskoelastizität faserverstärkter Kunststoffe.....	6
2.1.2 Dynamisch-mechanische Analyse und Zeit-Temperatur-Verschiebung ..	11
2.1.3 Resonanzkurvenverfahren.....	19
2.2 Modellierung kurzfaserverstärkter Kunststoffe .....	24
2.2.1 Lineare-Viskoelastizität.....	24
2.2.2 Faserorientierungsabhängigkeit .....	31
2.3 Offene wissenschaftliche Fragestellungen .....	39
<b>3 Methodik zur makroskopischen Charakterisierung und Modellierung der</b>	
<b>Viskoelastizität kurzfaserverstärkter Kunststoffe .....</b>	<b>45</b>
3.1 Charakterisierung der viskoelastischen Werkstoffeigenschaften.....	45
3.1.1 Theorie .....	46
3.1.2 Praktische Umsetzung.....	56
3.2 Modellierung der Viskoelastizität .....	64
3.3 Modellierung der makroskopischen Faserorientierungsabhängigkeit.....	66
3.4 Bedatung des makroskopischen Materialmodells .....	74
3.5 Zusammenfassung der Methodik.....	79

<b>4</b>	<b>Durchführung</b> .....	<b>83</b>
4.1	Präparation & Konditionierung .....	83
4.1.1	Probekörper.....	83
4.1.2	Motorträger .....	87
4.1.3	Konditionierung .....	89
4.2	Charakterisierung.....	90
4.2.1	Grundlegende Proben- und Werkstoffuntersuchungen .....	90
4.2.2	Biegeresonanzversuch am Probekörper .....	94
4.2.3	Schwingungsanalyse der Motorträger .....	96
4.3	Erzeugung der Materialkarte .....	99
4.4	Modellierung und Berechnung .....	105
4.4.1	FE-Modellierung.....	105
4.4.2	User-defined material model (UMAT).....	109
4.4.3	FE-Berechnung.....	111
<b>5</b>	<b>Ergebnisse und Diskussion</b> .....	<b>115</b>
5.1	Validierung der erzeugten Materialkarte .....	115
5.1.1	Validierung des Versuchsaufbaus .....	116
5.1.2	Validierung der charakterisierten Werkstoffeigenschaften .....	124
5.1.3	Einfluss von Temperatur, Konditionierungszustand und Frequenz auf die Viskoelastizität und Vergleich mit dem Stand der Technik .....	129
5.1.4	Einfluss des Faserorientierungswinkels auf die Viskoelastizität und Vergleich mit dem Stand der Technik .....	142
5.1.5	Zusammenfassung .....	146
5.2	Validierung der Methodik an Probekörpern .....	148
5.2.1	Faktor zur Korrektur der Proben-Übertragungsfunktion.....	149
5.2.2	Validierung von Modellierung und Annahmen .....	150
5.2.3	Vergleich der Methodik mit dem Versuch .....	154



5.2.4	Vergleich mit dem Stand der Technik .....	161
5.2.5	Zusammenfassung.....	164
5.3	Validierung der Methodik an Motorträgern.....	165
5.3.1	Auswerte- und Vergleichsmethode.....	166
5.3.2	Validierung der Modellierung .....	166
5.3.3	Vergleich der Methodik mit dem Versuch.....	168
5.3.4	Vergleich mit dem Stand der Technik .....	172
5.3.5	Zusammenfassung.....	176
<b>6</b>	<b>Zusammenfassung und Ausblick.....</b>	<b>179</b>
	<b>Literaturverzeichnis.....</b>	<b>185</b>
<b>A</b>	<b>Anhang.....</b>	<b>197</b>
A.1	Variationen des Versuchsaufbaus .....	197
A.2	Modellierung der Orientierungsabhängigkeit.....	197
A.3	Präparation & Konditionierung.....	198
A.4	Charakterisierung .....	200
A.5	Erzeugung der Materialkarte .....	205
A.6	Materialkarten .....	208
A.7	Modellierung und Berechnung.....	214
A.8	Validierung der erzeugten Materialkarte.....	215
A.9	Validierung der Methodik an Probekörpern .....	216



## Abbildungsverzeichnis

Abbildung 1.1: Motorträger als Beispiel für die Substitution von Metallen durch Kunststoffe in hochbelasteten Strukturbauteilen .....	1
Abbildung 2.1: Vernetzungsarten der Makromoleküle von Kunststoffen .....	6
Abbildung 2.2: Viskoelastisches Werkstoffverhalten bei zyklischer Beanspruchung .....	7
Abbildung 2.3: Thermomechanisches Verhalten von vernetzten sowie thermoplastischen Polymeren .....	10
Abbildung 2.4: Schematischer Aufbau eines DMA-Gerätes mit 3-Punkt-Biegung.....	11
Abbildung 2.5: Schematische Darstellung des ZTV-Prinzips.....	13
Abbildung 2.6: Schematische Darstellung verschiedener Wicket-Plots mit Fehlern (Pfeile) die eine Anwendung der ZTV verhindern; Links: zufällige Messfehler außerhalb des Bogens, Oben rechts: Knick in der Kurve und damit kein rein bogenförmiger Verlauf, Unten rechts: kein eindeutiger bogenförmiger Verlauf aufgrund weiterer Messpunkte daneben .....	19
Abbildung 2.7: Schematische Prüfanordnung zur Ermittlung viskoelastischer Eigenschaften mit erzwungenen Schwingungen im Resonanzbereich .....	20
Abbildung 2.8: Rheologische Modelle, Von Links: Maxwell, Kelvin-Voigt, Zener, Prony .....	27
Abbildung 2.9: Approximation der Relaxationskurve durch Prony-Reihen .....	29
Abbildung 2.10: Links: Schematische Darstellung der Faserausrichtung faserverstärkter Kunststoffe im Spritzgussprozess, Rechts: Aufnahme eines realen Querschnitts .....	32
Abbildung 2.11: Schematische Darstellung des doppelten Einschlusses im Verbundwerkstoff mit Steifigkeitstensor $C$ und Volumen $V$ .....	36
Abbildung 2.12: Unterteilung des Faserverbundwerkstoffs in Mikro-Verbundwerkstoffe mit gleicher Faserausrichtung (Pseudo-Grains) .....	37
Abbildung 3.1: Schematisches Prinzip der 3dB-Methode bei einer Resonanzkurve .....	50
Abbildung 3.2: Links: Spritzgusswerkstoffplatte, Rechts: schematische Orientierung der Proben zur Fließrichtung .....	52

Abbildung 3.3: Links: Verschiedene schematische Lagerungsvarianten eines Balkens, Rechts: normierte Eigenmoden eines Balkens mit der Lagerungsbedingung fest-frei....	53
Abbildung 3.4: Schematischer Versuchsaufbau.....	55
Abbildung 3.5: Links: Probenadapter, Mitte: Klebung, Rechts: Probekörper mit Probenadapter.....	57
Abbildung 3.6: Schematischer Aufbau eines elektromagnetischen Shakers .....	57
Abbildung 3.7: Explosionszeichnung der Lagerungsstruktur.....	58
Abbildung 3.8: Probenlagerung mit/ohne Außenring und Probenaufnahme mit Adapter .....	58
Abbildung 3.9: Höhenverstellbare Anbindung der Lagerungsstruktur .....	60
Abbildung 3.10: Versuchsaufbau kompakt mit Shaker .....	61
Abbildung 3.11: Gedämpfter Stinger, gefülltes Edelstahlrohr mit Silikonschlauch ummantelt .....	62
Abbildung 3.12: Resultierender Versuchsaufbau in Klimakammer .....	63
Abbildung 3.13: Koordinatensysteme des RVE und homogenisierter Vektor.....	68
Abbildung 3.14: Winkeldarstellung projizierter Vektoren im Hauptachsensystem .....	70
Abbildung 3.15: Prinzipieller, normierter Verlauf des Elastizitätsmoduls nach <i>Tandon &amp; Weng</i> in 1-Richtung und Rotation um einen Ausrichtungswinkel nach [Bow97] .....	70
Abbildung 3.16: Symmetrischer Schichtaufbau einer Spritzgussplatte, Darstellung des <i>EW1</i> .....	74
Abbildung 3.17: Links: Resultierende und wirkende Faserorientierungswinkel je Probekörper, Rechts: wirkende Faserorientierungswinkel aufgetragen gegenüber Speichermodul <i>E'</i> .....	78
Abbildung 3.18: Schematische Übersicht der Methodik, blaue Pfeile: Allgemeine Methodik zur Erstellung der Materialkarte, rote Pfeile: Orientierungsverteilung für die FE-Berechnung.....	82
Abbildung 4.1: Entnahmepositionen der $\mu$ -CT-Proben für den Werkstoff A3WG10, Pfeile sind Anguss.....	84

Abbildung 4.2: Entnahmepositionen der DMA-Proben für den Werkstoff A3WG10, Pfeile sind Anguss.....	85
Abbildung 4.3: Berechnete Eigenfrequenzen fest-frei gelagerter A3WG10 0°-Probekörper nach Gleichung (3-8): $E = 12,9 \text{ GPa}$ , $h = 2 \text{ mm}$ , $\rho = 1,568 \text{ gcm}^3$ .....	86
Abbildung 4.4: Entnahmeposition der Biegeresonanz-Proben für den Werkstoff A3WG10, Pfeile sind Anguss .....	87
Abbildung 4.5: 1K-Motorträger aus dem Werkstoff A3WG10.....	88
Abbildung 4.6: 2K-Motorträger aus 70G50HSLA (schwarz) und X6952 (grün).....	88
Abbildung 4.7: Entnahmeposition der $\mu$ -CT-Proben des 2K-Motorträger, links: zur Überprüfung und Kalibrierung der Prozesssimulation: 1+2 (Duroplast) 3+4 (Thermoplast); rechts: zur Untersuchung der Kontaktschicht Thermo-/Duroplast: 5, 6, 7 (Von links nach rechts).....	89
Abbildung 4.8: CT-Schnittbild A3WG10, Blick quer zur Fließrichtung, Höhenrichtung von links nach rechts, links: ROI aus CT-Scan, rechts: Faserorientierung eingefärbt, blau: Fasern in Richtung $a_{11}$ , rot: Fasern in Richtung $a_{22}$ , Farbübergang: Orientierungen dazwischen.....	92
Abbildung 4.9: Beispielhafte $\mu$ -CT Orientierungsverteilung A3WG10 Probe Nr. 1 .....	93
Abbildung 4.10: Messaufbau frei gelagerte Motorträger, links: 1K-MT, rechts: 2K-MT. 97	
Abbildung 4.11: Position Klebkopfschraube, links: 1K-MT, rechts: 2K-MT.....	98
Abbildung 4.12: Auswertbare Resonanz, rot: Gemessene Übertragungsfunktion, blau: Interpolierte und ausgewertete Übertragungsfunktion, Amplitude in dB über Frequenz .....	100
Abbildung 4.13: Nicht auswertbare Resonanz, rot: Gemessene Übertragungsfunktion, blau: Interpolierte und ausgewertete Übertragungsfunktion, Amplitude in dB über Frequenz.....	100
Abbildung 4.14: Beispielhafter 3D-Plot Messdatenpunkte A3WG10 23 °C 0 %RH.....	102
Abbildung 4.15: Prinzip zur Erstellung der Materialkarte, Von links nach rechts: Übertragungsfunktion mit Eigenfrequenzen, Auswertung der Eigenfrequenzen auf viskoelastische Werkstoffeigenschaften, Mittelung beieinanderliegender Datenpunkte im Frequenzbereich, Inter- und Extrapolation im Frequenzbereich, Wechsel in den	

Winkelbereich und Inter- und Extrapolation je Frequenzinkrement, Ausgabe der dreidimensionalen Materialkarte in Form von diskreten Frequenz- und Winkelschritten als CSV-Datei .....	103
Abbildung 4.16: Beispielhafter 3D-Plot resultierende Materialkarte A3WG10 23 °C 0 %RH aus Datenpunkten in Abbildung 4.14 .....	104
Abbildung 4.17: Modellierung des 180 mm A3WG10 Probekörpers mit C3D20-Elementen .....	106
Abbildung 4.18: Modellierung des 2K-Motorträgers aus 70G50HSLA (oben rechts) und X6952 (unten rechts) und des verwendeten C3D10-Elementtyps.....	108
Abbildung 4.19: Schema des programmierten Materialmodells (UMAT).....	109
Abbildung 4.20: Beispielhafte resultierende Beschleunigungsantwort Probekörper A3WG10 140 mm 23 °C 0 %RH auf Anregung von 1 mm/s <sup>2</sup> , Kreuze sind berechnete Frequenzpunkte.....	112
Abbildung 4.21: Beispielhafte resultierende Beschleunigungsantwort 1K-Motorträger A3WG10 23 °C 0 %RH auf Anregung von 108 mN, Kreuze sind berechnete Frequenzpunkte.....	114
Abbildung 5.1: Messbeispiel Übertragungsfunktion Biegeprobe .....	116
Abbildung 5.2: Messbeispiel Antwort-Vergleich Kraftübertragungsfunktion .....	117
Abbildung 5.3: Messbeispiel Beschleunigungsantwort Vergleich Anregung.....	118
Abbildung 5.4: Messbeispiel 1. und 2. Resonanzordnung eines Probestabs.....	118
Abbildung 5.5: Messbeispiel Übertragungsfunktionen in Abhängigkeit des Abstands vom freien Ende der Probe .....	119
Abbildung 5.6: Messbeispiele Übertragungsfunktion der Lagerungsvarianten aus Abbildung A.1, Amplitude auf Probekörper gemessen.....	120
Abbildung 5.7: Messbeispiel Übertragungsfunktion auf dem Probenadapter in drei Raumrichtungen gemessen.....	121
Abbildung 5.8: Messbeispiel Übertragungsfunktion Variation Anzugsmoment des Probenadapters.....	121
Abbildung 5.9: Messbeispiel Übertragungsfunktion Vergleich Einfluss der Dämpfung des Stingers.....	122

Abbildung 5.10: Messbeispiel Vergleich Übertragungsfunktion ohne und mit Stinger	123
Abbildung 5.11: Messbeispiel Vergleich Variation Kraftanregung im Frequenzbereich .....	124
Abbildung 5.12: Messdatenpunkte Biegeresonanzversuch A3WG10 23 °C 0 %RH aufgeteilt in Länge und Probennummer, Kreis: Speichermodul, Raute: Verlustmodul	125
Abbildung 5.13: Messdatenpunkte Biegeresonanzversuch A3WG10 23 °C 50 %RH aufgeteilt in Länge und Probennummer, Kreis: Speichermodul, Raute: Verlustmodul	127
Abbildung 5.14: Inter-/Extrapolation der charakterisierten Werkstoffeigenschaften im Frequenzbereich .....	128
Abbildung 5.15: Inter-/Extrapolation der charakterisierten Werkstoffeigenschaften im Frequenzbereich der A3WG10 0°-Proben, links: A3WG10 23 °C 50 %RH; rechts: X6952 23 °C 0 %RH.....	129
Abbildung 5.16: Wicket-Plot der DMA-Versuche A3WG10 0 %RH, Temperaturbereich - 20 °C – 170 °C & 0,1 Hz – 10 Hz .....	133
Abbildung 5.17: Wicket-Plot der DMA-Versuche A3WG10 50 %RH, Temperaturbereich 5 °C – 55 °C & 0,1 Hz – 10 Hz .....	133
Abbildung 5.18: Vergleich Temperaturabhängigkeit A3WG10 0 %RH, DMA 1 Hz.....	135
Abbildung 5.19: Vergleich Temperaturabhängigkeit A3WG10 50 %RH, DMA 1 Hz....	136
Abbildung 5.20: Vergleich Frequenzabhängigkeit des Glasübergangs A3WG10 0 %RH .....	139
Abbildung 5.21: Vergleich Frequenzabhängigkeit des Glasübergangs A3WG10 50 %RH .....	139
Abbildung 5.22: Vergleich der Arrhenius/WLF Zeit/Temperaturverschiebungsprinzipien mit dem Biegeresonanzversuch A3WG10 23 °C 0 %RH .....	140
Abbildung 5.23: Vergleich der Arrhenius/WLF Zeit/Temperaturverschiebungsprinzipien mit dem Biegeresonanzversuch A3WG10 23 °C 50 %RH .....	141
Abbildung 5.24: Vergleich Biegeresonanzversuch / <i>Tandon &amp; Weng</i> , Speichermodul über homogenisiertem Faserorientierungswinkel, Eingangsdaten Matrixwerkstoff für <i>Tandon &amp; Weng</i> aus Tabelle 5.3, Kreuze entsprechen Winkel-Stützstellen des Biegeresonanzversuchs aus Tabelle 4.7 .....	144

Abbildung 5.25: Speichermodul über homogenisiertem Faserorientierungswinkel, Kreuze entsprechen Winkel-Stützstellen des Biegeresonanzversuchs aus Tabelle 4.7, 23 °C 0 %RH.....	146
Abbildung 5.26: Vergleich Schubmoduldefinition, A3WG10 23 °C 0 %RH 140mm.....	151
Abbildung 5.27: Vergleich Querkontraktionszahl, A3WG10 23 °C 0 %RH 140mm.....	152
Abbildung 5.28: Vergleich gestreckte Kantenlänge [mm] zusammen mit Elementtyp, 10 Elemente in Höhenrichtung entspricht 0,2 mm je Element, A3WG10 23 °C 0 %RH 140mm, 0°-Probekörper.....	153
Abbildung 5.29: Vergleich Elementanzahl in Höhenrichtung mit C3D20-Elementen, A3WG10 23 °C 0 %RH 140mm, 0°-Probekörper.....	154
Abbildung 5.30: Vergleich zwischen Messung und Berechnung: A3WG10 0 %RH, 140mm 0°-Probe.....	156
Abbildung 5.31: Vergleich zwischen Messung und Berechnung: A3WG10 50 %RH, 140mm 0°-Probe.....	157
Abbildung 5.32: Vergleich zwischen Messung und Berechnung: A3WG10 0 %RH, 180 mm 0°-Probe .....	158
Abbildung 5.33: Vergleich zwischen Messung und Berechnung: 70G50HSLA 0 %RH, 0°-Probe.....	159
Abbildung 5.34: Vergleich zwischen Messung und Berechnung: 70G50HSLA 50 %RH, 0°-Probe.....	159
Abbildung 5.35: Vergleich zwischen Messung und Berechnung: X6952 0 %RH, 130mm 0°-Probe.....	160
Abbildung 5.36: Vergleich zwischen Messung und Berechnung mit isotroper und mikromechanischer ( <i>Full M&amp;T</i> ) Modellierung, zwei modale Dämpfungswerte, A3WG10 23 °C 0 %RH 140mm, <i>Makro</i> bezeichnet die makroskopische Modellierung programmiert als Materialmodell.....	162
Abbildung 5.37: Vergleich zwischen Messung und Berechnung: 1K-Motorträger 23 °C 0 %RH, verschiedene Modellierungsdichten der C3D10-Elemente in Wandnormalenrichtung.....	167



Abbildung 5.38: Vergleich der ersten Resonanz des 1K-Motorträgers, 23 °C 0 %RH, normierte Resonanzfrequenz (berechnet relativ zu gemessenen) und normierte CPU-Zeit je Frequenzinkrement gegenüber Modellierungsdichte in Wandnormalenrichtung....	168
Abbildung 5.39: Vergleich zwischen Messung und Berechnung: 1K-Motorträger 0 %RH .....	169
Abbildung 5.40: Vergleich zwischen Messung und Berechnung: 1K-Motorträger 50 %RH .....	170
Abbildung 5.41: Vergleich zwischen Messung und Berechnung: 2K-Motorträger 0 %RH .....	171
Abbildung 5.42: Vergleich zwischen Messung und Berechnung: 2K-Motorträger 23 °C 50 %RH .....	172
Abbildung 5.43: Vergleich Berechnung mit isotroper und mikromechanischer ( <i>Full M&amp;T</i> ) Modellierung sowie zwei modaler Dämpfungswerte, 1K-Motorträger 23 °C 0 %RH, <i>Makro</i> bezeichnet das programmierte makroskopische Materialmodell.....	173
Abbildung 5.44: Vergleich Berechnung mit isotroper und mikromechanischer Modellierung, 1K-Motorträger 23 °C 0 %RH, eine Dämpfungsvariante, zwei Modellierungsvarianten, Darstellung unterschiedlicher Frequenzbereiche einer Messung, <i>Makro</i> bezeichnet das programmierte makroskopische Materialmodell.....	174
Abbildung A.1: Variationskonzepte der Proben- und Sensorlagerung, Oben links.: verschraubt integriert, Unten Links.: dazwischen integriert, Oben rechts.: Vollzylinder, Unten rechts.: Hohlzylinder .....	197
Abbildung A.2: Variation Stingermaterialien .....	197
Abbildung A.3: Links: Winkeldarstellung in Kugel-Polarkoordinaten, Rechts: Darstellung der direkten, räumlichen Winkelabweichung zur Hauptachse 1 mit Richtungskosinus .....	197
Abbildung A.4: Entnahmepositionen der $\mu$ -CT-Proben für den Werkstoff 70G50HSLA .....	198
Abbildung A.5: Entnahmepositionen der $\mu$ -CT-Proben für den Werkstoff X6952 .....	198
Abbildung A.6: Entnahmepositionen der DMA-Proben für den Werkstoff 70G50HSLA .....	198

Abbildung A.7: Entnahmepositionen der DMA-Proben für den Werkstoff X6952 .....	199
Abbildung A.8: Entnahmeposition der Biegeresonanz-Proben für den Werkstoff X6952 .....	199
Abbildung A.9: Entnahmeposition der Biegeresonanz-Proben für den Werkstoff 70G50HSLA.....	200
Abbildung A.10: Orientierungstensor $\mu$ -CT-Proben A3WG10 .....	203
Abbildung A.11: Orientierungstensor $\mu$ -CT-Proben X6952.....	203
Abbildung A.12: Orientierungstensor $\mu$ -CT-Proben 70G50HSLA.....	204
Abbildung A.13: Orientierungstensor $\mu$ -CT-Proben 2K-MT, blau: $x$ , gelb: $y$ , rot: $z$ .....	204
Abbildung A.14: Schnittbild CT-Proben 2K-MT, jew. linke Seite: Duroplast, v. l. n. r.: Probe 5, 6, 7, Probe Nr. 7 weist eine Ablösung beider Schichten aufgrund einer ungünstigen Geometrie in Kombination mit mechanischer Belastung in der Präparation der Proben auf.....	205
Abbildung A.15: Funktion zur Amplitudenkorrektur des Signalgenerators.....	205
Abbildung A.16: Orientierungsverteilung Probenplatte A3WG10 aus Prozesssimulation .....	206
Abbildung A.17: Auszug Ergebnisse Abgleich CT/Prozesssimulation Probenplatte A3WG10, Probennummer 1 (links) 3 (rechts), farbige Linie: CT, Kreuze: Schichten der Prozesssimulation .....	206
Abbildung A.18: Orientierungsverteilung Probenplatte X6952 aus Prozesssimulation	206
Abbildung A.19: Auszug Ergebnisse Abgleich CT/Prozesssimulation Probenplatte X6952, Probennummer 1 (links) 3 (rechts), farbige Linie: CT, Kreuze: Schichten der Prozesssimulation .....	207
Abbildung A.20: Orientierungsverteilung Probenplatte 70G50HSLA aus Prozesssimulation .....	207
Abbildung A.21: Auszug Ergebnisse Abgleich CT/Prozesssimulation Probenplatte 70G50HSLA, Probennummer 1 (l.) 2 (r.), farbige Linie: CT, Punkte: Schichten der Prozesssimulation .....	207
Abbildung A.22: 3D-Plot resultierende Materialkarte A3WG10 0 °C 0 %RH.....	208
Abbildung A.23: 3D-Plot resultierende Materialkarte A3WG10 23 °C 0 %RH.....	209

Abbildung A.24: 3D-Plot resultierende Materialkarte A3WG10 50 °C 0 %RH.....	209
Abbildung A.25: 3D-Plot resultierende Materialkarte A3WG10 70 °C 0 %RH.....	209
Abbildung A.26: 3D-Plot resultierende Materialkarte A3WG10 100 °C 0 %RH.....	210
Abbildung A.27: 3D-Plot resultierende Materialkarte A3WG10 130 °C 0 %RH.....	210
Abbildung A.28: 3D-Plot resultierende Materialkarte A3WG10 0 °C 50 %RH.....	210
Abbildung A.29: 3D-Plot resultierende Materialkarte A3WG10 23 °C 50 %RH.....	211
Abbildung A.30: 3D-Plot resultierende Materialkarte A3WG10 50 °C 50 %RH.....	211
Abbildung A.31: 3D-Plot resultierende Materialkarte X6952 23 °C 0 %RH.....	211
Abbildung A.32: 3D-Plot resultierende Materialkarte X6952 70 °C 0 %RH.....	212
Abbildung A.33: 3D-Plot resultierende Materialkarte X6952 130 °C 0 %RH.....	212
Abbildung A.34: 3D-Plot resultierende Materialkarte 70G50HSLA 23 °C 0 %RH.....	212
Abbildung A.35: 3D-Plot resultierende Materialkarte 70G50HSLA 70 °C 0 %RH.....	213
Abbildung A.36: 3D-Plot resultierende Materialkarte 70G50HSLA 130 °C 0 %RH.....	213
Abbildung A.37: 3D-Plot resultierende Materialkarte 70G50HSLA 23 °C 50 %RH.....	213
Abbildung A.38: Ergebnisse Abgleich CT/Prozesssimulation 2K-MT, Oben links.: Probe 1 (X6952), Oben rechts.: Probe 2 (X6952), Unten links.: Probe 3 (70G50HSLA), Unten rechts.: Probe 4 (70G50HSLA); Alle Abgleiche sind durch die Firma PART ENGINEERING GMBH erfolgt.....	214
Abbildung A.39: Abgleich Geometrie 3D-Scan mit HANDYSCAN 3D, AMETEK GMBH: absolute Abweichung 1K-Motorträger zu CAD Modell [mm] .....	214
Abbildung A.40: Messdatenpunkte Biegeresonanzversuch A3WG10 23 °C 0 %RH aufgeteilt in Länge und Probennummer, Kreis: Speichermodul, Raute: Verlustmodul	215
Abbildung A.41: Messdatenpunkte Biegeresonanzversuch A3WG10 23 °C 50 %RH aufgeteilt in Länge und Probennummer, Kreis: Speichermodul, Raute: Verlustmodul	216
Abbildung A.42: Vergleich Messung und Berechnung: A3WG10 23 °C 0 %RH, 140 mm .....	217
Abbildung A.43: Vergleich Messung und Berechnung: A3WG10 70 °C 0 %RH, 140 mm .....	217

Abbildung A.44: Vergleich Messung und Berechnung: A3WG10 130 °C 0 %RH, 140 mm .....	217
Abbildung A.45: Vergleich Messung und Berechnung: A3WG10 0 °C 50 %RH, 140 mm .....	218
Abbildung A.46: Vergleich Messung und Berechnung: A3WG10 23 °C 50 %RH, 140 mm .....	218
Abbildung A.47: Vergleich Messung und Berechnung: A3WG10 50 °C 50 %RH, 140 mm .....	218
Abbildung A.48: Vergleich Messung und Berechnung: A3WG10 23 °C 0 %RH, 180 mm .....	219
Abbildung A.49: Vergleich Messung und Berechnung: A3WG10 70 °C 0 %RH, 180 mm .....	219
Abbildung A.50: Vergleich Messung und Berechnung: A3WG10 130 °C 0 %RH, 180 mm .....	219
Abbildung A.51: Vergleich Messung und Berechnung: 70G50HSLA 23 °C 0 %RH, 90 mm .....	220
Abbildung A.52: Vergleich Messung und Berechnung: 70G50HSLA 70 °C 0 %RH, 90 mm .....	220
Abbildung A.53: Vergleich Messung und Berechnung: 70G50HSLA 130 °C 0 %RH, 90 mm.....	220
Abbildung A.54: Vergleich Messung und Berechnung: 70G50HSLA 23 °C 50 %RH, 90 mm.....	221
Abbildung A.55: Vergleich Messung und Berechnung: X6952 23 °C 0 %RH, 130 mm..	221
Abbildung A.56: Vergleich Messung und Berechnung: X6952 70 °C 0 %RH, 130 mm..	221
Abbildung A.57: Vergleich Messung und Berechnung: X6952 130 °C 0 %RH, 130 mm	222

## Tabellenverzeichnis

Tabelle 4.1: Beispielhafte Geometrie der A3WG10 Biegeproben in [mm], 0°-Orientierung .....	91
Tabelle 4.2: Beispielhafte Gewichte Probekörper mit Adapter A3WG10 in [g], 0°-Orientierung.....	91
Tabelle 4.3: Gemittelte gemessene Probendichte in [g/cm <sup>3</sup> ] .....	92
Tabelle 4.4: Übersicht durchgeführter DMA-Versuche.....	94
Tabelle 4.5: Übersicht durchgeführter Biegeresonanzversuche, blau: unterhalb $T_g$ , gelb: in $T_g$ , rot: oberhalb $T_g$ .....	96
Tabelle 4.6: Übersicht durchgeführter Versuche Motorträger, blau: unterhalb $T_g$ , gelb: in $T_g$ , rot: oberhalb $T_g$ .....	99
Tabelle 4.7: Ergebnisse homogenisierte Orientierung der idealisierten Biegeproben ...	102
Tabelle 4.8: Übersicht der verwendeten orientierungsabhängigen Querkontraktionszahlen .....	105
Tabelle 4.9: Übersicht durchgeführte Berechnungen der Probekörper.....	113
Tabelle 4.10: Übersicht durchgeführter Berechnungen der Motorträger.....	114
Tabelle 5.1: Zusammenfassung der relativen Standardabweichung der charakterisierten Speicher- und Verlustmodule für unterschiedliche Probenorientierungen am Beispiel A3WG10, Je Ergebnis wurden in Summe 18 einzelne Probenmessungen (Je Probenorientierung: zwei Längen mit jeweils drei Probekörpern, die jeweils drei Mal zeitlich unabhängig untersucht wurden) ausgewertet.....	127
Tabelle 5.2: Zusammenfassung der frequenzabhängigen Viskoelastizität .....	132
Tabelle 5.3: Eingangsdaten Matrixmaterial A3W Berechnungsansatz Tandon & Weng .....	144
Tabelle 5.4: Gemittelte (links) und maximale (rechts) relative Abweichungen der Vergleiche Berechnung zu Messung in der Frequenz, in Klammern Resonanzordnung der maximalen Abweichung, 0°-Proben.....	161

Tabelle 5.5: Gemittelte (links) und maximale (rechts) relative Abweichungen der Vergleiche Berechnung zu Messung in der Amplitude, in Klammern Resonanzordnung der maximalen Abweichung, 0°-Proben.....	161
Tabelle A.1: Probengeometrie A3WG10 in [mm] .....	200
Tabelle A.2: Probengeometrie X6952 in [mm] .....	201
Tabelle A.3: Probengeometrie 70G50HSLA in [mm] .....	201
Tabelle A.4: Gewichte Proben inklusive Probenadapter A3WG10 in [g] .....	202
Tabelle A.5: Gewichte Proben inklusive Probenadapter 70G50HSLA in [g] .....	202
Tabelle A.6: Eingangsdaten Berechnung Querkontraktionszahl für PA66-GF50.....	208
Tabelle A.7: Eingangsdaten Berechnung Querkontraktionszahl für PF-GF55.....	208
Tabelle A.8: Eingangsdaten <i>Tandon &amp; Weng</i> für A3WG10, Quelle: Converse 4.5 / MatEditor 1.8.2 / MIMDataBase 1.8, Part Engineering GmbH.....	215
Tabelle A.9: Zwischengeschaltete, bewegte Massen des Versuchsaufbaus zwischen Kraftmesspunkt und Probekörper in entsprechender Reihenfolge, Tellerfedern wurden in der Gewichtssumme mit jeweils halber Masse aufgrund des statischen/bewegten Anteils berücksichtigt, gemessen mit Feinwaage mit Genauigkeit 1 mg .....	216
Tabelle A.10: Gemittelte (links) und maximale (rechts) relative Abweichungen der Vergleiche Berechnung zu Messung in der Frequenz, in Klammern Resonanzordnung der maximalen Abweichung, 30°-Proben.....	222
Tabelle A.11: Gemittelte (links) und maximale (rechts) relative Abweichungen der Vergleiche Berechnung zu Messung in der Amplitude, in Klammern Resonanzordnung der maximalen Abweichung, 30°-Proben.....	222
Tabelle A.12: Gemittelte (links) und maximale (rechts) relative Abweichungen der Vergleiche Berechnung zu Messung in der Frequenz, in Klammern Resonanzordnung der maximalen Abweichung, 45°-Proben.....	223
Tabelle A.13: Gemittelte (links) und maximale (rechts) relative Abweichungen der Vergleiche Berechnung zu Messung in der Amplitude, in Klammern Resonanzordnung der maximalen Abweichung, 45°-Proben.....	223

Tabelle A.14: Gemittelte (links) und maximale (rechts) relative Abweichungen der Vergleiche Berechnung zu Messung in der Frequenz, in Klammern Resonanzordnung der maximalen Abweichung, 90°-Proben..... 224

Tabelle A.15: Gemittelte (links) und maximale (rechts) relative Abweichungen der Vergleiche Berechnung zu Messung in der Amplitude, in Klammern Resonanzordnung der maximalen Abweichung, 90°-Proben..... 224





# Nomenklatur

## Abkürzungen

1K-MT	Einkomponentiger Motorträger
2K-MT	Zweikomponentiger Motorträger
ARDI	Arbitrary-Reconsidered-Double-Inclusion-Modell
COF	Converse Orientation File
DI	Double-Inclusion-Modell
DMA	Dynamisch-Mechanische Analyse
FE	Finite-Elemente
FEM	Finite-Elemente-Methode
FFT	Fast-Fourier-Transformation
MDOF	Multiple Degree of Freedom
$\mu$ -CT	Mikro-Computertomografie
MAC	Modal Assurance Criterion
NVH	Noise, Vibration, Harshness
PA66	Polyamid 66
PA66-GF50	Polyamid 66 mit 50 % Gewichtsgehalt an Kurzglasfasern
PF	Phenol-Formaldehyd-Harz
PF-GF55	Phenolharz mit 55 % Gewichtsgehalt an Kurzglasfasern
RDI	Reconsidered-Double-Inclusion-Modell
RH	Relative Humidity (dt. relative Luftfeuchtigkeit)
ROI	Region of Interest
RSC	Reduced-Strain-Closure
RVE	Repräsentatives Volumenelement
SDOF	Single Degree of Freedom

UMAT	User defined material
WLF	Williams-Landel-Ferry
ZTV	Zeit-Temperatur-Verschiebung

### Lateinische Formelzeichen

$A$		Konzentrationstensor
$a$	$m/s^2$	Beschleunigung
$a_{11}, a_{22}, a_{33}$		Orientierungstensor
$a_T$		Horizontaler Verschiebungsfaktor ZTV
$b$	$m$	Breite
$b_T$		Vertikaler Verschiebungsfaktor ZTV
$C_1$		WLF-Konstante
$C_2$	$^{\circ}C$	WLF-Konstante
$C$	$Pa$	Steifigkeitstensor
$C_{eff}$	$Pa$	Effektive Steifigkeit des Werkstoffverbunds
$d$	$m$	Durchmesser
$D$		Lehrsches Dämpfungsmaß
$E$	$Pa$	Elastizitätsmodul
$E(t)$	$Pa$	Relaxationsmodul
$E_A$	$J/mol$	Aktivierungsenergie
$E^*$	$Pa$	Komplexer Elastizitätsmodul
$E'$	$Pa$	Speichermodul
$E''$	$Pa$	Verlustmodul
$EW$		Eigenwert Orientierungstensor
$F$	$N$	Kraft
$f$	$s$	Frequenz

$G$	$Pa$	Schubmodul
$G^*$	$Pa$	Komplexer Schubmodul
$H_{aa}$		Übertragungsfunktion Empfängerisolation
$H_{aF}$	$m/(s^2 \cdot N)$	Übertragungsfunktion Akzeleranz
$h$	$m$	Höhe
$I$		Einheitstensor
$k$		Lagerungsbedingung Bernoulli-Balken
$l$	$m$	Länge
$m$	$g$	Masse
$N$		Anzahl Grains
$p$		Raumvektor
$p_{hom}$		Homogenisierter Vektor
$R$	$J/(mol \cdot K)$	Universelle Gaskonstante
$T$	$^{\circ}C$	Temperatur
$T_0$	$^{\circ}C$	Referenztemperatur ZTV
$T_g$	$^{\circ}C$	Glasübergangstemperatur
$V$	$m^3$	Volumen
$v$	$m/s$	Geschwindigkeit
$W_{rev}$	$J$	Reversible Schwingungsenergie
$W_{irrev}$	$J$	Irreversible Schwingungsenergie
$Z$	$N \cdot s/m$	Mechanische Impedanz

### Griechische Formelzeichen

$\alpha, \beta$	Rayleighparameter
$\gamma$	Verzerrung
$\delta$	Phasenverschiebung

$\tan(\delta)$		Mechanischer Verlustfaktor
$\varepsilon$		Dehnung
$\eta$	$Pa \cdot s$	Viskosität
$\theta$		Projizierter Winkel in 13-Ebene
$\Lambda$		Logarithmisches Dekrement
$\nu$		Querkontraktionszahl
$\rho$	$kg/m^3$	Dichte
$\sigma$	$Pa$	Normalspannung
$\tau$	$Pa$	Schubspannung
$\tau_R$	$s$	Relaxationszeit
$\Phi$		Faservolumenanteil
$\phi$		Projizierter Winkel in 12-Ebene
$\Psi$		Fasermengenanteil
$\psi$		Resultierender homogenisierter Winkel
$\omega$	$1/s$	Kreisfrequenz
$\omega_0$	$1/s$	Eigenkreisfrequenz

## Kurzfassung

Kunststoffe gewinnen in technischen Anwendungen immer mehr an Bedeutung. Durch das Beimischen kurzer Glasfasern, wird eine Nutzung auch in thermisch und mechanisch hochbelasteten Strukturbauteilen ermöglicht. Aufgrund der geringeren Steifigkeit und um ein Vielfaches höheren Werkstoffdämpfung im Vergleich zu den klassischen, metallischen Werkstoffen, ist ein Einsatz in schwingungs- oder akustisch-relevanten Komponenten von besonderem Interesse. Um eine zuverlässige Prognose des strukturdynamischen Verhaltens zu ermöglichen, sind genaue viskoelastische Werkstoffdaten sowie ein geeignetes Materialmodell notwendig.

Bisherige Methoden legten einen besonderen Fokus auf eine präzise Beschreibung des Werkstoffverhaltens auf mikroskopischer Ebene. Hierbei wurde jedoch häufig das Versuchsverfahren zur Charakterisierung der Werkstoffdaten aus dem Stand der Technik als gegeben angenommen. Es ist jedoch nicht gut für die Ermittlung absoluter Werkstoffkennwerte geeignet. Dies gilt insbesondere für die im Vergleich zu klassischen Polymeren hohe Steifigkeit und geringere Dämpfung der faserverstärkten Kunststoffe unter Berücksichtigung der Einflussfaktoren Anregungsfrequenz, Temperatur sowie Konditionierungszustand. Durch ein präziseres und aufwändigeres Versuchsverfahren und die direkte Charakterisierung der viskoelastischen Werkstoffdaten an faserverstärkten Proben unterschiedlicher Orientierung, kann die Modellierung in der Berechnung deutlich vereinfacht und verallgemeinert werden. Ein präzises Verständnis der Faser-Matrix Interaktion ist dann nicht mehr notwendig, da dies im Verbundverhalten enthalten ist.

In der vorliegenden Arbeit wird eine makroskopische Methodik zur Charakterisierung und Modellierung des linear-viskoelastischen Werkstoffverhaltens kurzfaserverstärkter Kunststoffe entwickelt. Hierfür werden jeweils ein Stellvertreter der thermoplastischen Polyamide sowie der duroplastischen Phenolharze untersucht. Der Glasfasergewichtsgehalt liegt in einem Bereich zwischen 50 % und 55 %.

Quaderförmige Probekörper werden aus flachen Probenplatten in verschiedenen Längen sowie Ausrichtungen präpariert und in einer Klimakammer konditioniert. Anschließend können die linear-viskoelastischen Werkstoffeigenschaften der Proben mithilfe des Biegeresonanzverfahrens in einem Frequenzbereich zwischen 100 Hz und 10 kHz direkt

charakterisiert werden. Dies geschieht bei verschiedenen trocken und in Normklima konditionierten Umgebungsbedingungen unterhalb und oberhalb sowie im Bereich des Glasübergangs. Das entwickelte Versuchsverfahren ermöglicht dabei eine Bestimmung von Steifigkeit und Dämpfung direkt aus der gemessenen Übertragungsfunktion ohne den Einsatz von Reverse Engineering. Anhand einer mit  $\mu$ -CT kalibrierten Spritzgussprozesssimulation wird den probenspezifischen Werkstoffeigenschaften eine homogenisierte Faserorientierung entsprechend dem entwickelten dreidimensionalen Materialmodell auf Kugelbasis zugewiesen. Durch Inter- und Extrapolation der charakterisierten Datenpunkte im Frequenz- und Winkelbereich wird anschließend eine mehrdimensionale Materialkarte erstellt. Diese wird verwendet, um das Materialmodell in der FE-Berechnung direkt zu bedaten. Zusammen mit den Orientierungsdaten der Fasern in Form des Orientierungstensors zweiter Ordnung aus der Prozesssimulation erfolgt schlussendlich eine makroskopische Befüllung des elementlokalen komplexen Elastizitätstensors.

Die Validierung der Methodik beginnt mit dem entwickelten Versuchsaufbau, der Materialkarte und den Abhängigkeiten der Werkstoffeigenschaften von Temperatur, Konditionierungszustand und Anregungsfrequenz. An den untersuchten Probekörpern wird die Methodik selbst ebenso wie die zugrunde liegenden Annahmen hinsichtlich Schubmodul sowie Querkontraktionszahl validiert. Abschließend werden zwei Motorträger eines Fahrzeugantriebsstrangs aus den untersuchten kurzfaserverstärkten thermo- und duroplastischen Werkstoffen in ihrem strukturdynamischen Verhalten untersucht und berechnet. Dabei soll eine Übertragbarkeit der Materialkarte auf komplexe Geometrien und eine abschließende Bewertung der Methodik erfolgen.

## Abstract

Plastics are becoming increasingly important in technical applications. By adding short glass fibers, it is also possible to use them in structural components subject to high thermal and mechanical stresses. Due to the lower stiffness and several times higher material damping compared to the classic, metallic materials, their use in vibrational or acoustical relevant components is of particular interest. In order to enable a reliable prediction of the structural dynamic behavior, accurate viscoelastic material properties as well as a suitable material model are necessary.

Previous methods placed a special focus on a detailed description of the material behavior on a microscopic level. However, in this context, the experimental procedure for characterizing the material properties was often taken as a given from the state of the art. However, this procedure is not well suited for the determination of absolute material properties. This applies in particular to the high stiffness and lower damping of fiber-reinforced plastics compared with conventional polymers, while taking into account the influencing factors of excitation frequency, temperature and state of conditioning. Through a more precise and complex experimental procedure and the direct characterization of the viscoelastic material data on fiber-reinforced samples of different orientations, the modeling in the simulation can be significantly simplified and generalized. A precise understanding of the fiber-matrix interaction is then no longer necessary since this is included in the composite behavior.

In the present work, a macroscopic methodology for characterizing and modeling the linear viscoelastic material behavior of short fiber reinforced plastics is developed. For this purpose, one representative each of thermoplastic polyamides and thermoset phenolic resins are investigated. The glass fiber weight content is in a range between 50 % and 55 %.

Cuboid specimens are prepared from flat specimen plates in various lengths as well as orientations and conditioned in a climatic chamber. Subsequently, the linear viscoelastic material properties of the specimens can be directly characterized by means of the flexural resonance method in a frequency range between 100 Hz and 10 kHz. This is done at various dry and standard climate conditioned ambient conditions below and above as well as in the area of the glass transition. The developed test method allows the

determination of stiffness and damping directly from the measured response function without the use of Reverse Engineering. Using a micro-CT calibrated process simulation, a homogenized fiber orientation is assigned to the specimen-specific material properties according to the developed three-dimensional material model based on spheres. By means of inter- and extrapolation of the characterized data points in the frequency and angular domain, a multidimensional material card is then generated. This is used to directly parameterize the material model in the FE calculation. Together with the orientation data of the fibers in the form of the second-order orientation tensor from the process simulation, a macroscopic filling of the element-local complex elasticity tensor is finally performed.

The validation of the methodology starts with the developed experimental setup, the material card and the dependencies of the material properties on temperature, state of conditioning and excitation frequency. The methodology itself and the underlying assumptions regarding shear modulus and Poisson's ratio are validated on the specimens investigated. Finally, the structural dynamic behavior of two engine mounts of a vehicle powertrain made of the investigated short-fiber-reinforced thermoplastic and thermoset materials is examined and calculated. Thereby, a transferability of the material card to complex geometries and a final evaluation of the methodology will be carried out.



# 1 Einleitung

Kunststoffe gewinnen als innovative Werkstoffgruppe für technische Anwendungen immer mehr an Bedeutung. Dort werden sie beispielsweise zur Substitution von metallischen Bauteilen eingesetzt [MHM11]. Gründe hierfür sind eine große Auswahl an unterschiedlichsten Polymeren mit bedarfsspezifischen Eigenschaften, Gestaltungsfreiheit, Funktionsintegration sowie eine geringe Dichte. In einer Großserienproduktion werden Bauteile aus Kunststoff im Spritzgussverfahren hergestellt [HM15].

Zur Anwendung als hochbelastbares Strukturbauteil können dem Werkstoff zum Beispiel kurze Glasfasern beigemischt werden. Diese richten sich im Spritzgussprozess aus und geben dem Bauteil unter anderem eine höhere, orientierungsabhängige Steifigkeit [SSK18]. Typische Gewichtsanteile dieser Glasfasern liegen in einem Bereich zwischen 30 % und 50 %. Hierdurch wird beispielsweise ein Einsatz an einem Fahrzeugantriebsstrang als Motorträger oder Ölwanne ermöglicht. Ein Beispiel ist nachfolgend in Abbildung 1.1 dargestellt.

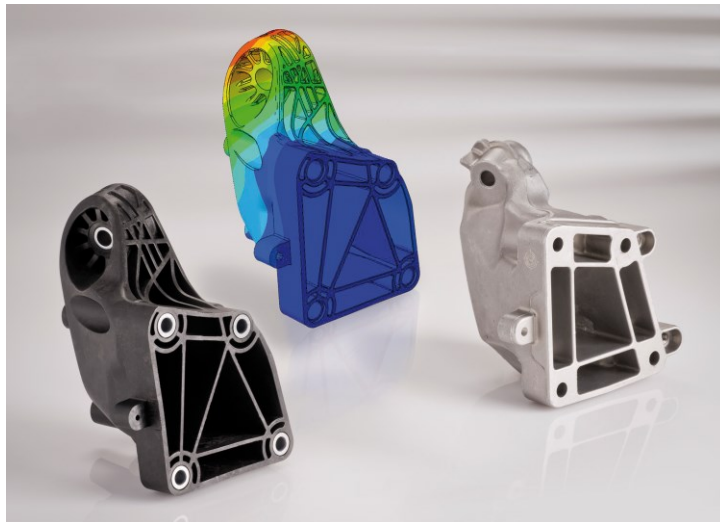


Abbildung 1.1: Motorträger als Beispiel für die Substitution von Metallen durch Kunststoffe in hochbelasteten Strukturbauteilen [Kun13]

Kurzfaserverstärkte Kunststoffe sind für NVH-Anwendungen (Noise, Vibration, Harshness) an einem Antriebsstrang interessant. Grund hierfür ist ihre im Vergleich zu metallischen Werkstoffen geringere Steifigkeit und um ein Vielfaches höhere Werkstoffdämpfung. Dies ermöglicht die Reduktion eingeleiteter Schwingungen und

trägt so zu einem erhöhten Schwingungs- und Geräuschkomfort in modernen Kraftfahrzeugen bei [RK19]. Der Fokus bei der Bauteilentwicklung aus kurzfaserverstärkten Kunststoffen liegt in der Festigkeit, NVH spielt hierbei häufig nur eine untergeordnete Rolle. Eine frühzeitige NVH-Erprobung ist aufgrund hoher Werkzeugkosten nicht wirtschaftlich. Um jedoch einen gezielten Einsatz kurzfaserverstärkter Kunststoffe zur Verbesserung des NVH-Verhaltens zu ermöglichen, ist eine genaue rechnerische Vorhersage des strukturdynamischen Verhaltens notwendig. Hierfür werden neben der korrekten Abbildung der Bauteilgeometrie und der Faserorientierungsverteilung geeignete Materialdaten benötigt. Diese liegen in Form komplexer Moduln zur Beschreibung des viskoelastischen Steifigkeits- und Dämpfungsverhaltens vor [Kre14]. Viskoelastizität bezeichnet die Kombination aus elastischem und viskosem Werkstoffverhalten und ist unter anderem von der Faserorientierung, Frequenz, Temperatur sowie Feuchtigkeit abhängig. Zusätzlich wird ein Materialmodell zur Beschreibung des Werkstoffzustands in Abhängigkeit der lokalen und globalen Randbedingungen sowie zur Verknüpfung mit der äußeren mechanischen Belastung benötigt. Die gemeinsame Berücksichtigung aller Randbedingungen ist für genaue, zuverlässige Ergebnisse von zentraler Bedeutung. Eine Betrachtung unterschiedlichster Kunststofftypen ebenso wie die Berücksichtigung der Anregungsfrequenz stellt jedoch immer noch eine große Herausforderung dar. Dies gilt insbesondere für Frequenzen bis zu  $10\text{ kHz}$ , die beispielsweise für elektrische Antriebsstränge von besonderer Relevanz sind. Für diesen Bereich gibt es derzeit keine bekannte zuverlässige Methodik, die eine hinreichend genaue Abbildung des viskoelastischen Werkstoffverhaltens ermöglicht.

Die in verschiedenen Bereichen des Antriebsstrangs häufig eingesetzten kurzfaserverstärkten thermoplastischen und duroplastischen Kunststoffe sind einem breiten Spektrum an Frequenzen, Temperaturen und Feuchtigkeiten ausgesetzt. Einfache Materialmodelle sind für die qualitative Bewertung des NVH-Verhaltens häufig ausreichend. Es werden jedoch gerade in der Entwicklungsphase quantitative Ergebnisse zur exakten Vorhersage des Schwingungs- und Übertragungsverhaltens benötigt, um Varianten zu vergleichen und eine Auslegung hinsichtlich eines optimalen NVH-Verhaltens zu ermöglichen. Eine exakte Abschätzung der Resonanzfrequenzen und –amplituden ist daher nur durch ein präzises Materialmodell mit einer entsprechend genauen viskoelastischen Materialkarte möglich. Hierfür bedarf es einer umfangreichen und universellen Methodik, die sowohl auf kurzfaserverstärkte Thermo- als auch

Duroplaste anwendbar ist. Für einen größtmöglichen Nutzen muss der Ansatz ohne nachträgliches Reverse Engineering auskommen. Dazu wird eine genaue Charakterisierungsmethode benötigt. Diese muss eine präzise Bestimmung der viskoelastischen Werkstoffeigenschaften, insbesondere der Dämpfung, im akustisch bedeutsamen Frequenzbereich zwischen 100 Hz und 10 kHz sowie unter den unterschiedlichen Umgebungsbedingungen ermöglichen. Ein Modellierungsansatz erlaubt anschließend eine Übertragung der faserorientierungsabhängigen Steifigkeits- und Dämpfungskennwerte auf beliebige Strukturen. Mithilfe von einer umfangreicheren Charakterisierung soll im Gegenzug eine vereinfachte Modellierung unabhängig von der mikroskopischen Polymerstruktur ermöglicht werden. Im Rahmen dieser Arbeit wird daher eine makroskopische Methodik zur experimentellen Charakterisierung und rechnerischen Modellierung des viskoelastischen Werkstoffverhaltens spritzgegossener, kurzfaserverstärkter Kunststoffe entwickelt. Eine Validierung der Methodik und der zugrunde liegenden Annahmen findet mit quaderförmigen, kompakten Probekörpern und voluminösen Strukturbauteilen in Form von Motorträgern aus kurzglasfaserverstärkten Thermo- und Duroplasten statt.

Die experimentelle Charakterisierung der viskoelastischen Werkstoffeigenschaften birgt verschiedene Herausforderungen hinsichtlich der Prüfumgebung sowie Anregung und Lagerung der Probekörper. Um verlässliche Werkstoffdaten in einem weiten Frequenzspektrum bis zu 10 kHz zu erzeugen, sind indirekte Verfahren wie die Dynamisch-Mechanische Analyse nicht geeignet, da eine Extrapolation in hohe Frequenzbereiche mit der Zeit-Temperatur-Verschiebung fehlerbehaftet sein kann. Hier bietet sich eine Methode wie das Biegeresonanzverfahren an, das eine direkte Bestimmung viskoelastischer Eigenschaften in den angeregten Resonanzen der Biegeproben in einem beliebigen Frequenzbereich ermöglicht. Bisherige Versuchsaufbauten waren jedoch aufgrund ihrer Konstruktion im nutzbaren Frequenzbereich eingeschränkt. Weiterhin vernachlässigten sie die Anregungskraft als Eingangsgröße für das strukturdynamische Übertragungsverhalten ebenso wie die Temperatur und den Konditionierungszustand in Form der Feuchtigkeit im Werkstoff. Grund hierfür waren in der Vergangenheit fehlende Gesamtkonzepte, die eine hochfrequente Anregung und dämpfungsfreie Lagerung mit einer konstanten Konditionierung des Werkstoffs in einem abgeschlossenen Prüfraum kombiniert haben. Hierfür muss eine ganzheitliche Lösung entwickelt werden. Daher wird auf Basis des Biegeresonanzverfahrens im Inneren einer Klimakammer eine Lagerungsstruktur zur

uniaxialen Anregung von Probekörpern entworfen, die eine Einleitung und Erfassung der Anregungskraft im gesamten Frequenzspektrum ermöglicht. Die Messung der Schwingungsantwort soll kontaktlos mit einem Laservibrometer erfolgen.

Die rechnerische Modellierung der Viskoelastizität der faserverstärkten Kunststoffe in Form von Steifigkeit und Dämpfung erfordert eine mehrdimensionale Beschreibung des Werkstoffverhaltens. Hierbei muss grundsätzlich zwischen der räumlichen Modellierung der Orientierung sowie der zeitlich veränderlichen Modellierung von Frequenz, Temperatur und dem Konditionierungszustand unterschieden werden. Bisher wurden für die Modellierung des orientierungsabhängigen Werkstoffverhaltens häufig mikromechanische Ansätze verwendet. Diese beschreiben die Interaktion zwischen Faser- und Matrixmaterial und schätzen das Steifigkeitsverhalten des Verbunds entsprechend dem Orientierungstensor vierter Ordnung ab. Basis hierfür sind üblicherweise Versuche zur Bestimmung der Steifigkeit des Matrixmaterials mit einer Validierung am Verbundwerkstoff. Eine Abbildung des orientierungsabhängigen Dämpfungsverhaltens war mikromechanisch bislang nicht möglich und wurde lediglich über einfache Ersatzbeschreibungen realisiert. Unter der Voraussetzung, dass mit einem neuen Versuchsverfahren das Verbundmaterial in Steifigkeit und Dämpfung direkt charakterisiert werden kann, ist eine Vereinfachung der dreidimensionalen Modellierung auf rein makroskopischer Elementebene denkbar. Als Basis kann der Orientierungstensor zweiter Ordnung dienen. Ein detailliertes Verständnis der Faser-Matrix-Interaktion ist dann nicht mehr notwendig, da dieses bereits in den Verbunddaten enthalten ist.

Voraussetzung für die makroskopische Modellierung sind orientierungsabhängige Steifigkeiten und Dämpfungen des Verbundwerkstoffs in Abhängigkeit von den drei veränderlichen Größen Frequenz, Temperatur und Konditionierungszustand. Hierfür muss eine Verknüpfung zwischen den an diskret orientierten Probekörpern mit gemischter Orientierungsverteilung charakterisierten viskoelastischen Werkstoffeigenschaften und dem idealisierten makroskopischen Materialmodell erfolgen. Bislang ist keine derartige Methode oder Vorgehensweise zur Bedatung des Materialmodells bekannt.

## 2 Stand des Wissens

Dieses Kapitel befasst sich in zwei Teilen mit dem dieser Arbeit zugrunde liegenden, spezifischen Wissen und dem aktuellen Stand der Technik. Im ersten Teil wird zunächst das viskoelastische Materialverhalten von kurzfaserverstärkten Kunststoffen erläutert. Zu dessen Charakterisierung in einem weiten Frequenzbereich werden nachfolgend die zwei bedeutendsten Verfahren dargestellt. Neben den grundlegenden Informationen aus den zugehörigen Normen, werden jeweils die wichtigsten Informationen aus der Literatur zum Verständnis und zur Einordnung der Verfahren und Ergebnisse vermittelt. Im zweiten Teil werden die aktuell verfügbaren und häufig verwendeten Methoden zur Modellierung der Viskoelastizität wie auch der Anisotropie der kurzfaserverstärkten Kunststoffe beschrieben.

### 2.1 Charakterisierung viskoelastischer Werkstoffeigenschaften

Die DIN EN ISO 6721-1 ist die Basis zur Bestimmung strukturdynamischer Eigenschaften von Kunststoffen, umfasst die etablierten Methoden und spezifiziert deren Rahmenbedingungen [DIN19c]. Es wird zwischen verschiedenen Schwingungsarten der Anregung sowie unterschiedlichen Modultypen unterschieden. Im Bereich der Schwingungsart sind dies für erzwungene Schwingungen die Untersuchung bei konstanter Frequenz, auch *Dynamisch-Mechanische Analyse* (DMA) genannt, und das *Resonanzkurvenverfahren*. Beim gemessenen Elastizitätsmodul wird hauptsächlich zwischen Zug- und Biegemodul unterschieden. Laut DIN EN ISO 178 ist selbst bei kurzfaserverstärkten Kunststoffen bei korrekter Messung kaum ein Unterschied zwischen Zug- und Biegemodul festzustellen [DIN19a]. Somit wird nachfolgend für beide Anregungsarten, auch aufgrund der einfacheren Handhabbarkeit, nur der Biegemodul betrachtet. Eine Biegeuntersuchung ist gerade in der DMA bei Proben mit hohem Modul durch Faserverstärkung am besten geeignet [Ehr20].

## 2.1.1 Theorie zur Viskoelastizität faserverstärkter Kunststoffe

### Kunststoffe und Viskoelastizität

Ein Kunststoff setzt sich aus Polymeren sowie Füll- und Zusatzstoffen zusammen, die dessen Eigenschaften definieren. Die Polymere wiederum bestehen aus Makromolekülen, deren Vernetzungsgrad eine Unterscheidung zwischen Thermoplasten, Elastomeren und Duroplasten ermöglicht. Die Makromoleküle thermoplastischer Kunststoffe besitzen eine schwache Verbindung untereinander und sind lediglich miteinander verflochten. Daher können sie sich unter Wärmeeinfluss oder langzeitiger Belastung lösen und aneinander abgleiten. Neben amorphen Thermoplasten, bei denen kaum eine Verbindung zwischen den Makromolekülen und damit eine geringe Belastbarkeit besteht, existieren teilkristalline Thermoplaste, siehe Abbildung 2.1. Bei diesen findet wiederum beim Abkühlen aus der Schmelze ein Kristallisationsprozess statt. Zwischen den amorphen Bereichen bilden sich kristalline Strukturen, die dem Thermoplast unter anderem eine höhere Festigkeit gerade bei höheren Temperaturen geben. Im Gegensatz dazu bildet sich bei duroplastischen Kunststoffen eine engmaschige Vernetzung zwischen den Makromolekülen aus, was den Werkstoff signifikant steifer und spröder macht. Daher ist er temperaturbeständiger als ein Thermoplast, jedoch nachträglich nicht mehr schmelzbar oder löslich und somit auch schwieriger zu verarbeiten. [Ehr11] [MHM11]

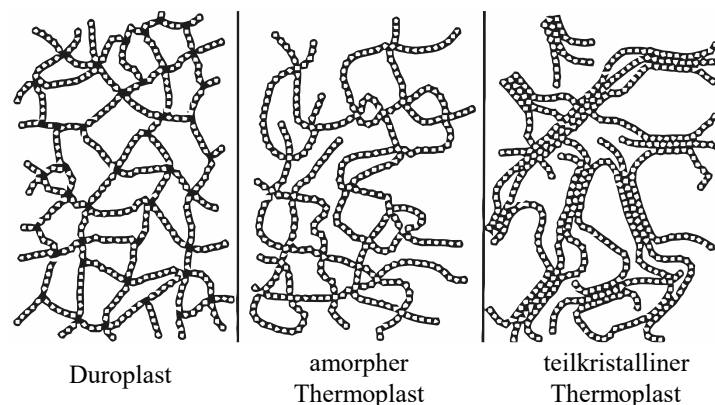


Abbildung 2.1: Vernetzungsarten der Makromoleküle von Kunststoffen nach [FST14]

Um gegenüber metallischen Werkstoffen konkurrenzfähig zu sein, müssen in die Polymermatrix Fasern eingebettet werden. Diese verstärken aufgrund ihrer hohen Steifigkeit den Kunststoff und bestimmen die mechanischen Eigenschaften des Verbundwerkstoffs. Im Automobilbau werden Kunststoffbauteile typischerweise im Spritzgussverfahren hergestellt. Daher kommen zur Verstärkung der mechanischen

Eigenschaften vorwiegend Kurzglasfasern zum Einsatz. Für die üblichen Glasfasergewichtsgehalte bei Strukturbauteilen im Bereich 30 – 50 %, stellt sich nach der Verarbeitung eine typische mittlere Glasfaserlänge von ca. 0,1 mm ein. [MHM11] [SSK18]

Das strukturdynamische Verhalten der Kunststoffe lässt sich mit einer Überlagerung aus elastischem und viskosem Materialverhalten beschreiben. Es wird als *viskoelastisches Werkstoffverhalten* bezeichnet und charakterisiert dessen Zeitabhängigkeit, also die zeitliche Verzögerung zwischen anliegender Spannung  $\sigma$  und resultierender Dehnung  $\epsilon$ . Dies äußert sich bei Belastung in Relaxations- und Retardationserscheinungen, also Entspannungs- und Kriechvorgängen, bei denen die Polymerketten langsam aneinander abgleiten. Ist das mechanische Verhalten lediglich von der Zeit und nicht von der Amplitude der Belastung abhängig, so spricht man allgemein auch von *linear-viskoelastischem Werkstoffverhalten*. [GS15] Obwohl das Verformungsverhalten von Kunststoffen üblicherweise amplitudenabhängig und damit nichtlinear ist, stellt die lineare Viskoelastizität bei sehr geringen Beanspruchungen, wie sie im akustisch bedeutsamen Frequenzbereich auftreten, eine zulässige Näherung dar [AA09]. Hierfür typische Dehnungen liegen je nach Werkstoff in einem Bereich  $< 1\%$  [GS15]. Die Bewegung von Polymerketten aneinander tritt nicht nur unter statischer Belastung über einen langen Zeitraum, sondern auch unter erzwungener zyklischer Schwingung in sehr kurzen Zeiträumen auf. In diesem Fall ist im eingeschwungenen Zustand bei konstanter Frequenz eine Phasenverschiebung  $\delta$  zwischen Spannung und Dehnung zu beobachten, siehe Abbildung 2.2. Die zeitliche Verschiebung ist ein Maß für die durch innere Reibung erzeugte Wärme und wird als *mechanischer Verlustfaktor*  $\tan(\delta)$  oder *mechanische Dämpfung* bezeichnet [DEE12].

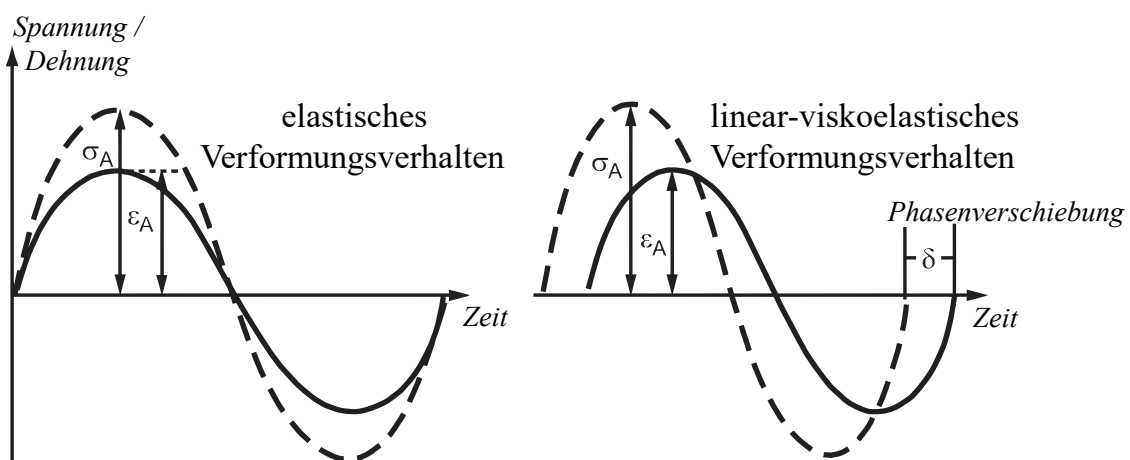


Abbildung 2.2: Viskoelastisches Werkstoffverhalten bei zyklischer Beanspruchung nach [Ehr11]

## Komplexer Elastizitätsmodul und werkstoffseitige Einflussfaktoren

Zur Beschreibung des Spannungs-/Dehnungszusammenhangs infolge der Phasenverschiebung  $\delta$  wird in Gleichung (2-1) der *komplexe Elastizitätsmodul*  $E^*$  als Vektor in der komplexen Zahlenebene eingeführt.

$$E^* = E' + i \cdot E'' \quad (2-1)$$

Dessen Betrag ist in Gleichung (2-2) durch das Verhältnis von Spannung  $\sigma$  und Dehnung  $\varepsilon$  gegeben.

$$|E^*| = \frac{\sigma}{\varepsilon} \quad (2-2)$$

Über die trigonometrischen Zusammenhänge  $E' = E^* \cdot \cos(\delta)$  und  $E'' = E^* \cdot \sin(\delta)$  mit dem Winkel  $\delta$ , lässt sich der komplexe Elastizitätsmodul  $E^*$  in seinen Realteil  $E'$  und seinen Imaginärteil  $E''$  aufteilen. Daraus ergibt sich der Zusammenhang mit dem mechanischen Verlustfaktor  $\tan(\delta)$  in Gleichung (2-3).

$$\tan(\delta) = \frac{E''}{E'} = \frac{1}{2\pi} \cdot \frac{W_{irrev}}{W_{rev}} \quad (2-3)$$

$E'$  wird auch als *Speichermodul* bezeichnet. Er charakterisiert die in einer Schwingungsperiode gespeicherte elastische, reversible Schwingungsenergie  $W_{rev}$  und ist mit dem linear-elastischen Elastizitätsmodul vergleichbar.  $E''$  bezeichnet den *Verlustmodul*. Dieser entspricht der in einer Schwingungsperiode verloren gegangenen, irreversibel dissipierten Energie  $W_{irrev}$  und ist somit ein Maß für die linear-viskose Dämpfung [GS15]. Das Verhältnis von Speicher- und Verlustmodul zueinander ist eine Charakteristik für die lineare Viskoelastizität des Kunststoffes [SSK18]. Sie ist abhängig von Einflussfaktoren wie dem Werkstoff selbst sowie dessen Morphologie. Hier sind beispielhaft Vernetzungsgrad, Kristallisationsgrad, Fasergewichtsgehalt oder Faserorientierungsverteilung zu nennen.

Da die Fasern sich näherungsweise elastisch verhalten, wird das dämpfende Verhalten des Verbundwerkstoffs vorwiegend durch dessen Matrix bestimmt. Maßgeblich hierfür sind die Verbindungen zwischen den Makromolekülen. Je geringer die dort herrschenden Kräfte sind, desto höher ist der Verlustmodul des Verbundwerkstoffs. Bei teilkristallinen Thermoplasten wird das viskoelastische Werkstoffverhalten insbesondere durch die hohe Beweglichkeit der Makromoleküle in der amorphen Phase bestimmt [Ehr11] [GS15] [Sch07]. Duroplastische Kunststoffe haben aufgrund der starken



Vernetzung der Polymerketten hingegen kaum Möglichkeiten innere Reibung zu erzeugen, daher treten viskoelastische Effekte nur in geringem Maß auf und werden vereinfacht als rein elastisch angenommen [SSK18]. Daneben wirkt sich der Kontakt zwischen Faser und Matrix sowie die Geometrie der Fasern auf die resultierenden Dämpfungseigenschaften des Verbundwerkstoffs aus. Der maßgebliche Mechanismus ist die relative Bewegung zwischen Faser und Matrix. Je mehr Reibungsverluste auftreten, desto höher ist der Verlustmodul [CLC15].

Die Steifigkeit des Verbundwerkstoffs hingegen wird durch den Fasergehalt sowie die anisotrope Faserverteilung bestimmt. Grund hierfür ist die im Vergleich zum Matrixwerkstoff um ein Vielfaches höhere Steifigkeit der Fasern, die Zugkräfte aus der umgebenden Matrix aufnehmen. Liegen die Fasern in Belastungsrichtung, ergibt sich ein höher wirkender Faseranteil und somit ein höherer Speichermodul in der entsprechenden Richtung. Umgekehrt verhält es sich bei Belastung quer zur Faserrichtung. Dann wirken weniger Fasern und es ergibt sich ein geringerer Speichermodul in Belastungsrichtung. [Gla01]

#### Einfluss von Temperatur, Konditionierungszustand und Frequenz

Neben den werkstoffseitigen Einflussfaktoren wirken sich äußere Einflüsse wie die Anregungsfrequenz oder die Umgebungsbedingungen Temperatur und Luftfeuchtigkeit auf die linear-viskoelastischen Werkstoffeigenschaften insbesondere des Matrixmaterials aus [DIN99]. Zunächst ist der Begriff des *Phasenübergangs* zu klären. Der amorphe Anteil thermoplastischer, teilkristalliner Kunststoffe befindet sich bei tiefen Temperaturen im *energieelastischen*, festen, spröden Glas-Zustand, bei hohen Temperaturen hingegen im *entropieelastischen*, erweichten Gummi-Zustand. Bei Temperaturveränderung finden verschiedene Übergänge ( $\alpha, \beta, \gamma, \dots$ ) des Werkstoffzustands auf Molekülebene statt [Ehr20] [GS15]. Diese sind beispielhaft in Abbildung 2.3 dargestellt, siehe hierzu auch die Ausführungen von Menges et al. in [MHM11].

Der für das mechanische Werkstoffverhalten bedeutsamste Phasenübergang ist der *Glasübergang* ( $\alpha$ -Übergang), der die Wandlung des amorphen Anteils vom Glas-Zustand in den Gummi-Zustand charakterisiert. In diesem Temperaturbereich zwischen dem energie- und entropieelastischen Zustand wird der Verlustmodul maximal und der Speichermodul fällt ab. Die kristalline Phase bleibt davon unbeeinflusst und weiterhin energieelastisch. Je größer der Kristallisations- oder der Vernetzungsgrad im Werkstoff ist, desto geringer prägt sich das Maximum der Dämpfung oder der Abfall der Steifigkeit

aus. Den geringsten Einfluss hat der Temperaturübergang auf die duroplastischen Kunststoffe. Aufgrund der nicht lösbaren Vernetzung ist nahezu keine Entropieelastizität vorhanden und der Werkstoff bleibt energieelastisch. [Ehr11] [RHB16]

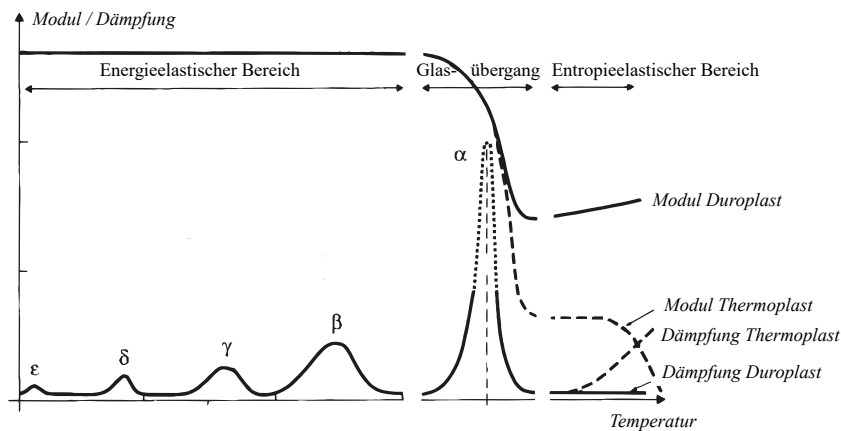


Abbildung 2.3: Thermomechanisches Verhalten von vernetzten sowie thermoplastischen Polymeren nach [BLS76] [Woe01]

Wasser kann durch Diffusionsvorgänge bei hygroskopischen Kunststoffen wie Polyamiden reversibel aus der Umgebung aufgenommen und in der Matrixstruktur eingelagert werden. Der Vorgang ist abhängig von Zeit und Wandstärke sowie Temperatur und Feuchtigkeitsgehalt der Umgebung. Die Feuchtigkeit wirkt als Weichmacher, spaltet die Molekülketten und führt zu einer Reduktion des Speichermoduls und einer Erhöhung des Verlustmoduls. Im Vergleich zum trockenen Werkstoffzustand verschiebt sich die Glasübergangstemperatur zu niedrigeren Temperaturen. Ohne Kenntnis des realen Konditionierungszustands in Form des Feuchtigkeitsgehalts des Werkstoffs lassen sich Messergebnisse nicht interpretieren und verwerten. [FS17] [Sch07]

Die Frequenz einer zyklischen Belastung der Kunststoffe hat ebenfalls einen Einfluss auf die viskoelastischen Werkstoffeigenschaften. Eine Erhöhung der Anregungsfrequenz bewirkt ähnliche Effekte, wie eine Reduktion der Temperatur sowie des Feuchtigkeitsgehalts. Hierdurch erhöht sich der Speichermodul und der Glasübergang verschiebt sich zu höheren Temperaturen. Umgekehrt verhält es sich bei einer Reduktion der Anregungsfrequenz. In Untersuchungen von Gracia-Fernández et al. in [GGL10] wurde gezeigt, dass eine Zehnerpotenz in der Frequenz eine Verschiebung des Glasübergangsbereichs um 10 °C bewirken kann. Der Effekt zeigt sich, indem auf eine oszillierende Spannung konstanter Amplitude bei erhöhter Frequenz eine reduzierte Dehnung resultiert. Ursächlich geht er auf die Verkürzung der Zeiträume zurück, in

denen im Werkstoff die molekularen Prozesse in Form der Bewegungen der Polymerketten auftreten können. Daher ist die Frequenzabhängigkeit der viskoelastischen Eigenschaften bei Werkstoffen mit geringen Bindungskräften am deutlichsten ausgeprägt und nimmt mit zunehmendem Kristallisations- oder Vernetzungsgrad ab. [GS15] [Jon01] [Wag18]

## 2.1.2 Dynamisch-mechanische Analyse und Zeit-Temperatur-Verschiebung

### Normversuch

Die DMA zur Bestimmung viskoelastischer Eigenschaften von Kunststoffen basiert grundlegend auf der ISO 6721-5. Sie ermöglicht eine schnelle, temperaturabhängige Charakterisierung von Speicher- und Verlustmodul mit nicht-resonanten Biegeschwingungen bei konstanter Frequenz in einem Bereich zwischen 0,01 Hz und 100 Hz. Höhere Frequenzen sind theoretisch möglich, verursachen aber Fehler in den gemessenen Daten. Ursächlich hierfür ist, dass das Mess- und Auswerteverfahren besonders empfindlich gegenüber störenden Einflüssen durch Resonanzen ist. Die zugrunde liegenden Formeln zur Berechnung der viskoelastischen Kenngrößen ist für Anregungsfrequenzen  $\geq 8\%$  der Eigenfrequenz der Probekörper sowie  $> 10\%$  der Eigenfrequenz der Apparatur nicht mehr gültig. Dementsprechend müssen die Versuche weit unterhalb dieser Frequenzbereiche durchgeführt werden. Die Methode selbst ist ausschließlich für Werkstoffe geeignet, deren Speichermoduln in einem Bereich zwischen 10 MPa und 200 GPa liegen und deren Verlustfaktoren  $> 2\%$  betragen. Der schematische Aufbau eines DMA-Gerätes mit 3-Punkt-Biegung ist nachfolgend in Abbildung 2.4 dargestellt. [Ehr20] [ISO19]

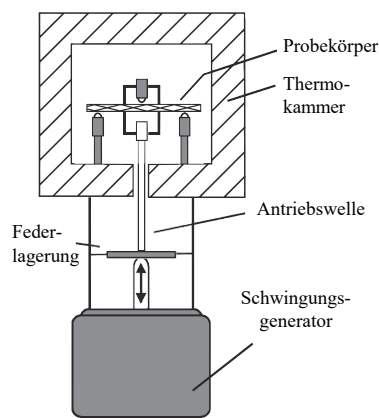


Abbildung 2.4: Schematischer Aufbau eines DMA-Gerätes mit 3-Punkt-Biegung nach [Ehr20]

Ein eingespannter Probekörper wird mit einer oszillierenden und in der Amplitude konstanten Verschiebung oder Kraft angeregt und die resultierende Kraft- oder Verschiebungsantwort gemessen. Daraus ergibt sich Spannung und Dehnung, die zusammen mit der Phasenverschiebung eine Berechnung von Speicher- und Verlustmodul oder des Verlustfaktors ermöglicht [Ehr20]. Bei gering gedämpften Werkstoffen und kurzzeitigen Belastungen ist eine Verschiebungsanregung besser geeignet [MM20]. Die Beanspruchung der Proben ist gerätebedingt so gering, dass sich die meisten Werkstoffe linear-viskoelastisch verhalten. Durch den Einsatz einer Thermo- oder Klimakammer können die Umgebungsbedingungen des Versuchs variiert und auf einem konstanten Niveau gehalten werden. Dies ermöglicht die Erfassung viskoelastischer Werkstoffeigenschaften in Abhängigkeit der Temperatur und Feuchtigkeit und somit die Beobachtung charakteristischer, physikalischer Umwandlungen wie zum Beispiel des Glasübergangs [Ehr20]. Ebenso ist es möglich bei konstanten Temperaturpunkten eine Frequenzvariation der Anregung durchzuführen. In dem nutzbaren Frequenzbereich über bis zu vier Zehnerpotenzen zwischen 0,01 Hz und 100 Hz lassen sich somit frequenzabhängige Kennwerte bestimmen [MM20].

Für die Messung faserverstärkter Kunststoffe ist aufgrund ihres hohen Moduls und der einfachen Handhabbarkeit eine 3-Punkt-Biegung zu wählen [Ehr20]. Dabei muss eine Vorspannung auf die Probe gegeben werden, damit diese während des Versuchs nicht verrutscht. Anregungsamplituden sollten  $< 1\%$  der entsprechenden Probendimension betragen [Wag18]. Das Längen-/Höhenverhältnis sollte größer als 16 und die Probe auf beiden Seiten 10 % länger als die Einspannlänge (typischerweise 50 mm) sein. Eine optimale Geometrie ist somit beispielsweise 60x10x2 mm. Zur Bestimmung faserorientierungsabhängiger Eigenschaften können Probekörper in unterschiedlicher Orientierung zur Fließrichtung aus Werkstoffplatten präpariert werden [DIN99] [ISO19] [MM20] [Wag18].

#### Erweiterung des nutzbaren Frequenzbereichs mit ZTV

Um Werkstoffdaten in akustisch bedeutsamen Frequenzbereichen  $> 100\text{ Hz}$  zu bestimmen, die mit der DMA nicht direkt gemessen werden können, wird eine *Zeit-Temperatur-Verschiebung* (ZTV) durchgeführt und der nutzbare Frequenzbereich um ein Vielfaches erweitert. Die Methode basiert auf dem umgekehrten Zusammenhang zwischen Frequenz und Temperatur, die beide einen ähnlichen Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften haben. Kunststoffe verhalten sich bei hohen Temperaturen

vergleichbar wie bei niedriger Anregungsfrequenz, umgekehrt verhält sich ein Kunststoff bei niedrigen Temperaturen wie unter hochfrequenter Belastung, siehe auch Kapitel 2.1.1 [GS15] [Wag18]. Dieser Zusammenhang lässt sich ausnutzen. Unter der Annahme, dass sich in Abhängigkeit von der Temperatur nur die Geschwindigkeit der molekularen Veränderungsprozesse ändert, nicht jedoch der Prozess selbst, bleibt die Gestalt der viskoelastischen Kennwertfunktion entlang der logarithmischen Zeitachse erhalten. Sie wird lediglich abhängig von der Temperatur mit dem Faktor  $a_T$  verschoben. Dieses Verhalten, für das nur ein einziger Phasenübergang gleichzeitig vorliegen darf, wird als *thermorheologisch einfach* bezeichnet. Hieraus ergibt sich die Zeit-Temperatur-Äquivalenz, welche die Extrapolation des nutzbaren Frequenzbereichs aus dem Messdatenbereich heraus erst ermöglicht [GS15] [KG99]. Das Prinzip der horizontalen Verschiebung ist nachfolgend in Abbildung 2.5 dargestellt. Hierfür haben sich verschiedene Ansätze etabliert, die im Folgenden kurz erläutert werden.

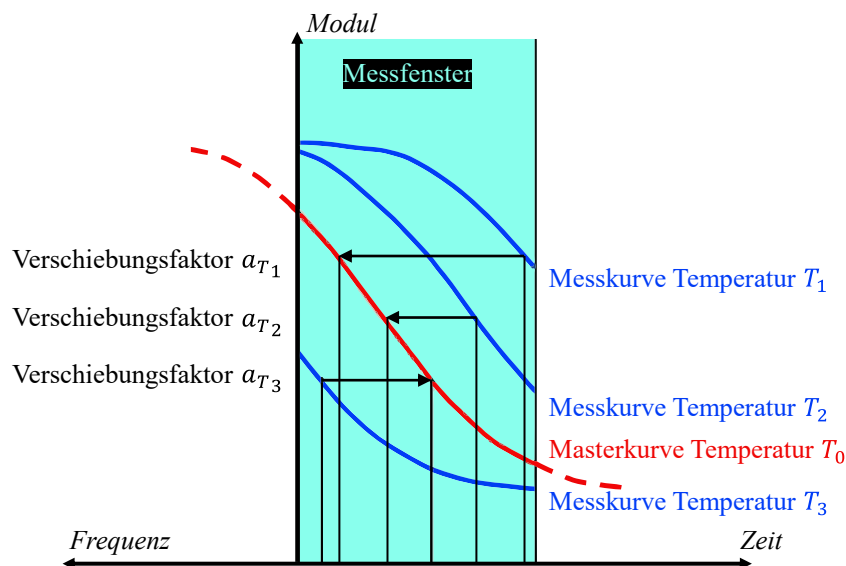


Abbildung 2.5: Schematische Darstellung des ZTV-Prinzips nach [GS15]

Am weitesten verbreitet ist der Verschiebungsansatz von *Williams-Landel-Ferry* (WLF) aus [WLF55] in Gleichung (2-4), der die Temperaturabhängigkeit der Relaxationsmechanismen beschreibt.

$$\log_{10}(a_T) = -\frac{C_1(T - T_0)}{C_2 + (T - T_0)} \quad (2-4)$$

Er wurde auf Basis umfangreicher Versuche als phänomenologischer Ansatz entwickelt und ist vom Glasübergangspunkt ( $T_g$ ) bis 100 °C darüber gültig.  $T_0$  ist die Referenztemperatur und  $T$  die Temperatur der Zeit oder Frequenz, die mit dem Faktor

$a_T$  verschoben wird. In Untersuchungen in [WLF55] zeigt sich, dass bei den Werten  $C_1 = 8,86$  und  $C_2 = 101,6 K$  der enthaltenen Konstanten für viele amorphe Thermoplaste gute Ergebnisse erzeugt werden. Dabei handelt es sich jedoch nur um eine erste Abschätzung, die je nach Werkstoff angepasst werden muss. Alternativ kann der *Arrhenius Verschiebungsansatz* in Gleichung (2-5) verwendet werden.

$$\ln(a_T) = \frac{E_A}{R} \left( \frac{1}{T} - \frac{1}{T_0} \right) \quad (2-5)$$

Hierbei handelt es sich um einen zu WLF ähnlichen Ansatz mit physikalischer Modellvorstellung, der für die temperaturabhängige Beschreibung der chemischen Reaktionskinetik entwickelt wurde [Con98]. Im Gegensatz zu WLF wird die Aktivierungsenergie  $E_A$  sowie die universelle Gaskonstante  $R$  verwendet. Es ist ebenfalls keine Verschiebung über Umwandlungstemperaturen hinweg zulässig. Der Bereich ist auf  $\pm 15$  °C um die Referenztemperatur beschränkt [Kre14].

Da die ZTV-Prinzipien nur in Temperaturbereichen im und oberhalb des Glasübergangs verwendet werden dürfen, ist eine praktische Anwendung auf stark vernetzte duroplastische Kunststoffe wie beispielsweise Phenolharze nicht zweifelsfrei möglich. Zum einen ist deren praktischer Einsatz auf Temperaturbereiche unterhalb des Glasübergangs beschränkt. Zum anderen ist ein klassischer, charakteristischer Glasübergang kaum zu beobachten und spielt nur eine untergeordnete Rolle, da keine ausgeprägte amorphe Phase wie beispielsweise bei teilkristallinen Thermoplasten vorhanden ist. Bei hohen Temperaturen findet daher hauptsächlich ein Erweichen mit anschließender Zersetzung des Werkstoffs statt. [GS15] [MHM11]

Zusätzlich wird häufig neben horizontalen Verschiebungen auf der Zeit- oder Frequenzachse ein vertikaler Verschiebungsansatz in Form eines temperaturabhängigen Faktors  $b_T$  verwendet. Für den Speichermodul ergibt sich zusammen mit dem vertikalen Verschiebungsfaktor  $a_T$  und der Kreisfrequenz  $\omega$  der in Gleichung (2-6) dargestellte Zusammenhang. Gleiches gilt für den Verlustmodul.

$$b_T = \frac{E'(\omega, T)}{E'(a_T \omega, T_0)} \quad (2-6)$$

Er berücksichtigt temperaturabhängige Veränderungen im Material und dient dem Zweck der Korrektur unterschiedlicher Relaxationszeiten für einen stetigen Kurvenverlauf. Dabei handelt es sich jedoch um einen rein empirischen Ansatz. [LN93] [Mez20] [NMT13] [PJL17] [TFH05]

## Aktuelle Anwendungsbeispiele

Es gibt unterschiedliche Möglichkeiten, die mit DMA und ZTV erzeugten viskoelastischen Werkstoffkennwerte in einem akustisch bedeutsamen Frequenzbereich weiter zu verwenden. Nachfolgend werden beispielhaft verschiedene aktuelle Anwendungsbeispiele zusammengefasst.

Arping und Kremer haben in den Veröffentlichungen [AA09] [Arp10] [Kre14] eine Reverse Engineering-Prozedur entwickelt, die viskoelastische DMA-Daten verschiedener unverstärkter Kunststoffe mit ZTV bis zu einer Frequenz von 5 kHz extrapoliert und anschließend iterativ anpasst. Hierfür wurde ein Referenzversuch eines schwingenden Probestabs verwendet. Eine Berechnung wurde anschließend so lange durchgeführt und die Werkstoffeigenschaften iterativ angepasst, bis diese mit dem Versuch übereinstimmte. Das Ergebnis waren Steifigkeits- und Dämpfungswerte in einem weiten Frequenzspektrum. Dabei wurden teilweise große Unterschiede zwischen den in der DMA und über die Reverse Engineering-Prozedur ermittelten Dämpfungswerten aufgezeigt. Schlussendlich fand eine Validierung mit Versuch und Berechnung an zwei Bauteilen statt. Die reinen gemessenen DMA-Daten lieferten hier deutlich schlechtere Ergebnisse als die mit Reverse Engineering optimierten Daten.

Brandt et al. haben in [BH16] zwei teilkristalline thermoplastische un- und kurzfaserverstärkte Kunststoffe mit DMA untersucht und den Frequenzbereich der Werkstoffdaten mit ZTV auf bis zu 4 kHz erweitert. Die viskoelastischen Werkstoffdaten des unverstärkten Materials wurden direkt in einem mikromechanischen Materialmodell zur Berechnung von Proben und Bauteilen weiterverwendet. Die Ergebnisse auf Probenebene waren vielversprechend. Auf Bauteilebene zeigten sich jedoch große Abweichungen, insbesondere in der Prognose der Amplitude.

Schöneich hat in [Sch16] mit ZTV extrapolierte, linear-viskoelastische Werkstoffdaten aus der DMA verwendet, um den Frequenzverlauf der Werkstoffeigenschaften eines unverstärkten teilkristallinen Thermoplasten mit Prony-Gliedern (siehe Kapitel 2.2.1) zu approximieren. Ziel war es, einen Abgleich zwischen dem durch ein erweitertes mikromechanisches Modell gerechneten und dem real in der DMA gemessenen faserverstärkten Modul im Frequenzbereich zu ermöglichen. Mit der Methode ließen sich erfolgreich unbekannte Parameter des Mikromechanik-Modells mit Reverse Engineering kalibrieren und validieren.

Gieß hat in [Gie19] ebenfalls die DMA mit der ZTV verwendet, um unverstärktes Kunststoffmatrixmaterial zu charakterisieren und den frequenzabhängigen Verlauf mit Prony-Gliedern anzunähern. Der Fokus lag hier auf der Prognose der Luftschallabstrahlung faserverstärkter Kunststoffe bis 10 kHz. Die linear-viskoelastischen Werkstoffdaten wurden dafür in ein mikromechanisches Materialmodell gegeben, das eine Berechnung der Kunststoffe mit Faserverstärkung möglich macht. Ein in der Berechnung nachgebildeter Ausschwingversuch ermöglichte eine temperaturabhängige Kalibrierung. Zusätzlich wurde untersucht, wie viele Prony-Glieder in dem betrachteten Fall mindestens notwendig sind, um in der Beschreibung des frequenzabhängigen Werkstoffverhaltens keine relevante Verbesserung mehr zu ermöglichen.

### Herausforderungen der DMA und ZTV

Die DMA ist mit der ZTV die am weitesten verbreitete Methode zur Charakterisierung linear-viskoelastischer Werkstoffeigenschaften von faserverstärkten Kunststoffen in einem großen Frequenzbereich. Aufgrund der hohen Empfindlichkeit des Verfahrens und der untersuchten Kunststoffe auf selbst kleinste Veränderungen oder Abweichungen der Rahmen- und Umgebungsbedingungen, ist eine universelle Anwendbarkeit jedoch nicht problemlos möglich.

Neben einer in Geometrie sowie Temperaturabhängigkeit kalibrierten Prüfmaschine, sollte die Probe selbst die empfohlene Geometrie aufweisen sowie planparallel, glatt, gerade eingelegt und mit einer ausreichenden Vorspannkraft bedacht sein. Ansonsten kann es zu Bewegungen der Probe, einer Änderung der Auflagefläche oder zu einer nicht gleichmäßigen Krafteinleitung in die Oberfläche kommen [Wag18]. Eine 3-Punkt-Biegung hat einen nicht zu vernachlässigenden Einfluss auf die Ergebnisse, der bei Untersuchungen faserverstärkter Kunststoffproben in Kauf genommen werden muss. Sie verändert den mechanischen Zustand der Probe und erzeugt Kontaktdämpfung und somit Energiedissipation in allen drei Lagerungspunkten, die insgesamt im Bereich der zu untersuchenden Werkstoffdämpfung liegt [BS14].

Als weiterer Einflussfaktor gilt eine homogene Verteilung von Temperatur und Feuchtigkeit. Eine direkte Messung der beiden Größen in der Probe selbst ist nicht möglich. Daher muss der Zustand im umgebenden Prüfraum genau überwacht werden. Hierfür sind eine niedrige Heizrate und eine kleine Thermokammer mit einem Temperatursensor nah an der Probe notwendig. Die Temperatur lässt sich einfach regeln



und messen, die Feuchtigkeit stellt hingegen eine Herausforderung dar. Zur Herstellung trockener Umgebungszustände können Prüfkammern mit getrockneter Druckluft gespült werden. Feuchte Umgebungszustände können mit Konditionierungsprüfkammern hergestellt werden. Eine präzise Überprüfung der Umgebungsbedingungen in der Kammer ist jedoch nur schwer möglich. Der Konditionierungszustand in der Probe selbst kann während des Versuchs nicht überprüft werden. Daher sind eine ausreichende Vorkonditionierung sowie präzise Gewichtsprüfung vor und nach der DMA-Untersuchung notwendig. [Ehr20] [Wag18]

Steife, schwach gedämpfte Werkstoffe sind nicht für eine Untersuchung mit der DMA geeignet. Die hohe Steifigkeit resultiert in einer verhältnismäßig geringen Amplitude der Antwort auf eine definierte Anregung. Die geringe Dämpfung führt zu einem großen Unterschied zwischen dem gering viskosen und großen elastischen Anteil an den viskoelastischen Werkstoffeigenschaften, wodurch nur eine geringe Phasenverschiebung entsteht. Die niedrigen Werte von Amplitude und Phasenverschiebung sorgen aufgrund der entstehenden Unschärfe insbesondere in Kombination für eine große Unsicherheit in der Bestimmung der Dämpfung bei schwach gedämpften Werkstoffen. Daher ist das Verfahren für Verlustfaktoren in einem Bereich  $< 2\%$  ungeeignet. Derart geringe Dämpfungen sind bei den teilkristallinen Thermoplasten zwar nicht im Bereich des Glasübergangs gegeben, jedoch unterhalb des Glasübergangs und bei Duroplasten generell in einem weiten Temperaturspektrum. [Ehr20] [Wag18] [GS15] [ISO19]

Obwohl die DMA ein standardisiertes Verfahren ist, sind die gemessenen Daten selbst bei Berücksichtigung aller zuvor genannten Fehlerquellen nicht zweifelsfrei verwendbar. Eine Untersuchung in [WAR17] hat gezeigt, dass die Reproduzierbarkeit der linear-viskoelastischen Werkstoffeigenschaften innerhalb eines Labors zuverlässig gut funktioniert, sich die Daten aber zwischen verschiedenen Laboren deutlich unterscheiden, speziell der Verlustmodul. In [AST15] [DIN19a] [Ehr20] finden sich Verweise, dass die mit der DMA gemessenen viskoelastischen Werkstoffeigenschaften als relative Werte anstatt absoluter Konstruktions- oder Dimensionierungskennwerte zu sehen sind. Sie dienen daher dazu, qualitative Informationen zu den Eigenschaftsänderungen infolge von Temperaturänderungen unter geringer dynamischer Belastung zu ermitteln.

Um den nutzbaren Frequenzbereich der in der DMA erzeugten linear-viskoelastischen Werkstoffdaten mit ZTV zu erweitern, muss thermorheologisch einfaches Verhalten

angenommen werden. Für alle zuvor genannten, aktuellen Anwendungsbeispiele wurde diese Annahme getroffen. Insbesondere bei technischen Kunststoffen ist dies jedoch nicht immer gegeben [MM20] [SSK18]. Da Kunststoffe mehrere Phasenübergänge ihrer Polymere aufweisen, besteht die Möglichkeit, dass sich deren Temperaturbereiche überschneiden. In diesem Fall sind mehrere Phasenübergänge gleichzeitig wirksam und man spricht von *thermorheologisch komplexem* Materialverhalten. Der Effekt ist abhängig von der relativen Position der Phasenübergänge zueinander auf der Temperatur- oder Zeitachse. Da sich der Prozess selbst verändert, ändert sich die Gestalt der Kennwertfunktion bei unterschiedlichen Temperaturen. Dies macht eine Überlagerung durch die ZTV-Ansätze unmöglich [KG99].

Um die Gültigkeit des ZTV-Prinzips in Form von thermorheologisch einfachem Materialverhalten qualitativ zu überprüfen, bietet sich beispielsweise der Einsatz eines *Wicket-Plots* an. Dieser ist in verschiedenen Varianten schematisch in Abbildung 2.6 dargestellt. Der charakterisierte Verlustfaktor wird über dem charakterisierten Speichermodul für verschiedene Temperaturen und Frequenzen als Wertepaare aufgetragen. Ergibt sich ein eindeutiger, geschlossener, bogenförmiger Kurvenverlauf, so existiert für verschiedene Temperaturen und Frequenzen jeweils nur ein korrespondierendes Wertepaar. Die ZTV-Ansätze können dann zur Extrapolation in andere Frequenzbereiche verwendet werden. Ergibt sich hingegen ein verzerrter, unsymmetrischer Verlauf oder gar eine Punktwolke, so ist das ZTV-Prinzip auf diese Daten nicht anwendbar. In der Literatur wird ein Wicket-Plot häufig nicht angegeben, was eine Nutzung und Bewertung der Ergebnisse erschwert. [AST17] [Jon01] [Kre14] [MM20] [SSK18]

Die ZTV-Ansätze werden heutzutage in der Literatur jedoch nicht mehr aufgrund ihres ursprünglichen Zwecks, sondern rein zur empirischen Anpassung verwendet. Die Messdaten aus der DMA werden mit Software automatisch zueinander verschoben, gestreckt oder gestaucht, bis im Frequenzbereich ein gleichmäßiger Kurvenverlauf entsteht. Dies erfolgt jedoch ohne eine Sinnhaftigkeit der Werte zu hinterfragen und die physikalischen und chemischen Temperaturgrenzen der Ansätze zu beachten. [MM20]

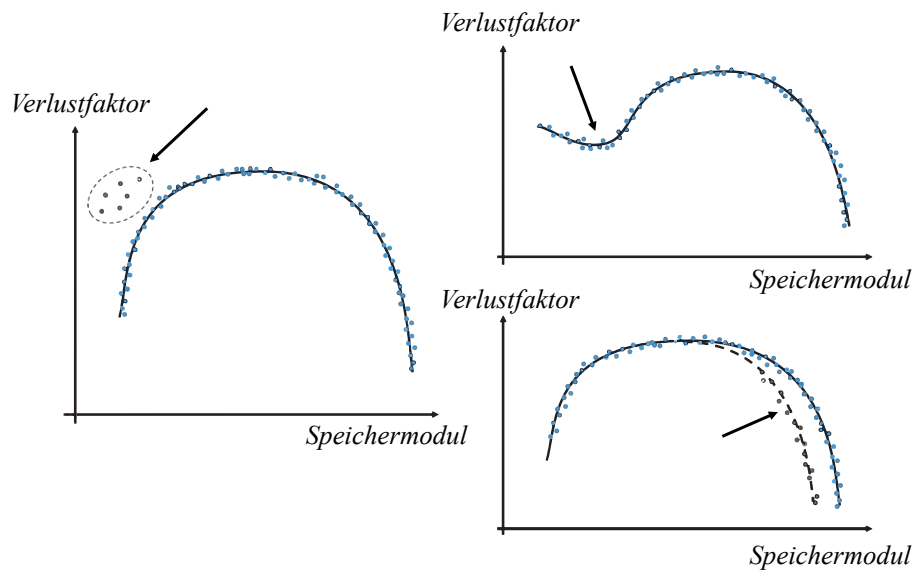


Abbildung 2.6: Schematische Darstellung verschiedener Wicket-Plots mit Fehlern (Pfeile) die eine Anwendung der ZTV verhindern nach [SSK18]; Links: zufällige Messfehler außerhalb des Bogens, Oben rechts: Knick in der Kurve und damit kein rein bogenförmiger Verlauf, Unten rechts: kein eindeutiger bogenförmiger Verlauf aufgrund weiterer Messpunkte daneben

### 2.1.3 Resonanzkurvenverfahren

#### Normversuch

Das Resonanzkurvenverfahren zur Bestimmung viskoelastischer Eigenschaften von Kunststoffen unter Biegebelastung wird auch *Biegeresonanzverfahren* genannt und grundlegend durch die DIN EN ISO 6721-3 beschrieben. Es ermöglicht eine direkte Charakterisierung von Speichermodul und Verlustfaktor in Abhängigkeit der Temperatur in einem Frequenzbereich zwischen 10 Hz und 1 kHz. Dazu wird ein horizontal frei gelagerter oder vertikal einseitig eingespannter quaderförmiger Probekörper einer erzwungenen Biegeschwingung mit variabler Frequenz und konstanter Kraftamplitude unterworfen. Es können mehrere Resonanzordnungen des Probekörpers gemessen und die entstehenden Resonanzkurven in einem breiten Frequenzspektrum direkt auf linear-viskoelastische Werkstoffdaten hin ausgewertet werden. Einleitung der Anregung und Messung der Schwingungsantwort erfolgen kontaktlos über zwei dünne, auf der Probe aufgeklebte Stahlplättchen und einen elektromagnetischen Wandler. Eine schematische Darstellung ist nachfolgend in Abbildung 2.7 zu sehen. [DIN96]

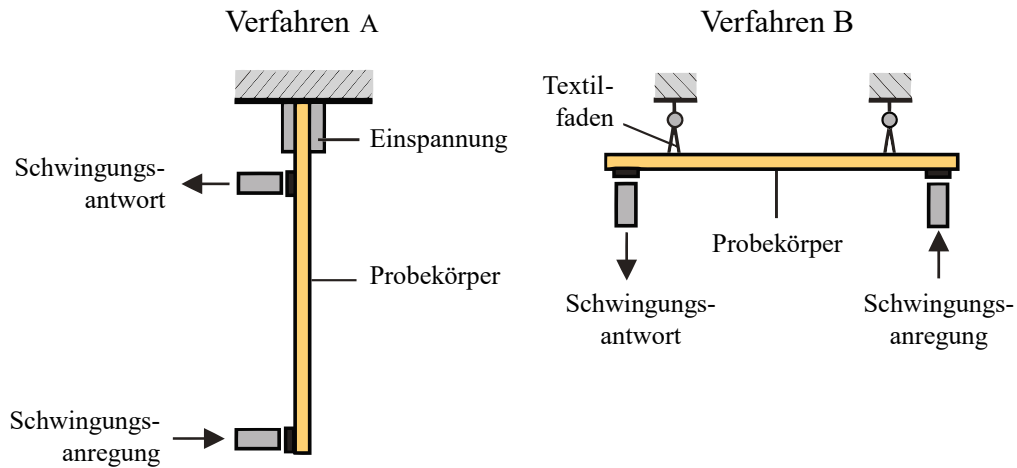


Abbildung 2.7: Schematische Prüfanordnung zur Ermittlung viskoelastischer Eigenschaften mit erzwungenen Schwingungen im Resonanzbereich nach [GS15]

Eine *Resonanzkurve* zeigt die Deformationsamplitude oder Deformationsratenamplitude des Probekörpers unter erzwungenen Schwingungen mit konstanter Belastungsamplitude bei Frequenzen im Bereich der Resonanz. Die Resonanzfrequenz aus der Deformationsratenamplitude kann direkt mit den dynamischen Eigenschaften in Beziehung gesetzt werden. Bei großen Dämpfungen kann es bei Verwendung der Deformationsamplitude zu Abweichungen der Resonanzfrequenzlage kommen. [DIN19c]

Der zu untersuchende Werkstoff sollte einen Speichermodul größer als  $0,5 \text{ MPa}$  und einen Verlustfaktor kleiner als 10 % aufweisen. Damit ist das Verfahren besonders für sehr steife und schwach gedämpfte Werkstoffe geeignet. Probenlängen zwischen  $150 \text{ mm}$  und  $180 \text{ mm}$  bei einer Breite von  $10 \text{ mm}$  sind üblich. Das Verhältnis von Länge zu Höhe sollte größer als 50 sein. Für Messungen von sehr kleinen Werten des Verlustfaktors wird empfohlen, frei abklingende Biegeschwingungen zu verwenden, die eine Anregung im Bereich der Eigenfrequenzen erfahren. Der Speichermodul ergibt sich mit der *Bernoulli-Balkentheorie* aus der Resonanzfrequenz zusammen mit der Probengeometrie und einem Faktor für die Lagerungsbedingung sowie Resonanzordnung. Der Verlustfaktor berechnet sich mit der *3dB-Methode*, welche die Breite des Resonanzpeaks ins Verhältnis zur Resonanzfrequenz setzt. Eine ausführlichere Beschreibung findet sich in Kapitel 3.1.1. Die viskoelastischen Werkstoffdaten können nur in den diskreten Resonanzen des verwendeten Probekörpers bestimmt werden. Analog zur DMA ist eine Bestimmung orientierungsabhängiger Eigenschaften durch Probekörper mit unterschiedlicher Faserrichtung möglich. [DIN96] [DIN99]

## Herausforderungen der praktischen Umsetzung des Normversuchs

In der Praxis sind die schematischen Versuchsaufbauten aus Abbildung 2.7 mit den dargestellten Lagerungs- und Anregungsbedingungen nur eingeschränkt in der Lage, viskoelastische Werkstoffdaten bis zur maximalen Frequenz von 1 kHz zu erzeugen. Ein grundlegendes Problem ist die kontaktlose Anregung. Damit ist es sowohl schwierig eine konstante Anregung über ein breites Frequenzspektrum zu ermöglichen als auch kontaktlos ausreichend Energie bei hohen Frequenzen in die Probe einzuleiten. Daher wurden in der Literatur verschiedene Adaptionen entwickelt, die eine umfangreichere, zuverlässigere und genauere Charakterisierung in einem größeren Frequenzspektrum ermöglichen. Bei den nachfolgend aufgeführten Verfahren besteht nicht durchgehend ein Zusammenhang zur Auswertemethodik aus der grundlegenden Norm. Es wird hingegen ein gleicher oder ähnlicher Versuchsaufbau zur Erzeugung frequenzabhängiger, viskoelastischer Werkstoffeigenschaften betrachtet.

Nur wenige Veröffentlichungen sind in der Lage, mit ihren Versuchsverfahren auswertbare Biegeresonanzschwingungen in einem Frequenzbereich  $> 1 \text{ kHz}$  zu erzeugen. Beispielhaft sind hier [BPD10] [Dam08] [EGP17] [Ilg15] [Kre14] zu nennen. Zentrale Herausforderungen sind eine Minimierung der Dämpfungseinflüsse in der Lagerung sowie eine gezielte Einleitung und Messung der Anregung. Andernfalls bilden sich keine symmetrischen, ungekoppelten Resonanzen im höheren Frequenzbereich aus und eine Ermittlung der viskoelastischen Werkstoffeigenschaften ist nicht möglich. Die meisten Veröffentlichungen beschränken sich daher weiterhin auf den einfacher beherrschbaren Frequenzbereich  $< 1 \text{ kHz}$ .

## Werkstoffe, Temperatur und Konditionierungszustand

Die in der Literatur mit dem Biegeresonanzverfahren untersuchten Kunststoffe sind in den meisten Fällen nicht faserverstärkt oder faserverstärkte Lamine. Kurzglasfaserverstärkte spritzgegossene Kunststoffe sind von nachrangiger Bedeutung und wurden nur zum Beispiel von Wray et al. in [WAE90] untersucht. Dabei stand der Einfluss von Frequenz (50 – 300 Hz) und Faserorientierung sowie Faservolumengehalt von Polypropylen im Vordergrund.

In den Veröffentlichungen von Caraccialo et al. [CGG04], Hafidi et al. [EGP17] und Ilg [Ilg15] wurden für die Untersuchungen Temperatur- oder Klimaschränke eingesetzt. Der Konditionierungszustand als wichtige Einflussgröße fand jedoch keine Beachtung. Hier wurde lediglich die Temperatur geregelt. In vielen anderen Publikationen wie

beispielsweise [BPD10] [CE07] [Dam08] [Kre14] [MAS08] [ME11] wird diese gar nicht geregelt und hat bei der Untersuchung von Biegeproben aus Kunststoff nur eine nachrangige Bedeutung.

### Lagerung und Anregung

Eine freie Lagerung wie in Verfahren B in Abbildung 2.7 wird nur selten verwendet, beispielsweise in [BPD10] [Dam08]. In den meisten Fällen wird die fest-freie Lagerung aus Verfahren A zusammen mit einer einseitigen Klemmung der Probe verwendet, zum Beispiel in den Veröffentlichungen [CE07] [CG91] [EGP17] [Gib00] [Gib89] [GP77] [Ilg15] [Kre14] [MAS08] [ME11] [WAE90]. Dies ist jedoch problematisch, da die Klemmung der Probe genau entworfen werden muss und keine Verlustmechanismen durch zu niedrige (Reibung) oder zu hohe (Materialschädigung) Klemmkräfte entstehen dürfen [CG91]. Lediglich Ilg hat in [Ilg15] die von ihm verwendete Klemmvorrichtung genauer untersucht und versucht deren Einfluss auf die Messungen zu charakterisieren. Dabei zeigte sich in einem niedrigen Frequenzbereich bis  $2\text{ kHz}$  eine gute Wiederholgenauigkeit der Ergebnisse. In höheren Frequenzbereichen bildeten sich jedoch keine reinen Biegeschwingungen, sondern überlagerte Schwingformen mit Modenkopplung aus, die eine Nutzung der erzeugten Übertragungsfunktion deutlich erschwert. Gibson weist in [Gib89] auf den Einfluss parasitärer Dämpfung hin. Dabei handelt es sich um einen Sammelbegriff für die gesamte Energiedissipation aufgrund von Einflüssen wie beispielsweise Luftdämpfung, Schallabstrahlung sowie Reibungsdämpfung an Punkten der Probenlagerung und Messgeräteanbindung. Sie lässt die gemessene Dämpfung höher erscheinen als es die reine Materialdämpfung in Wirklichkeit ist. Eine weitere gute Übersicht zu möglichen Dämpfungseinflüssen ist in [VBL14] zu finden. Anstatt einer Klemmung haben Caracciolo et al. in [CGG04] eine Klebung für die Befestigung ihrer Proben verwendet.

Für die Anregung wird in wenigen Fällen ein Modalhammer verwendet, zum Beispiel von Mahi et al. in [MAS08]. Dies hat den Vorteil, dass die Anregungskraft für die Resonanzkurve direkt gemessen werden kann. Der praktisch nutzbare Anwendungsbereich ist jedoch auf Frequenzen  $< 1\text{ kHz}$  beschränkt. Für höherfrequente Anwendungen wird häufig ein elektrodynamischer Schwingungserreger, auch Shaker genannt, verwendet. Belder et al. [BPD10], Cortés et al. [CE07] und Jones [Jon01] weisen darauf hin, dass es sich bei einem Shaker um ein sensibles Messsystem handelt, das empfindlich auf unsachgemäße Anwendung und Veränderung des Gesamtsystems

reagiert. Um Störungen durch Rückkopplungen durch die Probe zu reduzieren, sollte der Shaker entweder eine ausreichende Größe oder Masse aufweisen oder eine Anregung der Probe direkt am Shaker vermieden werden. Stattdessen könnte der Probekörper mit einer geführten Lagerung angeregt werden.

Eine Messung der eingeleiteten Anregung eines Shakers in die Probe ist jedoch schwierig. Nur wenige Autoren wie Belder et al. in [BPD10], Damerau in [Dam08] und Kremer in [Kre14] haben erfolgreich einen Kraftsensor in ihren Messaufbau integriert. Ilg verwendet in [Ilg15] alternativ einen Laser, um die Fußpunktanregung in Form einer Geschwindigkeit auf der Probe direkt an ihrer Anbindung zu messen. Die restlichen Veröffentlichungen verwenden zur Messung der Anregung einen Beschleunigungssensor am Fußpunkt. Das Antwortsignal der Probe wird vorwiegend kontaktlos mit einem Lasermesssystem erfasst. Dies ist essenziell für die unbeeinflusste Messung der Biegeschwingungen in Frequenzbereichen  $> 1 \text{ kHz}$ . Für praktische Anwendungsbeispiele von Lasern wird auf die Veröffentlichungen [Dam08] [EGP17] [Ilg15] [Kre14] verwiesen.

### Auswertung

Zur Auswertung von Speichermodul und Verlustfaktor werden in der Literatur vorwiegend zwei Methoden verwendet.

Zum einen ist dies die Verwendung der Balkentheorie sowie der 3dB-Methode. Zur Bestimmung hochfrequenter Werkstoffdaten in einem Frequenzbereich  $> 1 \text{ kHz}$  wurde dieses Verfahren jedoch nur von Hafidi et al. in [EGP17] verwendet. Hierdurch konnten Speicher- und Verlustmodul jeweils in Abhängigkeit von Frequenz und Faserorientierung mit einem flächigen Diagramm dreidimensional dargestellt werden. Da die Biegeeigenfrequenzen der Probekörper unter anderem von deren Länge abhängen, konnten diese durch eine Variation der Probenlänge relativ zueinander entlang der Frequenzachse verschoben werden. Dies ermöglichte ein dichteres Spektrum an Eigenfrequenzen und somit eine bessere Abbildung der Frequenzabhängigkeit. Ilg hat in [Ilg15] die Balkentheorie hingegen zur ersten Abschätzung der Steifigkeitswerte seiner Proben verwendet.

Als zweite Möglichkeit zur Bestimmung viskoelastischer Werkstoffeigenschaften aus dem Biegeresonanzversuch dient ein Reverse Engineering-Ansatz. Die Kombination einer Messung mit einem einfachen Berechnungsmodell wird bevorzugt verwendet, wenn die sich im Versuch ausprägenden Resonanzen aufgrund von Modenkopplungen

nicht für eine direkte Auswertung mit Balkentheorie und 3dB-Methode eignen. Damerau [Dam08], Kremer [Kre14] und Ilg [Ilg15] verwendeten diesen Ansatz zur Bestimmung von Steifigkeit und Dämpfung unverstärkter Kunststoffe. Die Werkstoffparameter eines vereinfachten viskoelastischen Materialmodells wurden so lange iterativ angepasst, bis die Resonanzkurven aus Versuch und Berechnung entlang der Frequenzachse übereinstimmten. Um jedoch mit Reverse Engineering repräsentative Materialdaten zu ermitteln, werden unbeeinflusste Resonanzkurven zum genauen Abgleich benötigt. Gerade über ein breites Frequenzspektrum treten bei niedrigen Frequenzen hohe Amplituden und bei hohen Frequenzen niedrige Amplituden auf. Je nach Qualität des Messsystems kann es bei der Erfassung im hohen Frequenzbereich zu Messrauschen und damit zu Informationsverlust kommen. Um dies zu kompensieren, entwickelte Damerau in [Dam08] eine einfache Methode, die den Frequenzbereich im Referenzversuch in einzelne Abschnitte unterteilt. Durch Anpassung der Messeinstellungen in jedem Frequenzabschnitt wurde ein optimaler Signal-Rausch-Abstand hergestellt und rauschfreie Resonanzkurven über das Frequenzspektrum erzeugt.

## **2.2 Modellierung kurzfaserverstärkter Kunststoffe**

Zur rechnerischen Prognose des Schwingungs- und Übertragungsverhaltens im akustisch bedeutsamen Frequenzbereich wird ein Materialmodell benötigt, welches das frequenz- und orientierungsabhängige Materialverhalten kurzfaserverstärkter Kunststoffe adäquat abbildet. Die verschiedenen Möglichkeiten, die im Versuch generierten Werkstoffdaten durch passende Modellierung nutzbar zu machen, werden nachfolgend separat für die lineare Viskoelastizität und die Anisotropie diskutiert.

### **2.2.1 Lineare-Viskoelastizität**

#### Direkte Modellierung und Grundlagen der indirekten Modellierung

Beschrieben wird die lineare Viskoelastizität durch den frequenzabhängigen, komplexen Elastizitätsmodul aus Kapitel 2.1.1, der den Zusammenhang zwischen Spannung und Dehnung im komplexen Raum herstellt. Sind dessen Bestandteile, Speicher- und Verlustmodul, im benötigten Frequenzbereich durchgängig bekannt, ist eine *direkte Modellierung* des viskoelastischen Materialverhaltens unter zyklischer Beanspruchung durch direkte Befüllung des komplexen Elastizitätstensors möglich. Im komplexen Raum besteht mit der Phasenverschiebung ein Zusammenhang zu Spannung und Dehnung,



siehe Gleichung (2-2). Wie in Kapitel 2.1 erläutert, ist die direkte Charakterisierung von Speicher- und Verlustmodul, gerade für den akustisch bedeutsamen Frequenzbereich, in der Praxis schwierig. Daher haben sich in der Literatur Ersatzmodelle für eine vereinfachte *indirekte Modellierung* der viskoelastischen Größen etabliert. Sie ermöglichen eine Approximation des realen frequenzabhängigen Kurvenverlaufs von Steifigkeit und Dämpfung, indem Modellparameter aus Versuchen abgeleitet oder über Reverse Engineering-Methoden iterativ mit Referenzversuchen angenähert werden. Je höher die Komplexität eines solchen Ersatzmodells ist, desto höher ist auch dessen Genauigkeit in der Prognose des strukturdynamischen Verhaltens. Dies geht jedoch auch mit einem erhöhten Aufwand in der Bestimmung der einzelnen Modellparameter einher. [CLC15] [Lio07]

Die Materialtheorie zur linearen Viskoelastizität wird von Lion in [Lio07] zusammengefasst. Dabei wird auf die allgemeine Materialgleichung, verschiedene rheologische Modelle im Zeitbereich sowie die Zusammenhänge zwischen Zeit- und Frequenzbereich eingegangen. Rust beschreibt in [Rus11] die Numerik der linearen Viskoelastizität, die für die *Finite-Elemente-Methode* (FEM oder FE-Methode) benötigt wird. Treviso et al. liefern in [TvM15] eine Literaturübersicht zu den aktuellen Möglichkeiten, eine Dämpfung in Verbundwerkstoffen zu modellieren. Diese stellt die entscheidende Größe zur korrekten und präzisen Prognose des dynamischen Verhaltens dar. Da der Hauptteil der Dämpfung des faserverstärkten Verbundwerkstoffs vom Matrixmaterial bestimmt wird, beziehen sich die nachfolgend aufgeführten Modellierungsmethoden der Viskoelastizität in erster Linie auf den reinen Kunststoff [CSG99]. Aufgrund der ausschließlichen Anwendung des Materialmodells im akustisch bedeutsamen Frequenzbereich, liegt der Fokus auf den Möglichkeiten zur indirekten Modellierung von Steifigkeit und insbesondere Dämpfung im Frequenzraum bei harmonischer Anregung.

### Indirekte Modellierung durch mathematische Modelle

Eine Möglichkeit zur indirekten Modellierung der Dämpfung ist die Verwendung der *modalen Dämpfung*. Sie lässt sich direkt über das Lehrsche Dämpfungsmaß  $D$  aus dem mechanischen Verlustfaktor  $\tan(\delta)$  ermitteln und stellt ein Verhältnis zur kritischen Dämpfung dar. Für kleine Dämpfungen gilt nach [KR19] der Zusammenhang in Gleichung (2-7).

$$D \approx \tan(\delta) \quad (2-7)$$

Der modalen Dämpfung liegt die Annahme zugrunde, dass jede einzelne Eigenschwingung des Systems für sich gedämpft und unabhängig von den anderen auftretenden Eigenschwingungen ist. Dabei handelt es sich um eine mathematische Funktion der Eigenschwingung, welche die Eigenfrequenzen selbst verschieben kann. Sie ist geschwindigkeitsproportional und wird in Gleichung (2-8) in der normierten Differenzialgleichung eines gedämpften Oszillators dargestellt, wobei  $\omega_0$  die Eigenkreisfrequenz des ungedämpften Systems darstellt.

$$\ddot{x} + 2D\omega_0\dot{x} + \omega_0^2x = 0 \quad (2-8)$$

Die modale Dämpfung beschreibt die infolge aller physikalischer Effekte dissipierte Energie einer Eigenschwingung des Systems [KR19] [MPS16] [SSK18]. In [RK19] wurden damit für kurzfaserverstärkte Kunststoffe bereits gute Ergebnisse erzielt.

Eine Alternative ist die Verwendung der *Rayleigh-Dämpfung*, welche die Eigenfrequenzen infolge von Dämpfung nicht verschiebt. Sie ist definiert durch zwei Rayleigh-Parameter  $\alpha$  und  $\beta$ , die Massenmatrix  $[\mathbf{M}]$  und Steifigkeitsmatrix  $[\mathbf{K}]$  zu einer Dämpfungsmatrix  $[\mathbf{D}]$  gewichten, um Moden niedriger und hoher Frequenz zu dämpfen, siehe Gleichung (2-9).

$$[\mathbf{D}] = \alpha[\mathbf{M}] + \beta[\mathbf{K}] \quad (2-9)$$

Die Rayleigh-Parameter lassen sich aus der Dämpfung  $D_i$  bei der Eigenkreisfrequenz  $\omega_i$  sowie der Dämpfung  $D_j$  bei der Eigenkreisfrequenz  $\omega_j$  nach [SS17] mit Gleichung (2-10) bestimmen.

$$\begin{Bmatrix} \alpha \\ \beta \end{Bmatrix} = \frac{2\omega_i\omega_j}{\omega_j^2 - \omega_i^2} \begin{pmatrix} \omega_j & -\omega_i \\ -\frac{1}{\omega_j} & \frac{1}{\omega_i} \end{pmatrix} \begin{Bmatrix} D_i \\ D_j \end{Bmatrix} \quad (2-10)$$

Daher ist die Dämpfung nur bei genau zwei Frequenzen definierbar, beschreibt als rein mathematischer Ansatz keine physikalischen Überlegungen und ist somit bei einem größeren Frequenzbereich ungenau [Nas15]. Eine Verbesserung lässt sich durch partielle Rayleigh-Koeffizienten erzielen, wobei für gewisse Frequenzstützstellen unterschiedliche Werte definiert werden. Dies kann ebenso für die modale Dämpfung erfolgen.

## Indirekte Modellierung durch rheologische Ersatzmodelle

Eine Alternative zu den mathematischen Modellen ist die indirekte Beschreibung des linear-viskoelastischen Werkstoffverhaltens durch rheologische Ersatzmodelle. Die einfachste Möglichkeit ist durch eine Überlagerung linear-elastischer und linear-viskoser Effekte mit den Gesetzen von Hooke und Newton. Die mechanische Analogiebetrachtung des Verformungsverhaltens beruht auf in Reihe oder parallel geschalteter, einfacher rheologischer Zellen, bestehend aus idealisierten Feder-/Dämpfermodellen, beispielsweise *Kelvin-Voigt* oder *Maxwell* in Abbildung 2.8 [CLC15] [GS15] [MHM11] [Sch16].

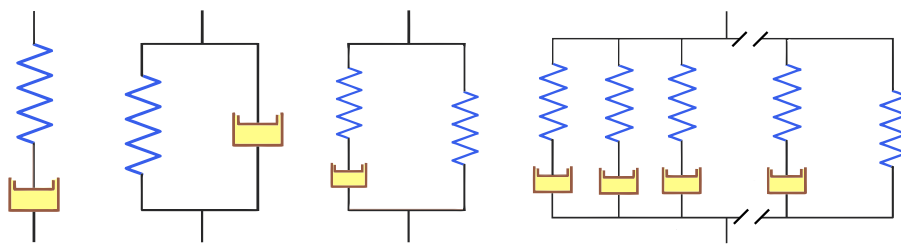


Abbildung 2.8: Rheologische Modelle nach [GS15], Von Links: Maxwell, Kelvin-Voigt, Zener, Prony

Der zeitlich exponentiell abfallende Relaxationsmodul  $E(t)$  eines Maxwell-Elements für den Fall der Spannungsrelaxation ( $\dot{\epsilon} = 0$ ) mit der Viskosität  $\eta$  und Elastizitätsmodul  $E$  stellt sich in Gleichung (2-11) dar [GS15].

$$E(t) = \frac{\sigma(t)}{\epsilon_0} = \frac{\sigma_0}{\epsilon_0} e^{-\frac{E}{\eta}t} = \frac{\sigma_0}{\epsilon_0} e^{-\frac{t}{\tau}} \quad (2-11)$$

Der Quotient  $\eta/E$  ist die Zeitkonstante des Modells und wird als Relaxationszeit  $\tau$  bezeichnet [GS15]. Der Vorteil dieser Modelle liegt in der niedrigen Anzahl einfach zu bestimmender Parameter, die zur Beschreibung von zeitabhängiger Spannung und Dehnung benötigt werden [CLC15]. Jedoch können solch einfache Ansätze das dynamische Verhalten und die grundlegende physikalische Energiedissipation realer Kunststoffe nicht hinreichend genau beschreiben [CLC15] [Gie19] [GS15] [MSB06] [SSK18].

Dies lässt sich durch Erweiterung von Kelvin-Voigt oder Maxwell mit einem Federelement verbessern. Hierdurch entsteht das *Zener-Modell*, auch *Dreiparametermodell* oder *standard viscoelastic body* genannt, siehe Abbildung 2.8. Es enthält eine weitere Variable zur Beschreibung des viskoelastischen Verhaltens und lässt sich noch leicht analytisch lösen. Hafidi et al. verwendeten das Zener-Modell in [EGP17], um den im

Versuch generierten frequenzabhängigen Verlauf von Speichermodul und Verlustfaktor nachzubilden und zu validieren. Weitere derartige Kombinationsmöglichkeiten von federnden und dämpfenden Elementen mit jeweiligen Vor- und Nachteilen sind zum Beispiel in den Ausführungen von Tschoegel in [Tsc89] zu finden. Dennoch ist auch diese Darstellung zur genauen, quantitativen Beschreibung des frequenzabhängigen Verhaltens von Kunststoffen aufgrund der eingeschränkten Menge an Modellparametern nicht ausreichend [CLC15] [Gie19] [Lio07] [SSK18].

Eine gute Approximation des realen, frequenzabhängigen Werkstoffverhaltens ist durch eine Parallelschaltung von beliebig vielen Maxwell-Elementen mit einer Feder möglich, also eine Maxwell-Erweiterung des Zener-Modells. Dies ist ebenfalls in Abbildung 2.8 dargestellt. Das linear-viskoelastische Materialverhalten lässt sich bei  $n$  Maxwell-Elementen durch  $2n + 1$  Materialparameter (Verschiedene Steifigkeiten der Federn und Viskositäten der Dämpfer) beschreiben und wird auch *Prony-Reihe* genannt [GS15] [Lio07] [Sch16] [SSK18]. Nachfolgend wird in Gleichung (2-12) deren zeitabhängiger Relaxationsmodul dargestellt.  $E_i$  und  $\tau_i$  werden als *Prony-Koeffizienten* bezeichnet [GS15] [Sch16].

$$E(t) = E_\infty + \sum_{i=1}^n E_i e^{-\frac{t}{\tau_i}} \quad (2-12)$$

Sie beschreibt das zeit- oder frequenzabhängige Werkstoffverhalten als eine Summe von  $n$  abklingenden Exponentialfunktionen der Einzelemente, bei dem die Genauigkeit, aber auch der Aufwand zur Bestimmung mit der Anzahl an Elementen zunimmt [CLC15] [GS15] [Jon01] [SSK18]. Es können damit allgemein sinusförmige oder exponentielle Signalverläufe als eine lineare Summe exponentieller Funktionen dargestellt werden, siehe Abbildung 2.9.

Vorteilhaft ist, dass die enthaltenen Prony-Koeffizienten sowohl unabhängig von Frequenz, Phase und Amplitude als auch für den Zeit- und Frequenzbereich identisch sind und somit auch keine Transformation durchgeführt werden muss [BSS19] [Gie19]. In vielen Fällen werden für die Ermittlung der Prony-Koeffizienten Relaxationsversuche durchgeführt und die Werte durch numerische Verfahren im Zeitbereich approximiert. Die identischen Parameter können dann auch im Frequenzbereich verwendet werden. [Sch16] [SSK18] Eine Bestimmung ist jedoch auch mit Reverse Engineering aus Referenzversuchen im Frequenzbereich oder direkt aus vorhandenen frequenzabhängigen Daten von Speicher- und Verlustmodul möglich. Schöneich [Sch16],

Breuer et al. [BSS19] und Gieß [Gie19] verwenden hierfür beispielsweise Werkstoffdaten aus DMA-Versuchen, deren Frequenzbereich mit ZTV erweitert wurde. Kriwet et al. verwenden in [KS20] hingegen direkt charakterisierte Versuchsdaten aus einem Biegeresonanzversuch im benötigten Frequenzbereich ohne Extrapolation.

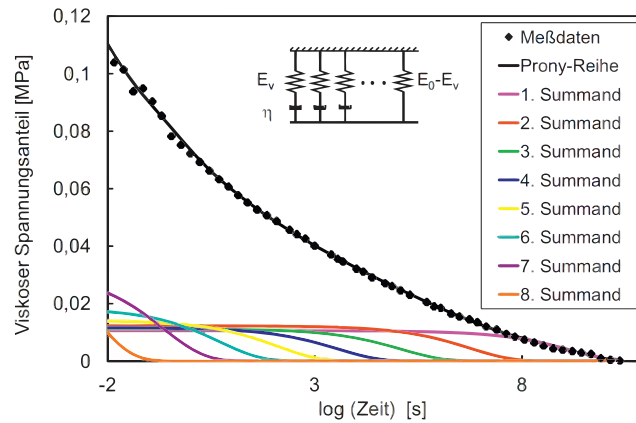


Abbildung 2.9: Approximation der Relaxationskurve durch Prony-Reihen [SSK18]

Die Diskretisierung durch *fraktionale Zeitableitungen* ist eine wichtige Erweiterung zur Verbesserung der linear-viskoelastischen Ersatzmodelle für Kunststoffe. Hierdurch wird der newtonsche Dämpfer durch ein fraktionelles Dämpferelement ersetzt. Bei diesen ist die Relaxationsfunktion eine Potenzfunktion, sodass der komplexe Modul auch eine Potenzfunktion der Frequenz wird. Sie haben keine rein dämpfende Funktion, sondern interpolieren mit dem Exponenten  $\alpha$  zwischen einem linear-elastischen Festkörper und einer linear-viskosen Flüssigkeit. Dies ermöglicht eine genauere, frequenzabhängige Beschreibung des viskosen Verhaltens bei gleichermaßen weniger Terme in der mathematischen Gleichung [Jon01] [Lio07]. Gleichung (2-13) stellt die zeitliche Relaxationsfunktion und Gleichung (2-14) den komplexen Modul des fraktionellen Dämpfungselements jeweils als eine Potenzfunktion dar. Für  $\alpha = 0$  ergibt sich rein elastisches, für  $\alpha = 1$  rein viskoses Verhalten des Dämpferelements [Lio07].

$$E(t) = \frac{E}{\Gamma(1 - \alpha)} \left(\frac{t}{\tau}\right)^\alpha \quad (2-13)$$

$$E^*(\omega) = E(i\omega\tau)^\alpha \quad (2-14)$$

Schmidt et al. stellen in [SG02] anschaulich dar, dass hiermit am Beispiel des Zener-Modells eine bedeutende Verbesserung in der Übereinstimmung mit dem Versuch erzielt werden kann. Dies zeigt, dass die Verwendung fraktioneller Ableitungen eine Modellierung gleicher Güte mit weniger Termen ermöglicht. Gerade für die effiziente

Bestimmung der Modellparameter mit Reverse Engineering ist dies von Bedeutung [Jon01]. Eine Anwendung in der Literatur ist beispielsweise in den Arbeiten von Damerau [Dam08] oder Ilg [Ilg15] zu finden. Letzterer hat die fraktionellen Ableitungen als Referenz für ein eigenes, einfacher zu lösendes Modell mit ähnlicher Prognosegüte aber weniger Freiheitsgraden verwendet.

Insgesamt sind rheologische Ersatzmodelle immer eine Vereinfachung der komplexen Probleme, die sie versuchen zu beschreiben. Deren Verwendung ist jedoch in der Praxis notwendig, da eine direkte Charakterisierung des Werkstoffs in dem benötigten Frequenzbereich häufig nicht möglich ist und lediglich Referenzversuche zur iterativen Anpassung der Modellparameter zur Verfügung stehen. Daher sind die generierten Parameter der Ersatzmodelle eine rein phänomenologische Beschreibung des Problems ohne direkten physikalischen Zusammenhang. [Jon01]

### Implementierung in FE-Lösern

In FE-Lösern sind unterschiedliche Möglichkeiten zur Modellierung des viskoelastischen Werkstoffverhaltens von Kunststoffen enthalten. Für die Analyse schwingender Bewegungen einer Struktur wird unter Berücksichtigung der Massen- und Trägheitsterme zweiter Ordnung in der Differentialgleichung sowie zeitlich unveränderlicher Bedingungen eine dynamische Berechnung durchgeführt. Bei einer Betrachtung im Frequenzbereich wird die Periodizität des zeitlichen Geschehens ausgenutzt und eine Berechnung findet in Abhängigkeit der Kreisfrequenz statt. Das Verfahren wird auch *Frequenzganganalyse* genannt. Dabei wird der stationär eingeschwungene Zustand konstanter Frequenz betrachtet, der sich durch äußere Einwirkung einer erzwungenen, sinusförmigen Last nach einer gewissen Zeit einstellt. Für einzelne diskrete Frequenzpunkte wird dann die periodische Schwingung aller Knoten des Netzes berechnet. Grundlegend wird zwischen zwei Methoden unterschieden. [Nas15] [Wag18]

Bei der *modalen Frequenzganganalyse* werden Eigenformen und Eigenfrequenzen des Gesamtsystems ermittelt. Diese sind zunächst unabhängig von der äußeren Lastsituation und nur von der Geometrie, dem Werkstoff sowie den Lagerungsbedingungen abhängig. Voraussetzung ist die Linearisierung des Systemverhaltens. Die Steifigkeitsmatrix wird einmalig bestimmt und ist anschließend für den Arbeitspunkt unveränderlich. Sämtliche Nichtlinearitäten sowie zeit- oder frequenzabhängige Einflüsse können nicht berücksichtigt werden. Daher können auch viskoelastische Materialmodelle nicht

verwendet werden. Als Ersatz kann die indirekte Modellierung durch die zuvor beschriebenen, mathematischen Modelle wie die modale Dämpfung oder die Rayleigh-Dämpfung erfolgen. Diese einfach zu definierenden Möglichkeiten der Dämpfungsmodellierung haben zwar einen geringen Berechnungsaufwand, sie sind jedoch nicht in der Lage, das genaue frequenz- sowie orientierungsabhängige Werkstoffverhalten der faserverstärkten Kunststoffe abzubilden. [Gla01] [SSK18] [Wag18]

Bei der *direkten Frequenzganganalyse* wird eine Berechnung auf Basis der physikalischen Freiheitsgrade des Gesamtsystems durchgeführt. Dies bedingt einen deutlich größeren Berechnungsaufwand, da keine Linearisierung stattfindet. Dafür besteht die Möglichkeit, frequenzabhängige Werkstoffeigenschaften zu berücksichtigen, da der komplexe Elastizitätstensor in jedem neuen Berechnungsfrequenzinkrement aktualisiert werden kann. Daher ist auch eine orientierungsabhängige Beschreibung des dämpfenden Werkstoffverhaltens möglich. Dies ermöglicht sowohl die direkte Modellierung mit komplexem Elastizitätstensor als auch die indirekte Modellierung mit rheologischen Ersatzmodellen. [Das17] [Nas15]

### **2.2.2 Faserorientierungsabhängigkeit**

Die Berücksichtigung der Faserorientierung kann prinzipiell auf zwei unterschiedliche Arten erfolgen. *Qualitativ* findet eine vereinfachte Betrachtung ohne direkte Verwendung einer Spritzgussprozesssimulation statt. Stattdessen wird das orientierungsabhängige Werkstoffverhalten auf globaler oder makroskopischer Ebene approximiert. *Quantitativ* wird hingegen die Prozesssimulation direkt verwendet und eine genauere Betrachtung auf mikroskopischer sowie makroskopischer Ebene ermöglicht. Das Verknüpfen des Herstellungsprozesses in Form der Faserorientierung aus einer Spritzgussprozesssimulation mit der strukturmechanischen Berechnung wird auch als *Integrative Simulation* bezeichnet [SSK18].

#### Qualitative Beschreibung der Orientierungsabhängigkeit

Die einfachste Variante zur qualitativen Beschreibung des orientierungsabhängigen Werkstoffverhaltens ist die Verwendung eines fiktiven isotropen Elastizitätsmoduls, der alle Einflüsse der Faserorientierungen mittelt. Dafür wird in der Materialdatenbank des Werkstoffs der in Fließrichtung gemessene Elastizitätsmodul entnommen und je nach Fasergehalt mit einem Faktor 0,6 ... 0,65 multipliziert. Dies liefert für Bauteile aus

kurzglasfaserverstärktem Kunststoff eine erste qualitative Abschätzung des strukturdynamischen Verhaltens. [SSK18]

Sollten umfangreichere Informationen zu den mechanischen Kennwerten in unterschiedlichen Faserorientierungsrichtungen vorliegen, kann alternativ eine transversal-isotrope oder orthotrope Modellierung über die so genannten Ingenieurskonstanten erfolgen. Eine experimentelle Charakterisierung dieses vereinfachten Werkstoffverhaltens an Probekörpern ist in der Praxis jedoch üblicherweise nicht möglich. Weiterhin kann die räumlich veränderliche Orientierungsverteilung des Werkstoffs nicht adäquat berücksichtigt werden. [SSK18]

Diese Möglichkeiten zur Modellierung bilden daher nur einen homogenen Werkstoff ab und vernachlässigen den charakteristischen Aufbau spritzgegossener, kurzfaserverstärkter Kunststoffe. Im Spritzgussprozess stellen sich im Fließkanal näherungsweise drei Schichten ein. Dies ist schematisch in Abbildung 2.10 dargestellt. Im Randbereich richten sich die Fasern aufgrund der hohen Schergeschwindigkeiten hauptsächlich in Fließrichtung aus. In der Mitte der Fließfront erfahren die Fasern kaum Änderung ihrer Orientierung und sind ungeordnet oder richten sich tendenziell quer zur Fließrichtung aus. Es liegt somit kein homogener Werkstoff, sondern ein Mehrschichtverbund vor. Die relativen Verhältnisse der Randschichten zur Mittelschicht hängen dabei vorwiegend von drei Einflussgrößen ab. Diese sind die Geometrie, die rheologischen Werkstoffeigenschaften sowie die Prozessparameter, wie beispielsweise das Geschwindigkeitsprofil der Strömung und die Eigenschaften der Kunststoffschmelze [SSK18]. Eine detailliertere Beschreibung findet sich in [MG82].

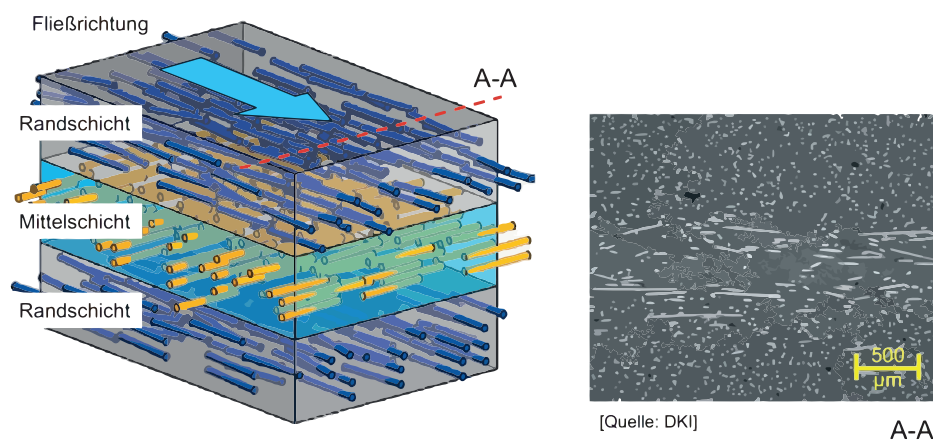


Abbildung 2.10: Links: Schematische Darstellung der Faserausrichtung faserverstärkter Kunststoffe im Spritzgussprozess, Rechts: Aufnahme eines realen Querschnitts [SSK18]



Speziell duroplastische Werkstoffe werden in der Regel als Matrixmaterial für den Bereich der endlosfaserverstärkten Kunststoffe verwendet. Diese sind aus einzelnen Schichten mit je nur einer Faserrichtung zu Schichtverbunden unterschiedlicher Orientierungen aufgebaut. Zur Abschätzung der elastischen Kenngrößen des Verbunds gibt es vereinfachte Ansätze wie beispielsweise eine *Mischungsregel* in [Nie97] [SSK18] oder die *klassische Laminattheorie* in [Sch07]. Diese Methoden sind jedoch nicht auf spritzgegossene Kunststoffe anwendbar. Die geometrische Form und die kurze Länge der Glasfasern ebenso wie der Einfluss der Fasern mit Orientierung in Normalenrichtung können mit der Laminattheorie nicht berücksichtigt werden.

### Prozesssimulation und Prozess-Struktur-Kopplung

Voraussetzung für eine quantitative Beschreibung der Orientierungsabhängigkeit mit integrativer Simulation ist die Nachbildung des Spritzgussprozess mit einer Strömungssimulation im Spritzgusswerkzeug. Das Modell ist von vielen Parametern abhängig, die die strömungsbezogenen und thermischen Eigenschaften des Kunststoffes beschreiben. Sie müssen entweder an vorhandene Messdaten angepasst oder abgeschätzt werden. Zusätzlich kann eine Kalibrierung mithilfe von *Mikro-Computertomographie* ( $\mu$ -CT) durchgeführt werden. Für detaillierte Ausführungen, siehe [SSK18]. Aus der erfolgten Prozesssimulation des spritzgegossenen Bauteils heraus ist eine Vorhersage der lokalen Faserorientierung möglich. Mathematische Modelle wie *Folgar-Tucker* und dessen Erweiterung *RSC* (Reduced-Strain-Closure) schätzen sie aus dem Geschwindigkeitsprofil der Strömung ab. [SSK18]

Die Orientierungsverteilung thermoplastischer, kurzfaserverstärkter Kunststoffe lässt sich mit den aktuellen Verfahren gut vorhersagen. Die Berechnung findet in einzelnen Schichten parallel zur Werkzeugwand mit der Funktion von Advani und Tucker aus [AT87] statt. Sie beschreibt die Wahrscheinlichkeit, mit der sich Fasern in einem bestimmten Winkelbereich in einem elementlokalen Polarkoordinatensystem befinden. Aus der Prozesssimulation heraus ergibt sich in jedem Berechnungspunkt ein *Orientierungstensor zweiter Ordnung*. Dieser besteht aus *Eigenvektoren*, die ein Hauptachsensystem aufspannen, und *Eigenwerten*, die den jeweiligen prozentualen Faseranteil in Richtung der Hauptachsen beschreiben [SSK18]. Daraus lässt sich der genauere *Orientierungstensor vierter Ordnung* als Orientierungsdichtefunktion beispielsweise mit der *Spherical-Harmonics-Methode* oder dem *Maximum-Entropie-Verfahren* rekonstruieren. Eine anschauliche Übersicht bieten Breuer et al. in [BSK19].

Das Ergebnis ist eine Einheitskugel der verschiedenen Winkelklassen mit den zugehörigen Richtungsanteilen der Fasern. Eine höhere Genauigkeit oder feinere Auflösung der Oberfläche der Kugel geht mit einem deutlich höheren Rechenaufwand einher. Obwohl die Orientierungsverteilung mit dem Tensor vierter Ordnung genauer abgebildet wird, ist für elastische Betrachtungen in vielen Fällen ein Tensor zweiter Ordnung zur Beschreibung der lokalen Faserorientierung ausreichend. Die Abweichung und dessen Auswirkung auf die Bestimmung der Steifigkeit fallen insbesondere für eine gleichmäßige Verteilung der Fasern in allen Raumrichtungen gering aus. Für Festigkeits- oder Versagensberechnungen reicht der Tensor zweiter Ordnung hingegen nicht aus. [AT87]

Eine Herausforderung ist derzeit noch die Implementierung der Modelle für duroplastische Kunststoffe, siehe [Ras17]. Ein Grund hierfür ist der Einfluss der Vernetzungsreaktionen während des Spritzgussprozesses auf die resultierende Orientierungsverteilung. Passende Kennwerte hierfür sind schwer zu ermitteln und die etablierten Modelle sind nicht in der Lage, das Prozessgeschehen realitätsgetreu abzubilden. Daher ist für diese Werkstoffe eine Kalibrierung durch Abgleich mit  $\mu$ -CT Messungen der realen Orientierungsverteilungen notwendig. Eine ähnlich gute Qualität der Ergebnisse wie für den Thermoplast kann aufgrund der Grenzen der klassischen Modelle jedoch nicht erwartet werden.

Da sich die FE-Netze von Prozess- und Strukturberechnung hinsichtlich der Auflösung erheblich unterscheiden, müssen für eine Nutzung der Orientierungsinformationen eine geometrische Zuordnung von Punkten sowie eine Interpolation zwischen beiden Netzen erfolgen. Dieses Verfahren wird auch *Orientation Mapping* genannt. Dazu gibt es verschiedene Methoden, die in kommerziellen Softwarelösungen wie beispielsweise in CONVERSE, PART ENGINEERING GMBH, implementiert sind. Für weitere Ausführungen siehe [SSK18].

### Quantitative Beschreibung der Orientierungsabhängigkeit auf Basis von Prozesssimulation und Prozess-Struktur-Kopplung

Die derzeit am weitesten verbreitete und etablierte Methode zur integrativen Berechnung kurzfaserverstärkter Kunststoffe ist die mikromechanische Modellierung der komplexen Mikrostruktur. Die orientierungsabhängigen Eigenschaften werden maßgeblich durch die Orientierung der Fasern in der Matrix bestimmt. Im Vergleich zu den vereinfachten

qualitativen Ansätzen ist mit der Modellierung der Mikromechanik eine hochgenaue quantitative Beschreibung des orientierungsabhängigen Werkstoffverhaltens möglich.

Die mikromechanische Beschreibung anisotroper Werkstoffeigenschaften kurzfaserverstärkter Kunststoffe basiert grundlegend auf der separaten Betrachtung der mechanischen Eigenschaften transversal isotroper Fasern und der isotropen Matrix. Eine mehrstufige Homogenisierung verknüpft diese anschließend miteinander. Die Grundlage hierfür hat *Eshelby* in [Esh57] gelegt. Darin wurde eine Berechnungsmöglichkeit der elastischen Verbundeigenschaften des Einschlusses einer als Ellipsoid angenommenen Faser mit einem definierbaren Längen/Durchmesser-Verhältnis (Aspektverhältnis) in einer unendlichen Matrix entwickelt. Da sich dies auf nur eine einzelne Faser bezieht, kann mit dem Modell von *Mori & Tanaka* in [MT73] die Verbundsteifigkeit eines unidirektional ausgerichteten Faserverbunds berechnet werden. Gleichung (2-15) beschreibt die resultierende effektive Steifigkeit  $C_{eff}$  des Verbundwerkstoffs, bestehend aus den bekannten Werkstoffkennwerten  $C^0$  des Matrix- und  $C^I$  des Faserwerkstoffs sowie dem Faservolumenanteil  $\Phi^I$  (wobei  $\Phi^0 = 1 - \Phi^I$  gilt) und dem Konzentrationstensor  $A^I$ . Mit der fundamentalen Lösung von *Eshelby* in Form des Tensors  $E$ , der vom Steifigkeitstensor der Matrix  $C^0$  sowie Länge und Durchmesser der Faser abhängt, und dem Einheitstensor  $I$  ergibt sich der Konzentrationstensor von *Mori & Tanaka*  $A_{MT}$  in Gleichung (2-16). Die gesuchte Gesamtsteifigkeit des Verbundwerkstoffs ergibt sich dann aus Gleichung (2-17) [SSK18].

$$C_{eff} = C^0 + \Phi^I(C^I - C^0):A^0 \quad (2-15)$$

$$A^I = A_{MT} = \{\Phi^0 I + \Phi^I [I + E : (C^0)^{-1} : (C^I - C^0)]^{-1}\}^{-1} \quad (2-16)$$

$$C_{eff} = C^0 : \left\{ I - \Phi^I [(C^I - C^0) : (E - \Phi^I(E - I)) + C^0]^{-1} : [C^I - C^0] \right\}^{-1} \quad (2-17)$$

Hierfür müssen die Fasern weit genug auseinanderliegen, Untersuchungen zeigen eine Anwendbarkeit im Bereich um ca. 30 % Faservolumenanteil [Kai13]. Eine weitere bekannte Methode ist *Halpin-Tsai* aus [HK76] zur direkten Berechnung der Ingenieurskonstanten ohne *Eshelby*. Beispielhaft ist sie für den Elastizitätsmodul in Faserrichtung  $E_{11}$  in Gleichung (2-18) dargestellt.  $E_m$  bezeichnet den Elastizitätsmodul des Matrixmaterials,  $\Phi$  den Faservolumenanteil.  $\eta = (\frac{E_f}{E_m} - 1) / (\frac{E_f}{E_m} + \xi)$  ergibt sich mit dem Elastizitätsmodul des Fasermaterials  $E_f$  und einem Faktor  $\xi = 2 \cdot l/d$  für das

Aspektverhältnis bestehend aus Länge  $l$  und Durchmesser  $d$  der Faser. Für die anderen Elastizitäts- und Schubmoduln sowie Querkontraktionszahlen siehe [SSK18].

$$E_{11} = E_m \frac{1 + \xi\eta\Phi}{1 - \eta\Phi} \quad (2-18)$$

Eine andere Methode stammt von *Tandon & Weng* aus [TW84]. Sie ist präziser und basiert auf *Mori & Tanaka*. Beispielhaft ist die Berechnung des Elastizitätsmoduls in Faserrichtung  $E_{11}$  in Gleichung (2-19) dargestellt.  $\nu_m$  ist hierbei die Querkontraktionszahl des Matrixwerkstoffs.  $A_1, A_2, A_6$  setzen sich aus den Komponenten des *Eshelby*-Tensors zur Berücksichtigung des Fasereinschlusses zusammen. Für die anderen Elastizitäts- und Schubmoduln sowie Querkontraktionszahlen siehe wie zuvor [SSK18].

$$E_{11} = \frac{E_m}{1 + \frac{\Phi(A_1 + 2\nu_m A_2)}{A_6}} \quad (2-19)$$

Neben diesen zweiphasigen Modellen existieren auch präzisere, dreiphasige Modelle, die neben Faser und Matrix auch die dazwischenliegende, hochkristalline Interphase berücksichtigen. Dazu zählen das *Double-Inclusion-Modell* (DI) von Hori et al. [HN93] sowie das darauf aufbauende *Reconsidered-Double-Inclusion-Modell* (RDI) von Schöneich [Sch16] und das *Arbitrary-Reconsidered-Double-Inclusion-Modell* (ARDI) von Kriwet et al. [KS20]. Das schematische Prinzip des doppelten Einschlusses ist nachfolgend in Abbildung 2.11 dargestellt.

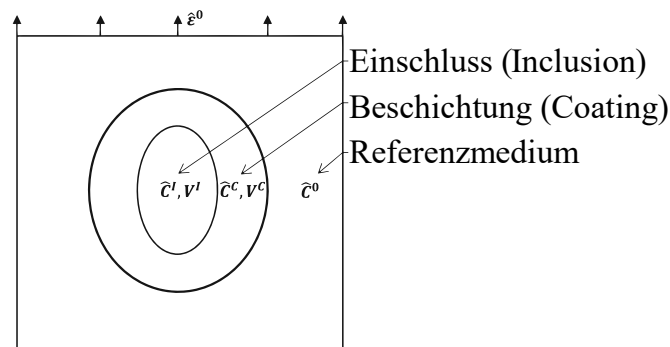


Abbildung 2.11: Schematische Darstellung des doppelten Einschlusses im Verbundwerkstoff mit Steifigkeitstensor  $C$  und Volumen  $V$  nach [Sch16]

Die resultierende Steifigkeit des Verbunds lässt sich mit Gleichung (2-20) berechnen [KS20] [Sch16]. Im Vergleich zu Gleichung (2-15) wird ein weiterer Term zur Berücksichtigung der Interphase hinzugefügt. Hierbei gilt  $\Phi^0 + \Phi^I + \Phi^C = 1$  und  $\Phi^\alpha = V^\alpha/V_{gesamt}$  mit  $\alpha = [0, I, C]$ , siehe Abbildung 2.11. Für die Zusammensetzung der

Konzentrationstensoren sowie detailliertere Ausführungen zur Steifigkeit wird auf [Sch16] verwiesen. Ein Ansatz auf gleicher Basis zur zusätzlichen Bestimmung der resultierenden Dämpfung des Verbundwerkstoffs ist in [KS20] zu finden.

$$C_{eff} = C^0 + \Phi^I(C^I - C^0):A^I + \Phi^C(C^C - C^0):A^C \quad (2-20)$$

Die vorgestellten Modelle sind allesamt für kurzfaserverstärkte Kunststoffe gedacht. In den meisten Fällen findet jedoch nur eine Anwendung im Bereich der Thermoplaste statt. Eine Anwendung für duroplastische, kurzfaserverstärkte Kunststoffe ist in der Literatur beispielsweise nur in Form einer Festigkeitsbetrachtung von Raschke in [Ras17] zu finden.

Generell findet die mikromechanische Berechnung auf Basis der *Mean-Field-Theorie* in sogenannten *repräsentativen Volumenelementen* (RVE) statt, die durch ihre volumengemittelten Größen beschrieben werden. Dabei muss das RVE groß genug sein, um genügend Kurzfasern zu enthalten, die seine Mechanik richtig abbilden. Es darf jedoch nicht größer als die charakteristischen Bauteilabmessungen sein [Böh19]. Eine Übersicht sowie detailliertere Informationen hierzu sind in [Abd15] und [Dvo13] zu finden. Mit allen vorgestellten mikroskopischen Ansätzen können nur unidirektionale Steifigkeiten bestimmt werden. Daher werden mit der *Pseudo-Grain-Methode* die Steifigkeiten der unterschiedlichen Orientierungen aus dem Orientierungstensor vierter Ordnung in Klassen gleicher unidirektionaler Faserrichtung innerhalb je eines Pseudo Grains überlagert, siehe Abbildung 2.12 [SSK18].

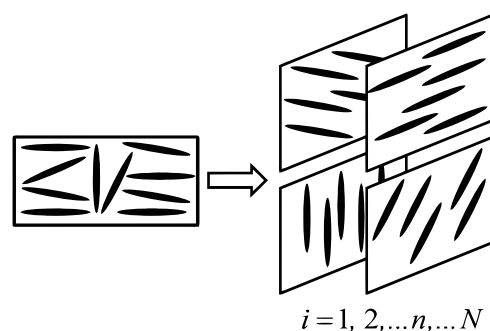


Abbildung 2.12: Unterteilung des Faserverbundwerkstoffs in Mikro-Verbundwerkstoffe mit gleicher Faserausrichtung (Pseudo-Grains) [SSK18]

Diese unterschiedlich orientierten, transversal isotropen Grains werden wiederum mit der Methode des *Orientation Averaging* in Gleichung (2-21) zu einer mittleren Gesamtsteifigkeit  $\langle C \rangle$  des einzelnen RVE homogenisiert. Die  $N$  Einzelsteifigkeiten der

Grains  $C_{eff}$  werden hierfür mit orientierungsabhängiger Überlagerung in deren Raumrichtung  $p$  mit deren prozentualem Anteil an der Gesamtfasermenge  $\psi$  gewichtet [SSK18]. Das Verfahren geht auf Advani und Tucker in [AT87] zurück. Je feiner die Oberfläche der Einheitskugel des Orientierungstensors vierter Ordnung aufgelöst ist, desto genauer kann zwischen den unterschiedlich vorkommenden Orientierungen unterschieden werden. Somit ist eine bessere Abschätzung der Gesamtsteifigkeit durch die Homogenisierung möglich.

$$\langle C \rangle \approx \sum_{i=1}^N \langle C_{eff}(p) \rangle_i \psi_i(p) p \quad (2-21)$$

Für die mikromechanische Beschreibung der anisotropen, elastischen Kenngrößen werden neben den Orientierungstensors der isotrope Elastizitätsmodul, die Querkontraktionszahl sowie die Dichte benötigt. Diese müssen für den Matrixwerkstoff an Proben bestimmt werden, für die Faser können Literaturwerte wie beispielsweise in [SSK18] herangezogen werden. Zusätzlich werden das Aspektverhältnis der Fasern und der Fasergewichtsgehalt benötigt.

#### Implementierung in kommerzieller (FE-)Software

Derzeit gibt es mehrere kommerziell verfügbare Tools, welche die mikromechanische Modellierung in der FE-Berechnung umsetzen können. Dabei wird zwischen drei grundlegenden Möglichkeiten unterschieden, die nachfolgend erläutert werden [Kor20].

Bei der *Co-Berechnung* findet eine Berechnung des homogenisierten Elastizitätstensors parallel zur ablaufenden FE-Berechnung statt. Dies wird über eine direkte Kopplung mit dem Berechnungsprogramm realisiert, wodurch auch frequenzabhängige Werkstoffkennwerte verwendet werden können. Beispiele sind die Software DIGMAT, EXSTREAM ENGINEERING SÀRL, die mit *Mori & Tanaka* und einem DI-Modell arbeitet [e-X18], sowie die Software ULTRASIM, BASF AG. Vorteilhaft ist, dass aufgrund des direkten Zugangs vergleichsweise komplexe und aufwendige Berechnungen für eine höhere Genauigkeit der Ergebnisse durchgeführt werden können. Nachteilig ist jedoch, dass es sich bei den Softwarelösungen um geschlossene Programmumgebungen handelt und keine Möglichkeit besteht, die Daten außerhalb der Optionen in der Software zu betrachten und zu modifizieren.

Eine *Build-In* Lösung ist beispielsweise in der FE-Software ABAQUS in Form einer eigenen integrierten Mean-Field-Homogenisierungsmethode vorhanden. Der Vorteil liegt darin,

dass keine zusätzliche Software zur Berechnung benötigt wird und Homogenisierung sowie FE-Berechnung in einer einzigen Programmumgebung stattfinden. Korte hat in [Kor20] einen effizienten Workflow zur Nutzung der Funktion vorgestellt. Sie ist stabil, jedoch im Vergleich zu den anderen Möglichkeiten sehr ressourcenaufwendig.

Die *Pre-Homogenization* Methode wird beispielsweise in der Software CONVERSE verwendet. Dabei werden mit Orientation Mapping, *Full Mori & Tanaka* sowie Orientation Averaging die Orientierungstensenoren und homogenisierten Materialkarten vorab berechnet und können in die Input-Datei der FE-Berechnung eingebunden werden [Par]. Der Vorteil liegt in der freien Verwendung der erzeugten Daten wie beispielsweise dem Orientierungstensor für anderweitige Zwecke. Es kann jedoch keine Frequenzabhängigkeit der Werkstoffeigenschaften berücksichtigt werden.

### **2.3 Offene wissenschaftliche Fragestellungen**

Alle vorangegangenen Methoden aus dem aktuellen Stand des Wissens bieten Chancen sowie Herausforderungen, die in Summe zu den im Folgenden beschriebenen fünf wissenschaftlichen Fragestellungen führen.

#### Methode zur direkten Charakterisierung viskoelastischer Werkstoffeigenschaften im akustisch bedeutsamen Frequenzbereich

Zur Charakterisierung der linear-viskoelastischen Werkstoffeigenschaften in Abhängigkeit von Frequenz, Temperatur, Konditionierungszustand und Faserorientierung gibt es für den geforderten Frequenzbereich bis 10 kHz und die Randbedingungen nur zwei denkbare Verfahren.

Zum einen ist dies die DMA mit der ZTV als indirekte Methode. Mit ihr kann aus Messungen bei niedrigeren Temperaturen auf höhere Frequenzen geschlossen werden. In der Literatur weist sie jedoch viele Herausforderungen auf. Die gemessenen und in den notwendigen Frequenzbereich extrapolierten Werkstoffeigenschaften von Thermo- und Duroplasten sind besonders empfindlich gegenüber geringen Einflüssen aus der Umgebung oder dem Messverfahren. Schwach gedämpfte oder thermorheologisch komplexe Werkstoffe können nicht untersucht werden. Die Methode ist nur für die Bestimmung von relativen anstatt exakten absoluten Werkstoffkennwerten geeignet.

Zum anderen bietet sich als Alternative für den gesuchten Frequenzbereich nur die direkte Charakterisierung mit Biegeresonanzverfahren. Im Gegensatz zur DMA ist ein Messgerät nicht kommerziell verfügbar. Daher wird es selten verwendet und die Anwendungen in der Literatur sind rein experimentell. Die Dynamik sowie der Einfluss aller enthaltenen Komponenten auf das gesamte strukturdynamische Verhalten wurden bislang weder detailliert untersucht noch zielgerichtet optimiert. Ein grundlegendes Verständnis der einzelnen, im Schwingungspfad befindlichen Bestandteile ist jedoch notwendig, um eine hochfrequente Charakterisierung der linear-viskoelastischen Werkstoffeigenschaften zu ermöglichen. Das Verfahren bietet daher viel Potenzial zur Weiterentwicklung. Es gibt jedoch einige in der Literatur zu wenig diskutierte kritische Aspekte.

Dazu zählt die Lagerungsmethode der quaderförmigen Probekörper. In den meisten Fällen wird aufgrund der Einfachheit eine Klemmung verwendet und die dämpfenden Einflüsse vernachlässigt. Des Weiteren wird in der Literatur häufig eine Fußpunktanregung als Referenz verwendet. Stattdessen müsste ein Kraftsensor verwendet werden, um die in der Norm geforderte konstante Kraftamplitude der Anregung zu gewährleisten. Dies ist jedoch in den meisten vorgestellten Versuchsanordnungen konstruktiv gar nicht möglich. Um die Umgebungsrandbedingungen zu erfüllen, werden die Probekörper teilweise in einem Klimaprüfschrank charakterisiert, ohne jedoch den genauen Konditionierungszustand zu berücksichtigen. Dieser hat ebenfalls einen großen Einfluss auf die viskoelastischen Werkstoffeigenschaften. Aufgrund der benötigten räumlichen Trennung der temperaturempfindlichen Shaker von der heißen Messumgebung, wird ein im Vergleich zur Probe sehr großer Shaker verwendet. Dessen Schwingungstisch, auf dem die Probekörper befestigt werden, ragt durch eine Öffnung in die Klimakammer hinein. Shaker dieser Dimension sind für die Anregung großer Kräfte im  $kN$ -Bereich für Frequenzen bis maximal  $4\text{ kHz}$  konzipiert. Dies entspricht nicht den Anforderungen an eine präzise Anregung kleiner und leichter Probekörper mit geringen Kräften im akustisch bedeutsamen Frequenzbereich bis  $10\text{ kHz}$  und kann zu erheblichen Fehlern in den Messungen führen.

Für die meisten Versuche in der Literatur werden die Werkstoffeigenschaften in Frequenzbereichen oberhalb  $1\text{ kHz}$  nicht entsprechend der Norm aus Lage und Form der Resonanzen direkt charakterisiert. Stattdessen werden die viskoelastischen Werkstoffeigenschaften aufgrund mangelhafter Qualität der Resonanzkurve mittels



eines mechanischen Ersatz- oder FE-Berechnungsmodells bestimmt. Mithilfe eines Reverse Engineering-Ansatzes werden Steifigkeit und Dämpfung iterativ so lange angepasst, bis die Resonanzkurve von Modell und Versuch übereinstimmen. Eine direkte Übertragung auf andere Last- und Konstruktionsvarianten ist meist nicht möglich und führt zu Abweichungen der Ergebnisse, da mit dem erzeugten Modell nur das Schwingungsverhalten des gemessenen Gesamtsystems beschrieben wird und nicht der eigentliche Werkstoff selbst. Sämtliche dämpfenden Einflüsse des Versuchs, welche die Resonanzen überlagern, sind ebenfalls in den Werkstoffdaten enthalten und geben nicht den reinen Werkstoff selbst wieder. Man beachte hierzu auch die Ausführungen zu Fehlern aus dem Modell/Versuchsabgleich von Link in [Lin00].

Es gibt in der Literatur keinen Fall, in dem all diese Aspekte und Randbedingungen zusammen betrachtet und der verwendete Versuchsaufbau grundlegend neu überdacht wurde, um auswertbare und vergleichbare Resonanzkurven zur direkten Materialdatenbestimmung zu erhalten.

**Wie ist eine Erweiterung des messbaren Frequenzbereichs im Bieeresonanzversuch zur direkten Charakterisierung der linear-viskoelastischen Werkstoffeigenschaften aus den Resonanzkurven ohne Reverse Engineering unter den gegebenen Rahmenbedingungen möglich?**

#### Auswirkung der verschiedenen Einflussgrößen auf die viskoelastischen Kennwerte

Das linear-viskoelastische Werkstoffverhalten spritzgegossener, kurzfaserverstärkter Kunststoffe ist von vielen Einflussgrößen abhängig. Die Literatur bietet hier einen Blick auf die Faserorientierung, die Temperatur oder die Frequenz. Da eine direkte Charakterisierung mit den etablierten Methoden häufig nicht möglich oder die Faserorientierung bei Spritzgussteilen unbekannt ist, werden rudimentäre Ansätze zur Beschreibung der vielen Abhängigkeiten verwendet. Elastizitätsmodul und Dämpfung sind jedoch komplizierte Funktionen von Richtung und Position im Material, die nicht durch einfache Beschreibungen quantifiziert werden können. Ein gesamtheitliches Bild, das den genauen Einfluss der verschiedenen Größen zusammen darstellt, gibt es in der Literatur nicht.

**Welche Auswirkung haben die unterschiedlichen Einflussgrößen Orientierung, Frequenz, Temperatur und Konditionierungszustand auf die linear-viskoelastischen**

**Werkstoffeigenschaften der schwachgedämpften, spritzgegossenen, kurzfaserverstärkten thermoplastischen und der bisher üblicherweise als elastisch angenommenen duroplastischen Kunststoffe?**

#### Direkte Verwendung viskoelastischer Werkstoffdaten in der FE-Berechnung

Die Modellierung der linearen Viskoelastizität in Form von frequenzabhängigen Werkstoffeigenschaften findet in der Literatur ausschließlich über rheologische Ersatzmodelle aus Feder- und Dämpferkombinationen statt. Dort ist es häufig nur ein Werkzeug, dessen Aufbau sowie Datenbasis nicht ausführlich betrachtet wird. Grund hierfür ist, dass der Fokus der Forschung meist auf anderen Schwerpunkten liegt. Die rheologischen Ersatzmodelle bilden jedoch nicht die realen physikalischen, sondern rein phänomenologische Zusammenhänge in Form von wenigen Modellparametern ab, die durch iterativen Abgleich mit Versuchen ermittelt werden. Eine gute Datenbasis ist daher zwingende Voraussetzung für eine realistische Abbildung des frequenzabhängigen Verhaltens. Die Modelle können das reale Werkstoffverhalten jedoch nicht zuverlässig darstellen. Es besteht die Möglichkeit, dass das dynamische Verhalten des Messsystems anstatt des Werkstoffs im Ersatzmodell verwendet wird. Hierdurch ist keine Übertragbarkeit der erzeugten Daten auf andere Probleme möglich. Eine direkte Verwendung von Steifigkeits- und Dämpfungswerten aus dem Versuch würde hingegen eine höhere Genauigkeit in der Abbildung der Frequenzabhängigkeit sowie eine Übertragbarkeit auf andere Probleme ermöglichen.

**Können in der FE-Berechnung auch die durch den Versuch im akustisch bedeutsamen Frequenzbereich direkt charakterisierten linear-viskoelastischen Werkstoffdaten ohne Ersatzmodell verwendet werden?**

#### Materialmodell zur Darstellung der Orientierungsabhängigkeit auf rein makroskopischer Ebene

Die integrative Berechnung zur Berücksichtigung der im Spritzgießprozess ausgebildeten Anisotropie des Werkstoffs wurde bisher hauptsächlich durch die Verwendung mikromechanischer Modelle geprägt. Die Möglichkeiten zur experimentellen Charakterisierung der Werkstoffeigenschaften waren in der Vergangenheit eingeschränkt und gerade für eine faserorientierungsabhängige

Bestimmung nicht geeignet. Daher haben sich Modelle etabliert, die eine Vorhersage der Verbundeigenschaften kurzfaserverstärkter Kunststoffe ermöglichen. Dies erfolgt durch Beschreibung der Faser-Matrix-Interaktion und einer mehrstufigen Homogenisierung des Werkstoffs. Hierfür müssen nur die isotropen Werkstoffeigenschaften des Matrixmaterials charakterisiert werden. Der geringe Aufwand des Versuchs geht jedoch zulasten einer komplizierten Modellierung mit vielen zugrunde liegenden Annahmen. Der Gesamtverbund wird hierbei hauptsächlich durch eine exakte Modellierung von Faser, Matrix und Interphase sowie einer präzisen und ausreichend genauen Rekonstruktion des Orientierungstensors vierter Ordnung beeinflusst. Für thermoplastische Kunststoffe gibt es in der Literatur viele Anwendungsfälle. Für kurzfaserverstärkte duroplastische Kunststoffe ist hingegen sehr wenig Literatur zu finden und eine Modellierung des Werkstoffverhaltens mit vielen Unsicherheiten behaftet. Durch präzise charakterisierte sowie umfangreichere Werkstoffdaten könnte eine Vereinfachung der Modellierung ohne mikroskopische Betrachtung möglich sein. Dies würde die universelle Anwendung auf ein breiteres Spektrum an Werkstoffen gewährleisten.

**Wie sieht ein Materialmodell aus, das auf rein makroskopischer Ebene das orientierungsabhängige, linear-viskoelastische Werkstoffverhalten kurzfaserverstärkter Thermo- und Duroplaste gleichermaßen ohne Betrachtung der Mikromechanik darstellen kann?**

### Verknüpfung von Versuch und FE-Berechnung

Zur orientierungsabhängigen Charakterisierung werden faserverstärkte Kunststoffproben in unterschiedlichen Richtungen zur Faserrichtung präpariert. Im Spritzgussprozess bildet sich ein mehrschichtiges Querschnittsprofil aus. Nicht alle Fasern liegen dabei in gleicher Richtung. Im Versuch werden daher immer Werkstoffdaten einer gemischten, unbekanntem Orientierung gemessen und in Werkstoffdatenblättern lediglich als Schnitttrichtung in den Probenplatten angegeben. Für die mikromechanische Modellierung wird jedoch nur der Matrixwerkstoff ohne Faserverstärkung benötigt. Eine orientierungsabhängige Charakterisierung kurzfaserverstärkter Kunststoffproben und die direkte Verwendung der viskoelastischen Werkstoffdaten in einem Materialmodell hat bislang nicht stattgefunden. Grund hierfür ist das fehlende Modell zur Interpretation der Orientierungsverteilung der

charakterisierten Probekörper. Es fehlt daher eine Methode, die eine Bedatung des makroskopischen Materialmodells mit makroskopisch charakterisierten, orientierungsabhängigen und viskoelastischen Werkstoffdaten ermöglicht und entsprechend verknüpft.

**Wie kann die reale Orientierungsverteilung kurzfaserverstärkter Kunststoffprobekörper in eine Materialkarte übertragen und ihre direkt charakterisierten, linear-viskoelastischen Werkstoffeigenschaften mit einem makroskopischen Materialmodell verknüpft werden?**

### **3 Methodik zur makroskopischen Charakterisierung und Modellierung der Viskoelastizität kurzfaserverstärkter Kunststoffe**

In diesem Kapitel wird eine neu entwickelte Methodik sowohl zur Charakterisierung als auch zur Modellierung des linear-viskoelastischen Werkstoffverhaltens kurzfaserverstärkter Kunststoffe vorgestellt. Die Charakterisierungsmethode wird zunächst theoretisch beschrieben und die praktische Umsetzung mit der Auswahl der verschiedenen Komponenten dargestellt. Anschließend wird der verwendete Ansatz zur Modellierung des frequenzabhängigen Steifigkeits- und Dämpfungsverhaltens sowie das entwickelte Materialmodell zur makroskopischen Beschreibung der lokalen Anisotropie vorgestellt. Schlussendlich wird eine Methode vorgestellt, die eine Bedatung des Materialmodells über makroskopische Experimentalkennwerte ermöglicht. Somit ist eine Verwendung der im Versuch gemessenen linear-viskoelastischen Werkstoffeigenschaften von Probekörpern unterschiedlicher Faserorientierungen möglich. Sämtliche Informationen zu den für die Validierung durchgeführten Versuchen und FE-Berechnungen sind in Kapitel 4 zusammengefasst. Die Validierung selbst sowie die Ergebnisdiskussion sind in Kapitel 5 zu finden.

#### **3.1 Charakterisierung der viskoelastischen Werkstoffeigenschaften**

Ziel ist die Entwicklung eines Versuchsaufbaus zur direkten Charakterisierung linear-viskoelastischer Werkstoffeigenschaften kurzfaserverstärkter Kunststoffe in Abhängigkeit von Temperatur, Konditionierungszustand sowie Frequenz. Die Daten sollen in einem weiten Frequenzbereich ohne Nutzung von Reverse Engineering oder mathematischen Verschiebungsansätzen bestimmt werden können. Hierfür werden Biegeresonanzkurven an Probekörpern unter konstanter Anregungskraft gemessen. Durch gezielte Minimierung sämtlicher Dämpfungseinflüsse sowie möglicher Modenkopplungen kann auch bei hohen Frequenzen eine Auswertung der Werkstoffeigenschaften erfolgen. Der akustisch bedeutsame Frequenzbereich zwischen 100 Hz und 10 kHz soll vollständig nutzbar sein und die Anregungsamplitude im linear-viskoelastischen Bereich der nutzbaren Werkstoffe liegen. Die klimatische Umgebung muss für die Nutzung des gesamten Werkstoffeinsatzbereichs in einem größtmöglichen

Temperaturbereich bis zu 200 °C frei regelbar sein sowie einen räumlich und zeitlich konstanten Zustand einnehmen.

Hierfür bedarf es bei der Auswahl und Gestaltung der sich gegenseitig beeinflussenden Bestandteile des Versuchsaufbaus besonderer Aufmerksamkeit. Dazu zählt neben einer geeigneten Anregungsmethode und der Verwendung einer konstanten Anregungskraft, eine auch in hohen Frequenzbereichen uniaxiale Einleitung der Schwingungsenergie. Weiterhin sind eine dämpfungsfreie Lagerung und Befestigung der Probekörper sowie eine schnelle Auswechslung der Proben von großer Bedeutung.

Zunächst wird die Theorie hinter dem Versuch mit dem grundlegenden Wissen beschrieben. Dies beinhaltet die Anregungsmethode sowie Übertragungsfunktionen und deren Auswertung. Zusätzlich wird auf die Bestandteile des Versuchsaufbaus wie der Klimaprüfschrank, die prinzipielle Geometrie der Probekörper sowie deren Lagerungsrahmenbedingung und die Messung von Anregung und Antwort eingegangen. Aus diesen theoretischen Überlegungen geht ein schematischer Versuchsaufbau zur Erfüllung der Anforderungen hervor, der anschließend in die Praxis umgesetzt wird und dessen Bestandteile dargestellt werden.

### **3.1.1 Theorie**

Die verwendete Charakterisierungsmethode basiert auf dem bereits in Kapitel 2.1.3 vorgestellten Resonanzkurvenverfahren aus der DIN EN ISO 6721-3 [DIN96]. Mit einer konstanten Kraftamplitude werden Biegeschwingungen der quaderförmigen Probekörper angeregt und die resultierende Schwingungsantwort in Form von Resonanzkurven gemessen. Deren Resonanzmaxima können in ihren diskreten Frequenzen auf die viskoelastischen Werkstoffeigenschaften des Probenwerkstoffs hin ausgewertet werden. Hierfür müssen die gemessenen Resonanzfrequenzen exakt den Eigenfrequenzen des Probekörpers entsprechen, also den Frequenzen der frei abklingenden Schwingung ohne Anregung. Bei Kraftanregung einer Masse wird auch von *erzwungenen Schwingungen* gesprochen. Die resultierenden Resonanzfrequenzen entsprechen den Eigenfrequenzen des Probekörpers jedoch nur bei sehr kleinen Dämpfungen im Versuchsaufbau. Daher sollten sämtliche Dämpfungseinflüsse abseits des untersuchten Werkstoffs so weit wie möglich reduziert werden. Dazu zählt die Probenanregung, die Messung der Schwingungsantwort sowie die gegebenen Randbedingungen wie die Messumgebung [VBL14].

## Anregungsmethode

Zur Anregung des Probekörpers gibt es in der Praxis verschiedene Möglichkeiten. Ziel ist es, sowohl bei niedrigen als auch bei hohen Frequenzen viel Energie gezielt, kontrolliert und reproduzierbar in den Probekörper einzuleiten. Die in der Norm vorgeschlagene kontaktlose Variante ist in der Praxis ungeeignet. Metallplättchen müssen hierbei auf den Probekörper aufgeklebt werden, was einen Masseeinfluss bewirkt. Die eingeleitete Energie sowie die maximale Anregungsfrequenz sind gering und die genaue Anregungskraft kann nicht gemessen oder kontrolliert werden. Eine besser geeignete Methode ist die Verwendung eines Modalhammers. Durch einen kurzen Aufprall kann gezielt Energie in den Probekörper eingeleitet, ein breites Frequenzspektrum angeregt und die Anregungskraft direkt gemessen werden. Eine ausreichend gute Reproduzierbarkeit eines von Hand verwendeten Hammers ist speziell bei kleinen und leichten Proben nicht gegeben. Die alternative Verwendung eines automatisierten Modalhammers ist aufgrund der enthaltenen Elektronik typischerweise auf einen Temperaturbereich unter 80 °C beschränkt. Für beide Varianten ist eine gezielte Anregung einzelner Resonanzen nicht möglich, da grundsätzlich ein breites Spektrum aller Frequenzen zeitgleich angeregt wird und die Frequenzauflösung durch die Zeit der abklingenden Schwingung begrenzt ist.

Der Einsatz eines Shakers ermöglicht hingegen eine kontinuierliche und gezielte Frequenzanregung mit beliebigen Anregungssignalen. Mini-Shaker oder Piezo-Elemente, die auf das Messobjekt aufgeklebt werden, sind hierfür nicht geeignet, da die aufgebrachte Masse das Schwingungssystem der verhältnismäßig leichten Probe verstimmt und die eingeleitete Energie ebenso wie die Temperatureinsatzgrenze gering ist. Die Verwendung eines klassischen elektrodynamischen Shakers verbleibt daher als einzige praktikable Möglichkeit. Diese gibt es in verschiedenen Größen für unterschiedliche Frequenzbereiche und Kraftamplituden. Um den geforderten Frequenzbereich bis 10 kHz mit kleinen Kräften gezielt und reproduzierbar anregen zu können, empfiehlt sich der Einsatz eines kompakten, modalen Schwingerregers.

## Nutzung der Übertragungsfunktion als Resonanzkurve mit konstanter Anregungskraft

Sämtlichen Anregungsmethoden ist es nicht ohne Weiteres möglich, eine wie in der Norm geforderte konstante Anregungskraft im gesamten Frequenzspektrum zu erzeugen. Um dies zu berücksichtigen, ist eine Messung der in die Probe eingeleiteten Anregungsamplitude notwendig. Durch Bildung einer *komplexen Übertragungsfunktion*

können die Fourier-transformierten Frequenzspektren (FFT) der resultierenden Schwingungsantwort des Probekörpers mit der Anregung normiert werden. Hierdurch wird das strukturdynamische Verhalten linearisiert. Es wird somit unabhängig von einer Schwankung der Anregungsamplitude, in diesem speziellen Fall als *Frequenzgang* bezeichnet, und ermöglicht eine Betrachtung bei konstanter Anregungskraft. Die resultierende Kurve entspricht einer Aneinanderreihung der einzelnen Resonanzkurven bei konstanter Kraft und erfüllt daher die Voraussetzungen der DIN EN ISO 6721-3. Eine Übersicht zur fehlerfreien Messung von Übertragungsfunktionen bietet [Dø88]. Grundlegende Begriffe zu Schwingungen und schwingungsfähigen Systemen sind in [DIN02] festgelegt und erläutert.

Für die Messung der Schwingungsantwort bietet sich die Verwendung einer Beschleunigung an. Diese kann ein breites Frequenzspektrum zu höheren Frequenzen besser darstellen als die Verwendung einer Geschwindigkeit oder eines Weges [KR19]. Eine Ableitung der Geschwindigkeit  $v$  zur Beschleunigung  $a$  im Zeitbereich in Gleichung (3-1) entspricht im Frequenzbereich einer Multiplikation mit der komplexen Kreisfrequenz  $\omega$  in Gleichung (3-2). Hierdurch werden höhere Frequenzen stärker gewichtet.

$$a(t) = \frac{dv}{dt} \quad (3-1)$$

$$a(j\omega) = j\omega \cdot v(j\omega) \quad (3-2)$$

Für die Messung der Anregung wird üblicherweise eine Kraft oder Beschleunigung verwendet. Die Kraft muss hierbei direkt im Pfad der Anregung des Probekörpers gemessen werden. Dies ist gerade bei großen Shakern technisch nicht möglich, weshalb alternativ eine Fußpunktbeschleunigung gemessen wird. Hierbei wird angenommen, dass die in die befestigte Probe eingeleitete Beschleunigung identisch zu der gemessenen Fußpunktbeschleunigung auf dem Shaker sei. Der Einfluss der mechanischen Impedanz des Versuchsaufbaus in Form einer der Schwingung entgegenwirkenden, dämpfenden Kraft  $F$  wird jedoch vernachlässigt. Die mechanische Impedanz  $Z$  ist in Gleichung (3-3) definiert.

$$Z(j\omega) = \frac{F(j\omega)}{v(j\omega)} \quad (3-3)$$



Die Übertragungsfunktion  $H_{aa}(j\omega)$  wird auch *Empfängerisolation* genannt [KR19]. Sie ergibt sich aus der resultierenden Beschleunigung auf der Probe  $a$  normiert mit der anregenden Beschleunigung aus Gleichung (3-2). Durch Einsetzen der umgeformten Geschwindigkeit aus Gleichung (3-3) ergibt sich Gleichung (3-4) und durch weitere Umformung Gleichung (3-5).

$$H_{aa}(j\omega) = \frac{a(j\omega)}{j\omega \cdot \frac{F(j\omega)}{Z(j\omega)}} \quad (3-4)$$

$$H_{aa}(j\omega) = \frac{a(j\omega)}{F(j\omega)} \cdot \frac{Z(j\omega)}{j\omega} \quad (3-5)$$

Der erste Term in Gleichung (3-5) entspricht der Übertragungsfunktion  $H_{aF}(j\omega)$  bestehend aus der resultierenden Beschleunigung normiert mit der anregenden Kraft in Gleichung (3-6). Sie wird auch *Akzeleranz* genannt, der Kehrwert ist die *dynamische Masse* [KR19]. Liegt keine Dämpfung vor ist  $Z(j\omega) = 1$ . Dann gilt Gleichung (3-7).

$$H_{aF}(j\omega) = \frac{a(j\omega)}{F(j\omega)} \quad (3-6)$$

$$H_{aa}(j\omega) = H_{aF}(j\omega) \quad (3-7)$$

In der Praxis sind Dämpfungen des Versuchsaufbaus grundsätzlich vorhanden und verfälschen das Ergebnis, da die Impedanz die Resonanzen in ihrer Frequenzlage verschiebt. Daher sollte möglichst die anregende Kraft als Referenz verwendet werden. Hierdurch muss die Impedanz des Versuchsaufbaus bis zum Kraftmesspunkt nicht weiter berücksichtigt werden und die Übertragungsfunktion ist davon unabhängig. Sofern wiederum zwischen Kraftmesspunkt und Probekörper keine weiteren Verluste auftreten, sind die gemessenen Resonanzen identisch mit den Eigenfrequenzen des Probekörpers. Daher sollte die Probe ohne dämpfende Einflüsse möglichst direkt am Kraftsensor befestigt werden. Dies ist Voraussetzung für eine fehlerfreie Bestimmung der viskoelastischen Werkstoffeigenschaften aus der Übertragungsfunktion. Für weitere Ausführungen zu Fußpunkt- und Kraftanregung siehe [MWG22].

### Bestimmung der viskoelastischen Werkstoffeigenschaften aus der Übertragungsfunktion

Die Euler-Bernoulli-Balkentheorie ermöglicht die Bestimmung der Eigenfrequenzen eines Stabs. Eine Herleitung ist in [MPS16] zu finden. Umgekehrt lässt sich aus einer

bekanntes Eigenfrequenz eine elastische Steifigkeit bestimmen. Unter der Annahme einer quaderförmigen Geometrie ergibt sich für die  $i$ -te Ordnung der Eigenfrequenz  $f_i$  in Biegerichtung zusammen mit der frei schwingenden Länge  $l$  und der Höhe  $h$  des Stabs sowie der Dichte  $\rho$  des Materials und einem Faktor für die Lagerungsbedingung  $k_i$  der Speichermodul  $E'_f$  in Gleichung (3-8).

$$E'_{f_i} = \frac{48\pi^2 \rho l^4}{h^2} \cdot \frac{f_i^2}{k_i^4} \quad (3-8)$$

Die Lagerungsbedingung wird über eine periodische Funktion definiert. Daher gibt es unendlich viele Lösungen für den Faktor  $k$  in Abhängigkeit der Schwingungsordnung des Probekörpers. Dieser lässt sich beispielsweise für eine fest-freie Lagerung aus der Gleichung (3-9) bestimmen.

$$1 + \cos(k) \cdot \cosh(k) = 0 \quad (3-9)$$

Der Verlustfaktor  $\tan(\delta)_f$  wird mit der 3dB-Methode bestimmt. Er berechnet sich aus der  $i$ -ten Eigenfrequenzbreite  $\Delta f_i$ , bei der die Amplitude der Übertragungsfunktion in der Resonanz auf beiden Seiten des Kurvenmaximums um  $3dB$  oder auf  $70,7\%$  abgefallen ist und der Eigenfrequenz  $f_i$  nach Gleichung (3-10). Dies ist jedoch nur für ungekoppelte und symmetrische Resonanzkurvenverläufe geeignet [Jon01]. Das schematische Prinzip ist in Abbildung 3.1 dargestellt.

$$\tan(\delta)_{f_i} = \frac{\Delta f_i}{f_i} \quad (3-10)$$

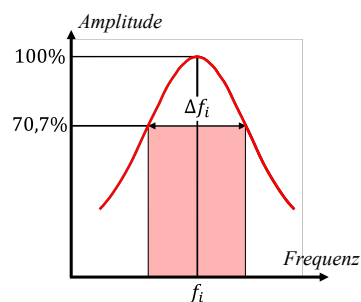


Abbildung 3.1: Schematisches Prinzip der 3dB-Methode bei einer Resonanzkurve nach [GS15]

Nach Gleichung (2-3) ergibt sich der Verlustmodul  $E''_{f_i}$  aus Speichermodul und Verlustfaktor in jeder Eigenfrequenz  $f_i$  mit Gleichung (3-11).

$$E''_{f_i} = E'_{f_i} \cdot \tan(\delta)_{f_i} \quad (3-11)$$

Für jede Eigenfrequenz des untersuchten Probekörpers lassen sich so die viskoelastischen Eigenschaften als diskrete Datenpunkte bestimmen. Durch Auswertung einer Vielzahl an Eigenfrequenzen ist eine frequenzabhängige Bestimmung der Werkstoffeigenschaften möglich.

### Klimatische Randbedingungen

Aufgrund der großen Empfindlichkeit der viskoelastischen Eigenschaften der Kunststoffe gegenüber bereits geringen Schwankungen von Temperatur und Konditionierungszustand muss der Versuchsaufbau im Inneren eines Klimaprüfschranks installiert werden. Konstante Umgebungsbedingungen sind für eine Vergleichbarkeit und Übertragbarkeit der an den Proben gemessenen Werkstoffdaten zwingend notwendig. Alle verwendeten Komponenten des Versuchsaufbaus innerhalb der Klimakammer müssen für den Einsatz in dem gesamten Temperaturspektrum bis 200 °C einsetzbar sowie resistent gegenüber Feuchtigkeit sein. Der Klimaprüfschrank muss so gestaltet sein, dass Teile außerhalb platziert werden können und in die Kammer hinein eine entsprechende Verbindung besteht.

### Probekörper

Die Probekörper zur Charakterisierung der viskoelastischen Werkstoffeigenschaften werden aus spritzgegossenen Probenplatten ausgeschnitten, siehe Abbildung 3.2. Im Spritzgussprozess richten sich die Fasern im Fließkanal zu einem großen Anteil in Fließrichtung aus, siehe Kapitel 2.2.2. Um die Orientierungsabhängigkeit des Werkstoffverhaltens zu charakterisieren, müssen daher Probekörper unterschiedlicher Orientierung zur Fließrichtung präpariert werden. In Werkstoffdatenblättern werden hauptsächlich die Orientierung 0° zur Fließrichtung (*In-Flow*) sowie 90° zur Fließrichtung (*Cross-Flow*) betrachtet. Weitere Orientierungen wie beispielsweise 30° oder 45° (*Mid-Flow*) ermöglichen eine genauere Abbildung der Orientierungsabhängigkeit.

Damit die Probekörper Schwingformen nur in Anregungsrichtung ausbilden, empfiehlt sich eine quaderförmige Geometrie, die lang, flach und schmal ist. Je länger und flacher, desto niedriger ist die erste Eigenfrequenz und desto dichter ist das Frequenzspektrum der Resonanzordnungen, siehe Gleichung (3-8). Um eine größere Dichte an Werkstoffdaten im Frequenzspektrum zu erhalten, können die Eigenfrequenzen durch Variation der Länge der Probe relativ zueinander verschoben werden. Die Höhe sowie die maximale Länge sind hingegen durch die Spritzgussplatte definiert.

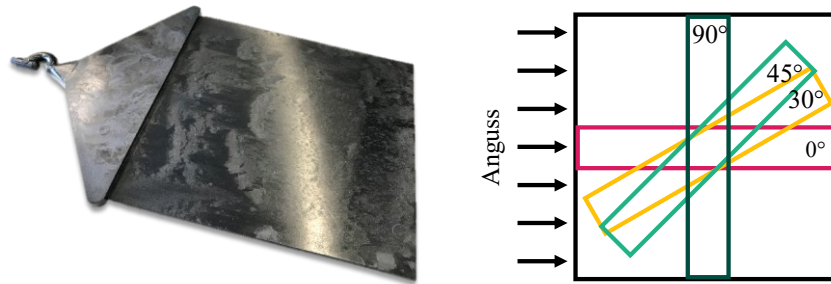


Abbildung 3.2: Links: Spritzgusswerkstoffplatte, Rechts: schematische Orientierung der Proben zur Fließrichtung [UM20]

Die Breite des Probekörpers selbst hat keine Relevanz für die Bestimmung des Speichermoduls, siehe ebenfalls Gleichung (3-8). Sie beeinflusst jedoch direkt das strukturdynamische Verhalten. Je breiter eine Probe, desto mehr torsionale Resonanzen bilden sich aus, die in Kopplung mit den angeregten Biegeresonanzen eine Auswertung der Übertragungsfunktion verhindern. Ist die Probe jedoch zu schmal, liegt keine ausreichende Steifigkeit in orthogonaler Richtung vor. Somit kann es ebenfalls zu Kopplungen mit den gesuchten Biegeresonanzen kommen, die eine Auswertung der Übertragungsfunktion verhindern. Daher muss für die Geometrie ein Kompromiss gefunden werden. Die dem Versuch zugrunde liegende Norm DIN EN ISO 6721-3 [DIN96] schlägt eine Breite schmäler als die halbe Wellenlänge der anregenden Schwingung vor, um ungewollte laterale Bewegungen zu vermeiden.

### Lagerung der Probekörper

Für die Lagerung eines Probekörpers gibt es vereinfacht die nachfolgend in Abbildung 3.3 links schematisch dargestellten Möglichkeiten. Um im praktischen Einsatz schnell und effizient Werkstoffdaten zu charakterisieren, ist ein einfacher und unkomplizierter Wechsel der Proben im zu entwickelnden Versuchsaufbau notwendig. Bei Verwendung eines Shakers muss mindestens eine Seite der Probenlagerung fest angebunden sein, um den Körperschall in die Probe einleiten zu können. Am anderen Ende der Probe ist eine freie Lagerung einer festen Lagerung vorzuziehen, siehe Verfahren A aus der grundlegenden Norm DIN EN ISO 6721-3 in Abbildung 2.7. Hierdurch ergeben sich wichtige Toleranzen, kein ungewollter Verspannungszustand sowie eine Flexibilität in der praktischen Nutzung. Ein weiterer Vorteil einer fest-frei gelagerten Probe besteht in dem sich am freien Ende immer ausbildenden Schwingungsbauch. Das Messen der Schwingungsantwort für die Übertragungsfunktion wird hierdurch erleichtert, da die Messposition im Gegensatz zur beidseitig festen oder gelenkigen Lagerung abhängig von

der Resonanzordnung nicht verändert werden muss. Die ersten sechs Eigenmoden eines Balkens in fest-freier Lagerung sind rechts in Abbildung 3.3 dargestellt.

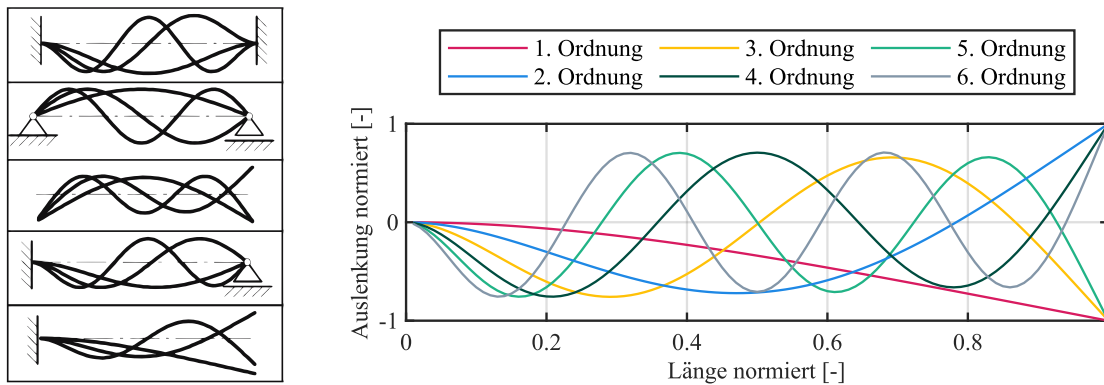


Abbildung 3.3: Links: Verschiedene schematische Lagerungsvarianten eines Balkens nach [Bes21], Rechts: normierte Eigenmoden eines Balkens mit der Lagerungsbedingung fest-frei

Für die Position der festen Lagerung der Biegeprobe gibt es zwei denkbare Möglichkeiten: mittig oder an einem Ende. Bei der mittigen Fest-Lagerung treten aufgrund der Symmetrie keine Biegemomente in der Anbindung durch die harmonische Anregung auf. Ein entscheidender Nachteil liegt in der praktischen Herausforderung eine exakt mittige Befestigung der Probe in Geometrie und Schwerpunkt zu bewerkstelligen. Eine minimale Verschiebung aus der Mittelpunktslage erzeugt einen Unterschied in den frei schwingenden Längen beider Probenseiten, die wiederum in einer relativen Verschiebung der jeweiligen Eigenfrequenzen mündet. Diese koppeln sich gegenseitig, wodurch anstatt einer einzigen Resonanzspitze eine Doppelspitze entsteht, die nicht auf viskoelastische Werkstoffeigenschaften hin ausgewertet werden kann.

Die einseitige Befestigung an einem Ende ist am besten für die praktische Anwendung geeignet. Die resultierenden Eigenfrequenzen sind aufgrund der größeren frei schwingenden Länge niedriger und somit die nutzbaren Frequenzspektren breiter. Ein Nachteil besteht jedoch in der unsymmetrischen Massenverteilung und somit in den in der Fest-Lagerung auftretenden Biegemomenten, die konstruktiv berücksichtigt und kompensiert werden müssen.

Die Befestigung der Probe am Versuchsaufbau muss dämpfungsfrei gestaltet sein. Bisherige form- und kraftschlüssige Ansätze einer Verschraubung durch die Probe hindurch, einer flächigen Pressklemmung oder die Verwendung von Magneten sind nicht zielführend. Der nicht vernachlässigbare Dämpfungseinfluss ist gerade bei hohen

Frequenzen weder reproduzier- noch quantifizierbar, siehe DIN ISO 5348 [DIN19d]. Zu hohe oder zu niedrige Klemmkräfte verstimmen das Schwingungssystem und induzieren eine Impedanz, die das Ergebnis verfälscht. Daher muss für die praktische Umsetzung eine grundlegend andere Methode zur Befestigung entwickelt werden, die möglichst dämpfungsfrei sowie temperaturbeständig und reproduzierbar ist. Hierfür ist eine stoffschlüssige Verbindung eine gut geeignete Alternative.

### Schwingungsmessung von Anregung und Antwort

Die Messung der Anregungskraft erfolgt mit einem Sensor, der sowohl hohe Frequenzen und kleine Kräfte messen kann als auch widerstandsfähig gegenüber hohen Temperaturen ist. Reine Kraftsensoren sind in den meisten Fällen nur für große Kräfte in anderen Anwendungsfällen ausgelegt. Die beste Alternative ist der in der Modalanalyse verwendete *Impedanzsensor*, der in einem Sensorgehäuse gleichzeitig Kraft und Beschleunigung der Anregung erfassen kann. Da die meisten eingesetzten Sensoren eine integrierte Elektronik haben, sind sie üblicherweise für Einsatztemperaturen größer als 120 °C nicht geeignet. Für den Temperaturbereich bis 200 °C muss daher ein auf Ladungsmessung basierter Impedanzsensor verwendet werden.

Die Probe sollte mit einem Adapter nah am Sensor befestigt werden, sodass der Körperschall nur durch den Sensor direkt in die Probe geleitet und die Impedanz dazwischen minimiert wird. Um die Probe immer an der gleichen Position zu halten und den empfindlichen Kraftsensor vor schädlichen Biegemomenten der einseitig gelagerten Probe zu schützen, muss eine im betrachteten Frequenzbereich resonanzfreie Lagerung entwickelt werden. Sie soll eine uniaxiale Anregung des Probekörpers in seinem Befestigungspunkt ermöglichen. Damit keine durch den im Klimaprüfschrank verbauten Kompressor erzeugten Schwingungen in den Versuchsaufbau eingeleitet werden, muss dieser entkoppelt werden. Die Anregung muss hingegen rein durch den Körperschall des Shakers ohne sonstige äußere Einflüsse erfolgen.

Es ist kein kommerziell verfügbarer Shaker bekannt, der im für die Anregung geforderten Temperaturbereich eingesetzt werden kann. Typische und für hohe Frequenzen geeignete, kompakte Schwingerreger haben Einsatzgrenzen bis maximal 40 °C. Er muss daher außerhalb des Klimaprüfschranks platziert werden. Mit einer Schubstange, auch *Stinger* genannt, wird der Körperschall des Shakers durch eine kleine Öffnung in der Klimakammer in den Impedanzsensor am Versuchsaufbau eingeleitet. Der Stinger muss lang genug sein, um die Distanz in die Klimakammer hinein zu

überbrücken. Gleichzeitig muss dieser ausreichend dünn sein, um Ungenauigkeiten in der Fluchtung zu kompensieren und resultierende eingeleitete Biegemomente in den Impedanzsensor zu reduzieren. Das Eigenschwingverhalten bedarf jedoch besonderer Beachtung, da kleinste Kopplungen von Resonanzen des Stingers mit den Biegeresonanzen der Probekörper eine Auswertung verhindern würden.

Die Messung der Schwingungsantwort erfolgt mithilfe eines *3D-Laservibrometers*. Hierdurch kann das fein aufgelöste Schwingungsverhalten der Probe im Raum in einem breiten Frequenzspektrum kontaktlos, präzise und schnell erfasst werden. Eine vergleichbare und reproduzierbare Messung am freien Ende der Probe ist somit auch bei unterschiedlichen Abmessungen der Probekörper gewährleistet. Zusätzlich ist eine Unterscheidung zwischen Biegemoden und Torsionsmoden möglich. Da der Laser temperaturempfindlich ist, muss er wie der Shaker auch außerhalb des Klimaprüfschranks platziert werden. Durch ein Fenster wird ein begrenztes Sichtfeld auf den gelagerten Probekörper ermöglicht.

#### Resultierender schematischer Versuchsaufbau

Die vorangegangenen theoretischen Überlegungen resultieren in einem schematischen Versuchsaufbau, der nachfolgend in Abbildung 3.4 dargestellt ist.

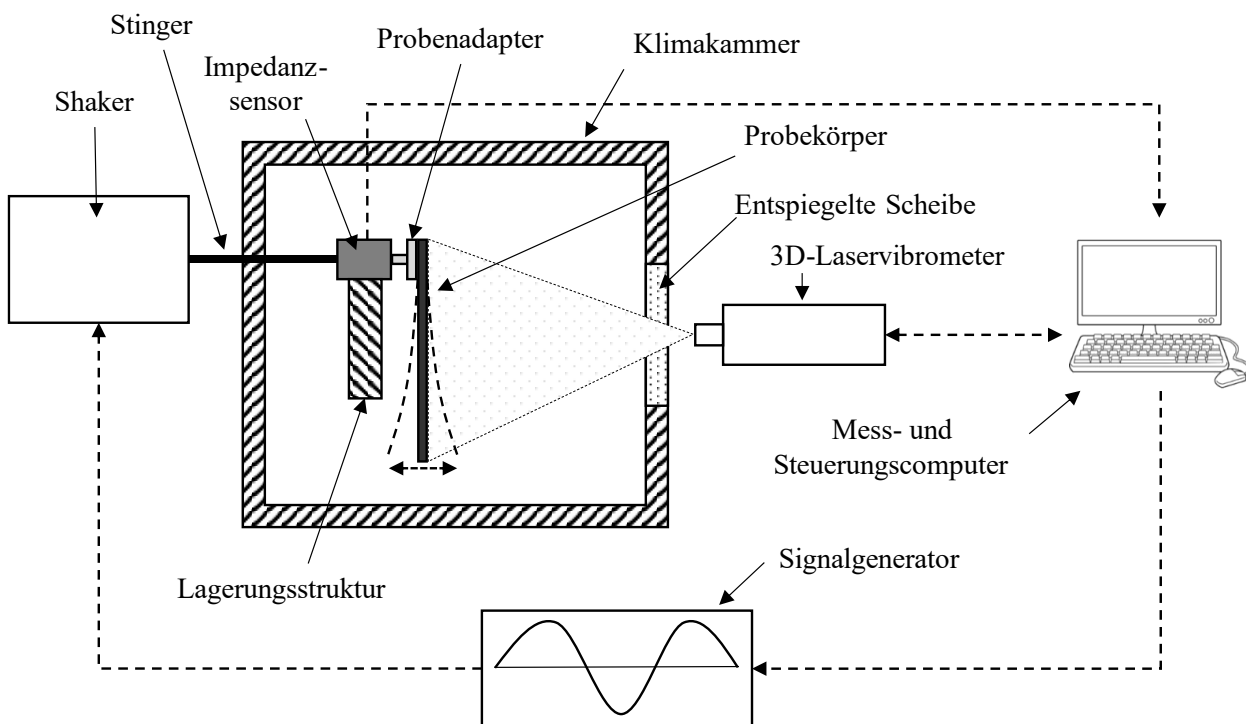


Abbildung 3.4: Schematischer Versuchsaufbau [UA19] [UAM21] [UM20]

### 3.1.2 Praktische Umsetzung

Unter den gegebenen Randbedingungen wird der vorangegangene theoretische Versuchsaufbau praktisch umgesetzt. Dieser wurde bereits in Teilen in den Patentanmeldungen [UA19] [UA20] [Urb22] sowie in den Artikeln [UAM21] [UM20] veröffentlicht. Eine Validierung der einzelnen Bestandteile und der Funktionsweise erfolgt in Kapitel 5.1.1.

#### Anbindung der Probekörper mit Adapter an die Lagerungsstruktur

Die Probenanbindung soll unabhängig von der Probengeometrie gestaltet sein und einen schnellen Wechsel der einzelnen Probekörper für einen effizienten Messbetrieb ermöglichen. Eine Klemmung der Proben ist aufgrund der großen Dämpfungseinflüsse im Verhältnis zur niedrigen Werkstoffdämpfung keine geeignete Lösung. Daher muss alternativ an jedem einzelnen Probekörper ein eigener Adapter befestigt werden, der wiederum möglichst dämpfungsfrei an die Lagerungsstruktur angebunden werden kann. Diese Befestigung muss dauerhaft fest sowie in einem breiten Temperaturspektrum stabil sein und darf bis in den hohen Frequenzbereich keine Resonanzerscheinungen ausbilden. Eine stoffschlüssige Verbindung in Form einer Klebung, wie sie in der DIN ISO 5348 [DIN19d] vorgeschlagen wird, ist die einzig denkbare und in der Literatur kaum verwendete Alternative. Sie kann sowohl die Anforderungen im geforderten Temperaturbereich als auch Frequenzbereich hinsichtlich einer möglichst dämpfungsfreien Befestigung erfüllen. Hierfür muss ein bis 200 °C einsetzbarer Klebstoff verwendet werden.

Der Probenadapter selbst muss eine Geometrie aufweisen, die in einer Aufnahme in der Lagerungsstruktur reproduzierbar und zuverlässig befestigt werden kann und gleichzeitig eine Ausrichtung der daran befestigten Probe ermöglicht. Hierfür eignet sich eine zylinderförmige Geometrie, siehe Abbildung 3.5. Diese kann mit einer radial umfassenden Klemmung auf der umlaufenden Fläche mit Passung fixiert werden. Der verwendete Werkstoff ist die Aluminium-Automatenlegierung 3.1645. Die Tiefe des Zylinders beträgt 10 mm. Auf der Außenseite befindet sich ein Steg mit den Abmessungen 5x15x1 mm zur Anbindung der Probekörper. Die Geometrie ergibt sich aus einer maximalen Breite der eingesetzten Probekörper und einer Mindestlänge zur sicheren Befestigung. Die für die Berechnung der elastischen Eigenschaften notwendige freie Länge ergibt sich aus der Gesamtlänge abzüglich der 5 mm Auflagefläche.



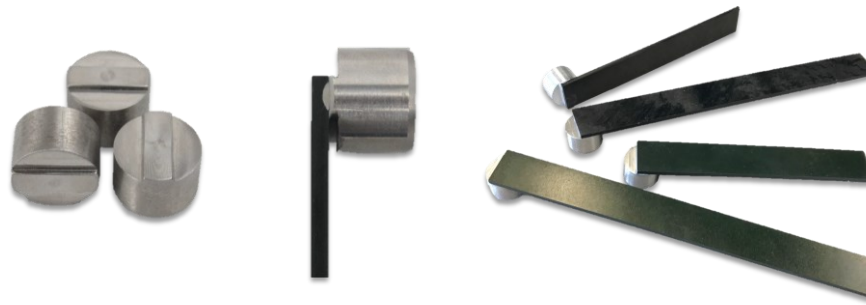


Abbildung 3.5: Links: Probenadapter, Mitte: Klebung, Rechts: Probekörper mit Probenadapter [UM20]

### Konzept der Lagerungsstruktur

Um eine rein uniaxiale und ungedämpfte Anregung der einseitig befestigten Probekörper in Biegerichtung zu ermöglichen, muss eine Struktur entwickelt werden, die rein in Anregungsrichtung flexibel schwingen kann und in transversaler Richtung steif ist. Diese nimmt die durch die unsymmetrische Massenverteilung des Probekörpers entstehenden Biegemomente auf und entkoppelt gleichzeitig den Impedanzsensor von sämtlichen Biegebelastungen. Der Sensor selbst muss jedoch möglichst nah an den Probekörper herangebracht werden, um die in die Probe eingeleiteten Kräfte direkt messen zu können.

Möglich wird dies durch eine geführte Lagerung, ähnlich wie sie in elektromagnetischen Shakern verwendet wird, siehe Abbildung 3.6. Der Schwingtisch soll dort ebenfalls rein uniaxiale Bewegungen in Anregungsrichtungen durchführen und in Querrichtung keine Bewegung ermöglichen. Dafür werden flexible Federbleche verwendet, die in der transversalen Ebene eine hohe Steifigkeit zur Aufnahme von Querbewegungen aufweisen und damit die schwingende Struktur zentrieren. Senkrecht dazu entlang der Anregungsachse sind sie hingegen flexibel [LJ15].

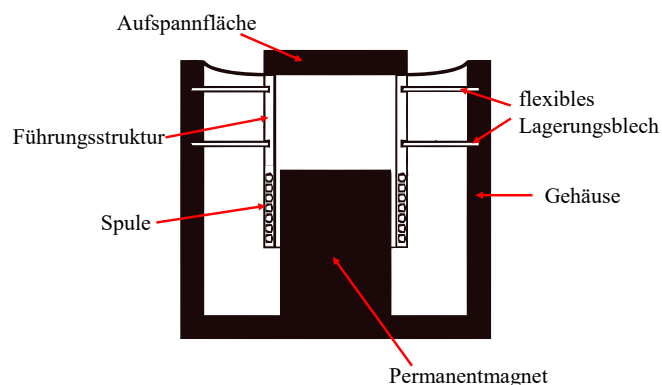


Abbildung 3.6: Schematischer Aufbau eines elektromagnetischen Shakers nach [HB15]

Um dieses Konzept auf die Lagerungsstruktur zu übertragen, werden Federbleche mit einem Innendurchmesser von  $22\text{ mm}$  außen an einem hohlen Zylinder im Abstand von  $40\text{ mm}$  befestigt. Dazwischen wird eine Verbindungsstruktur entwickelt, die zusammen mit dem Impedanzsensor eine im gesamten Frequenzbereich resonanz- und biegefreie Übertragung der Anregung in den Probekörper ermöglicht. Hierfür werden vier grundlegend unterschiedliche Varianten eines Zwischenzylinders untersucht. Die Herausforderung liegt in der Integration des Impedanzsensors. Sie sind im Querschnitt in Abbildung A.1 in Anhang A.1 dargestellt. Lediglich das Konzept mit einem Vollzylinder zwischen den Federblechen zeigt ein resonanz- und dämpfungs- sowie querbewegungsfreies Übertragungsverhalten im gesamten Frequenzbereich und wird daher weiterverfolgt.

Die resultierende und optimierte Lagerungsstruktur ist als Explosionszeichnung in Abbildung 3.7 dargestellt. Abbildung 3.8 zeigt die Lagerungsstruktur mit und ohne Außenring. Hier ist ebenfalls die Aufnahme der Probenadapter zu erkennen. Es handelt sich hierbei um einen geschlitzten Zylinder, der mit einer Schraube verspannt werden kann. Um ein identisches Wärmedehnungsverhalten zu erzielen, ist die gesamte Lagerungsstruktur aus der gleichen Aluminium-Automatenlegierung 3.1645 wie die Probenadapter gefertigt.

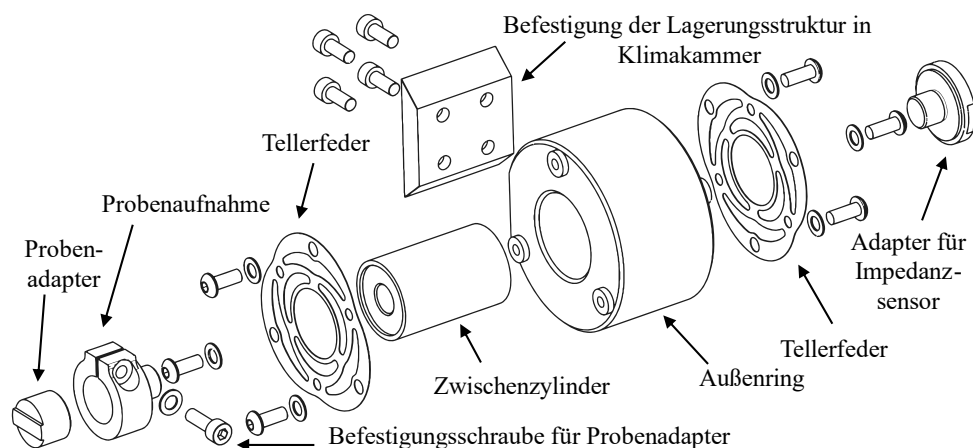


Abbildung 3.7: Explosionszeichnung der Lagerungsstruktur [UA19] [UAM21]

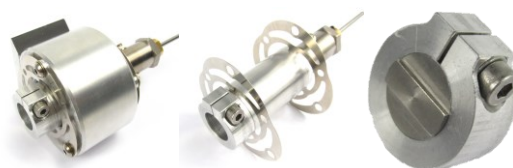


Abbildung 3.8: Probenlagerung mit/ohne Außenring und Probenaufnahme mit Adapter [UAM21]

Bei dem gewählten Lagerungskonzept ist die schwingende Strukturmasse zwischen Impedanzsensor und Probe in der Übertragungsfunktion enthalten. Unter der Voraussetzung, dass sich durch den Zwischenzylinder keine Resonanzen ausbilden und somit lineares Übertragungsverhalten als Starrkörper vorliegt, kann dieser Einfluss bei der Auswertung der viskoelastischen Werkstoffeigenschaften vernachlässigt werden. Es handelt sich lediglich um eine vertikale Verschiebung der Übertragungsfunktion, ohne dass sich ihre Form ändert. Die Schraubverbindung des Sensors gilt nach DIN ISO 5348 [DIN19d] als fest und resonanzfrei im Frequenzbereich bis 10 kHz. Die Probenaufnahme sowie der Sensoradapter weisen eine großflächige Auflage am Zwischenzylinder auf und sind im betrachteten Frequenzbereich steif und resonanzfrei über die Schraubverbindung verbunden. Der Probenadapter weist durch das Passmaß und die radiale Klemmung in der geschlitzten Adapteraufnahme ebenfalls eine feste Verbindung ohne Einfluss auf das Übertragungsverhalten auf. Die Bleche haben nur eine geringe Masse und sind daher hierfür nicht von Bedeutung. Insgesamt sind daher Einflüsse auf die Übertragungsfunktion durch die Lagerungsstruktur nicht zu erwarten.

### Integration der Lagerungsstruktur in die Klimakammer und Messung der Schwingungsantwort

Für diese Arbeit wurde ein Klimaprüfschrank der Firma WEISS TECHNIK GMBH mit der Bezeichnung CLIMEEVENT C/600/40/3 verwendet. Dabei handelt es sich um eine Sonderanfertigung mit einem Volumen von 600 l und Prüfraumabmessungen von 950x800x800 mm. Sie kann Temperaturen in einem Bereich zwischen -30 °C und 220 °C sowie die Luftfeuchtigkeit zwischen 0 % und 98 % in einem Temperaturbereich zwischen 10 °C und 95 °C regeln. Der Prüfaufbau im Inneren der Kammer wird mit einem Gestell aus 80x80 mm Aluminiumprofilen von den Schwingungen des Klimakompressors entkoppelt. Hierfür werden zwei Profile durch seitliche Öffnungen hindurchgeführt und mit Schaumstoffringen abgedichtet. Darauf wird im Inneren der Kammer eine etwa 70 kg schwere, 700x700x50 mm T-Nutenplatte aus Aluminium befestigt, deren Eigenfrequenz oberhalb des nutzbaren Frequenzbereichs bis 10 kHz liegt. Auf dieser kann der Versuchsaufbau nun flexibel positioniert werden. Dafür wird ebenfalls ein Aluminiumprofil verwendet, siehe Abbildung 3.9, an dem die Lagerungsstruktur mit einem verspannbaren Schwalbenschwanzprofilsystem in einer beliebigen Position fixiert werden kann.



Abbildung 3.9: Höhenverstellbare Anbindung der Lagerungsstruktur

Zur kontaktlosen Messung der flächigen Schwingungsantwort der Probe in der Klimakammer wird das 3D-Laservibrometer PSV-500 3D-XTRA der Firma POLYTEC GMBH verwendet. Es arbeitet mit Infrarot-Laser, der auf dunklen Oberflächen eine deutlich erhöhte Lichtrückstreuung und damit verbesserte Signalqualität im Vergleich zu konventionellen Helium-Neon-Lasern ermöglicht. Das Messsystem ermöglicht die zeitsynchrone Messung von Laser- und Sensorsignalen, die Erzeugung eines beliebigen Anregungssignals sowie die Berechnung der resultierenden Übertragungsfunktion. Der Vorteil liegt in den automatisch abgestimmten Einstellungen der Signalverarbeitung sowie in der Nutzung eines einzigen kalibrierten Systems zur Reduktion der Komplexität und Fehleranfälligkeit. Die drei Laserköpfe sind außerhalb des Klimaprüfschranks auf einem Kompaktstativ vor einer Fensteröffnung befestigt. Eine konventionelle Glasscheibe würde das Infrarotlaserlicht jedoch absorbieren. Daher wird eine Scheibe mit einer speziell auf die Wellenlängen der Laser abgestimmten Beschichtung verwendet. Hiervon sind zwei Stück in einem Rahmen eingebaut, der dazwischen mit warmer Druckluft gespült wird, um bei kalten Temperaturen eine Betauung in der Kammer zu verhindern.

#### Anregung der Lagerungsstruktur und Messung der Anregungskraft

Der verwendete Shaker muss einen Kompromiss hinsichtlich ausreichend hoher Anregungskraft und gleichzeitig großem nutzbaren Frequenzspektrum erfüllen. Für die Anregung von sowohl Probekörpern als auch Komponenten bietet sich der kompakte Schwingerreger TYP 4809 der Firma HOTTINGER BRÜEL & KJÆR A/S an. Mit seinem im Verhältnis zu anderen Hochfrequenzshakern hohen Gewicht von 8 kg kann er

zusammen mit dem Verstärker TYP 2718 des gleichen Herstellers Kräfte bis zu 45 N in Frequenzbereichen bis zu 20 kHz erzeugen.

Der verwendete Impedanzsensor TYP 8001 stammt ebenfalls von der Firma HOTTINGER BRÜEL & KJÆR A/S. Dabei handelt es sich um einen bis 260 °C und 10 kHz einsetzbaren, ladungsbasierten und verhältnismäßig empfindlichen Kraft- und Beschleunigungssensor für Objekte mit einem Gewicht kleiner als 1,5 kg. Innerhalb der Klimakammer werden temperatur- und feuchtigkeitsbeständige Ladungskabel der Firma WALTER KRENN HOCHFREQUENZTECHNIK GMBH verwendet. Die Kabel werden nach außen in den Ladungsverstärker TYP 2692 – NEXUS geführt, der das Ladungssignal in ein Spannungssignal wandelt. Dieser wird ebenso von der Firma HOTTINGER BRÜEL & KJÆR A/S hergestellt.

Der prinzipielle Aufbau mit Impedanzsensor und Shaker ist zum Größenvergleich in kompakter Darstellung mit einem einfachen Stinger in Abbildung 3.10 dargestellt. Der von dem Shaker außerhalb des Klimaprüfschranks erzeugte Körperschall muss damit in den Impedanzsensor an der Lagerungsstruktur innerhalb der Kammer eingeleitet werden. Zur Durchführung des Stingers wird auf der gegenüberliegenden Seite des Sichtfensters eine kleine Öffnung in der Außenwand des Klimaprüfschranks genutzt. Außerhalb des Klimaprüfschranks wird der Shaker auf dem Profilgestell befestigt und mit einer dicken Schaumstoffunterlage entkoppelt.

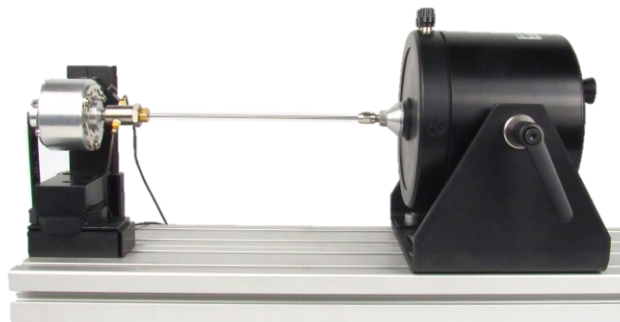


Abbildung 3.10: Versuchsaufbau kompakt mit Shaker

Standardmäßige Stinger aus Vollmaterial mit einem typischen Durchmesser von 3 mm sind für die leichten Probekörper und den Versuchsaufbau nicht geeignet. Durch selbst eine geringe Exzentrizität in der Montage erfährt der Stinger einen Verspannungszustand, wodurch er bei Anregung in Längsrichtung selbst zu Biegeschwingung angeregt wird, ähnlich einer Gitarrensaite. Diese Schwingungen sind bei dem eigentlichen Anwendungsgebiet der Modalanalysen prinzipiell erwünscht, um die Exzentrizität selbst auszugleichen und den Impedanzsensor vor Biegebelastungen zu

schützen. In dem Versuchsaufbau zur Probencharakterisierung dient der Stinger jedoch ausschließlich der Übertragung von Körperschall in die Lagerungsstruktur hinein, die Gefahr einer Schädigung besteht aufgrund der geringen Anregungskräfte nicht. Die Biegeschwingungen des Stingers werden allerdings am nur uniaxial messenden Impedanzsensor vorbei in die Lagerungsstruktur der Probe eingeleitet. Sie überlagern dort aufgrund der geringen Anregung die an der Probe gemessene Übertragungsfunktion. Dies wird vor allem durch das Massenverhältnis der leichten Probe im Verhältnis zum Versuchsaufbau beeinflusst. Bei schweren Strukturen fällt die Masse des Stingers nicht mehr ins Gewicht, weshalb der beobachtete Effekt bei typischen Standardanwendungen kaum messbar ist oder nicht auftritt. Eine gezielte Messung der ungekoppelten Übertragungsfunktion an der Probe ist so jedoch nicht möglich.

Der Stinger zur Verbindung von Shaker und Lagerungsstruktur weist eine Länge von etwa 500 mm auf. Eine Untersuchung verschiedener Voll- und Hohlkörper aus unterschiedlichen Werkstoffen zeigte keinen nennenswerten Einfluss des Materials selbst auf die Übertragungsfunktion. Eine Auswahl ist in Abbildung A.2 in Anhang A.1 dargestellt. Zielführend war stattdessen eine Bedämpfung des Schwingverhaltens des Stingers. Die besten Ergebnisse lieferte ein mit Epoxidharz gefülltes Edelstahlrohr, das mit einem temperaturbeständigen Silikonschlauch überzogen war, siehe Abbildung 3.11. Die Besonderheit liegt in dem nicht formschlüssig anliegenden Silikonschlauch, durch das Spiel zwischen Stinger und Schlauch wird der größte dämpfende Effekt auf das strukturdynamische Verhalten in Biegerichtung erzeugt.



Abbildung 3.11: Gedämpfter Stinger, gefülltes Edelstahlrohr mit Silikonschlauch ummantelt [UAM21]

### Resultierender praktischer Versuchsaufbau

Aus den zuvor erläuterten einzelnen Bestandteilen ergibt sich der in Abbildung 3.12 dargestellte Versuchsaufbau in der Klimakammer. Technisch ist er von seinen Komponenten für einen Einsatz in trockenem und feucht konditioniertem Normklima

zwischen  $-30\text{ °C}$  und  $200\text{ °C}$  sowie zwischen  $10\text{ Hz}$  und  $10\text{ kHz}$  geeignet. Die Durchführung der Versuche ist in Kapitel 4.2.2 beschrieben.

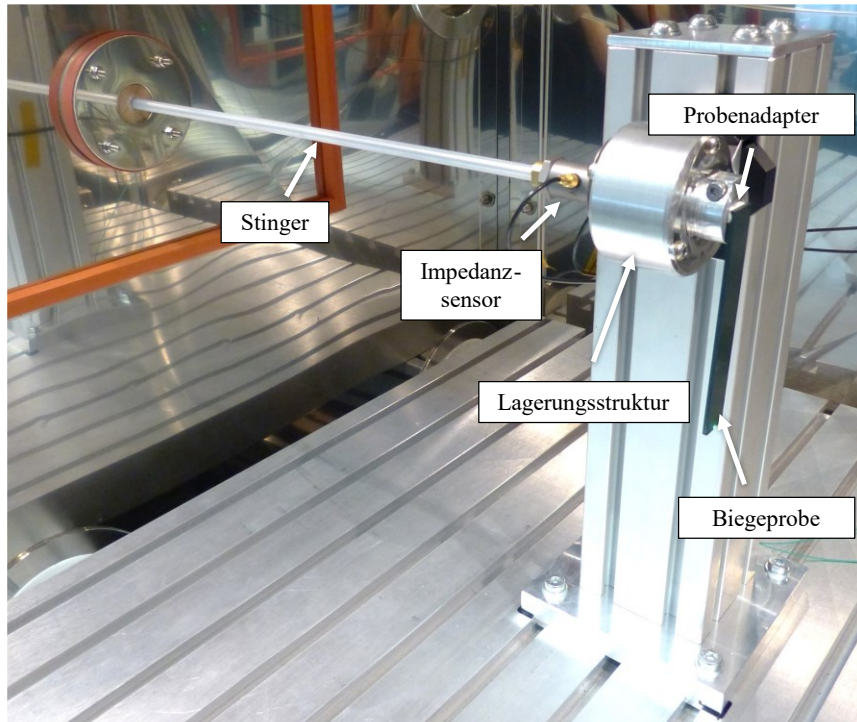


Abbildung 3.12: Resultierender Versuchsaufbau in Klimakammer [UAM21] [UM20]

### Grundlegende Annahmen

Dem vorgestellten Versuchsaufbau liegen folgende Annahmen zugrunde:

Aufgrund von Toleranzen in der Herstellung der Spritzgussplatten der Probekörper werden die unterschiedlichen realen Abmessungen in Länge und Höhe einer jeden Probe zur Bestimmung der individuellen Werkstoffeigenschaften verwendet. Da sich der Berechnungsansatz nach Bernoulli jedoch auf eine ideale Quadergeometrie bezieht, wird in der Höhe ein Mittelwert verwendet. Eine lokal unterschiedliche Länge wird ebenso vernachlässigt wie ein besonderer Einfluss der Oberflächenbeschaffenheit auf die Steifigkeit der Probe.

Durch Feuchtigkeitsaufnahme quillt das Formteil auf, dies hat einen Einfluss auf das Volumen und somit die Geometrie [FS17]. Eine Temperaturzunahme führt zu einem ähnlichen Effekt. Dieser Einfluss wird vernachlässigt und eine feste Geometrie bei Raumtemperatur unabhängig von den klimatischen Zuständen zur Auswertung der viskoelastischen Werkstoffeigenschaften verwendet. In der Klimakammer werden zeitlich und räumlich konstante Umgebungsbedingungen in Temperatur und Feuchtigkeit angenommen und Messunsicherheiten der integrierten Messfühler

vernachlässigt. Die Konditionierung der Werkstoffe wird nach DIN EN ISO 1110 [DIN98] bis zur Gewichtskonstanz durchgeführt. Eine messtechnische Prüfung findet nicht statt.

Die fest-freie Randbedingung gilt in der Anbindung der Probe an den Probenadapter als gegeben, es findet keine andere Bewegung als in uniaxialer Anregungsrichtung statt. Eine Anregungsbewegung an der festen Seite hat keinen Einfluss auf die Art der Lagerungsbedingung als Grundlage zur Auswertung der Werkstoffeigenschaften.

Zwischen Impedanzsensor und Probe treten keine Verluste durch Impedanz auf und die Probe ist fest an der Lagerungsstruktur befestigt, die Übertragungsfunktion charakterisiert das ideale Eigenschwingverhalten der Probe.

### **3.2 Modellierung der Viskoelastizität**

Nachfolgend wird beschrieben, wie das frequenzabhängige Steifigkeits- und Dämpfungsverhalten der kurzfaserverstärkten Kunststoffe in der FE-Berechnung modelliert wird.

Die Nutzung einer FE-Berechnung im modalen Raum ist für die Verwendung viskoelastischer Werkstoffeigenschaften nicht sinnvoll. Die Berechnung der Eigenfrequenzen erfolgt mittels eines linearisierten Elastizitätstensors. Dieser ist frequenzunabhängig und enthält nur elastische Werkstoffdaten einer einzigen diskreten Frequenz. Die hiermit im gesamten Frequenzspektrum bestimmten Eigenfrequenzen sind daher fehlerbehaftet. Eine Modellierung der Viskosität ist nur richtungsunabhängig und mit eingeschränkter Beschreibung der Frequenzabhängigkeit durch Modal- oder Rayleigh-Dämpfung durchführbar. Eine vollumfängliche Verwendung der zuvor charakterisierten viskoelastischen Werkstoffeigenschaften ist nicht möglich.

Um in jedem Frequenzinkrement genaue Steifigkeits- und Dämpfungswerte in der FE-Berechnung berücksichtigen zu können, muss daher eine dynamische Frequenzganganalyse verwendet werden. Diese ist zwar rechenaufwendiger im Vergleich zur Berechnung im modalen Raum, erlaubt jedoch die Aktualisierung der Steifigkeits- und Dämpfungsmatrix in jedem einzelnen diskreten Frequenzinkrement. Dadurch kann in jedem Inkrement eine Befüllung mit neuer und exakt zu der gegebenen Frequenz gültiger Werkstoffdaten erfolgen.

In den FE-Berechnungstools wird hierfür die direkte Eingabe des anisotropen, komplexen Elastizitätstensors  $E^*$  mithilfe der Kelvin-Voigtschen Notation des



Hookeschen Gesetzes verwendet. Hierbei wird der lineare Zusammenhang zwischen anliegender Dehnung  $\varepsilon$  und Verzerrung  $\gamma$  mit resultierender Normalspannung  $\sigma$  und Schubspannung  $\tau$  hergestellt, siehe Gleichung (3-12) [SSK18].

$$\begin{bmatrix} \sigma_{11} \\ \sigma_{22} \\ \sigma_{33} \\ \tau_{23} \\ \tau_{13} \\ \tau_{12} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} E_{11}^* & E_{12}^* & E_{13}^* & E_{14}^* & E_{15}^* & E_{16}^* \\ E_{21}^* & E_{22}^* & E_{23}^* & E_{24}^* & E_{25}^* & E_{26}^* \\ E_{31}^* & E_{32}^* & E_{33}^* & E_{34}^* & E_{35}^* & E_{36}^* \\ E_{41}^* & E_{42}^* & E_{43}^* & E_{44}^* & E_{45}^* & E_{46}^* \\ E_{51}^* & E_{52}^* & E_{53}^* & E_{54}^* & E_{55}^* & E_{56}^* \\ E_{61}^* & E_{62}^* & E_{63}^* & E_{64}^* & E_{65}^* & E_{66}^* \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \varepsilon_{11} \\ \varepsilon_{22} \\ \varepsilon_{33} \\ \gamma_{23} \\ \gamma_{13} \\ \gamma_{12} \end{bmatrix} \quad (3-12)$$

Der komplexe Elastizitätsmodul in einem Elastizitätstensor wurde in Abschnitt 2.1.1 beschrieben. Er setzt sich aus dem realen Speichermodul als elastisches Materialverhalten und dem imaginären Verlustmodul als viskoses Materialverhalten zusammen. Somit ist eine freie, uneingeschränkte Modellierung der frequenzabhängigen Steifigkeit und Dämpfung durch Befüllung des komplexen Elastizitätstensors mit den viskoelastischen Materialparametern möglich. Wie in Abschnitt 2.2.1 beschrieben, kann dies mit indirekter oder direkter Modellierung erfolgen.

Indirekt können viskoelastische Ersatzmodelle wie eine Prony-Reihe zusammen mit fraktionellen Ableitungen verwendet werden. Hiermit lassen sich die frequenzabhängigen Kennwertverläufe von Speicher- und Verlustmodul in jeweils einer globalen Funktion an die Versuchsdaten anpassen und approximieren. Bei einem isotropen Werkstoff ist dies eine gut zu implementierende und praktikable Lösung. Für einen Werkstoff werden jeweils eine Funktion für Speicher- und Verlustmodul in Abhängigkeit der Frequenz einmalig vorab berechnet. Gerade bei dieser einfachen Beschreibung zeigte sich jedoch in der Praxis, dass dies keinesfalls trivial und besonders rechenaufwendig in der Bestimmung der einzelnen Funktionsterme der Prony-Reihe ist. Die dreidimensionale Modellierung von Speicher- und Verlustmodul in Abhängigkeit von Orientierung und Frequenz mit einem indirekten Ersatzmodell birgt in jeder Hinsicht große Herausforderungen und Unsicherheiten.

Eine direkte Verwendung der viskoelastischen Werkstoffdaten bietet im Vergleich zur indirekten Modellierung eine höhere Genauigkeit, insbesondere wenn der Werkstoff ein orientierungsabhängiges Verhalten aufweist. Voraussetzung ist eine zuverlässige und umfangreiche Datenbasis in Frequenz und Orientierung. Das zuvor vorgestellte Versuchsverfahren zur direkten Charakterisierung bietet hierfür bisher nicht vorhandene Möglichkeiten. Bei konstanter Temperatur und Konditionierungszustand muss für

Speicher- und Verlustmodul jeweils eine ausreichend fein diskretisierte, dreidimensionale Materialkarte in Abhängigkeit von Orientierung und Frequenz vorliegen. Aus dieser werden für das jeweilige Frequenzinkrement die entsprechenden viskoelastischen Werkstoffdaten herausgesucht und der komplexe Elastizitätstensor eines jeden FE-Elements direkt befüllt.

### **3.3 Modellierung der makroskopischen Faserorientierungsabhängigkeit**

Im Folgenden wird das Materialmodell zur Beschreibung des makroskopischen, orientierungsabhängigen Werkstoffverhaltens kurzfaserverstärkter Kunststoffe erläutert und hergeleitet. Dieser ermöglicht eine Befüllung des Elastizitätstensors mit Speicher- und Verlustmodul auf Basis des Orientierungstensors zweiter Ordnung. Das Konzept wurde bereits in Teilen in dem Artikel [UM20] veröffentlicht.

#### Makroskopischer Ansatz und Annahmen

Bisherige mikroskopische Modellierungsansätze verwenden eine mehrstufige Homogenisierung. Diese ermöglicht sowohl die Modellierung des Interaktionsverhaltens einzelner Fasern mit der umgebenden Kunststoffmatrix als auch die überlagerte Abbildung aller in einem RVE vorkommenden Orientierungen mit einer Orientierungsverteilung vierter Ordnung. Sind die Materialeigenschaften des Matrixwerkstoffs bekannt, ist dies ein bewährtes Verfahren um das Verbundverhalten zu beschreiben.

Liegen jedoch durch ein geeignetes Versuchsverfahren umfangreiche Werkstoffeigenschaften des Verbundwerkstoffs selbst vor, kann ein Homogenisierungsschritt entfallen. Die Betrachtung und Beschreibung des orientierungsabhängigen Werkstoffverhaltens kann dann auf rein makroskopischer Ebene in einem RVE stattfinden. Das mikroskopische Faser-Matrix-Interaktionsverhalten muss nicht in seiner vollen Komplexität beschrieben werden, da das charakterisierte Verbundverhalten repräsentativ für die Gesamtheit der mikromechanischen Eigenschaften selbst ist. Dies stellt eine Vereinfachung in der Materialbeschreibung dar, die unabhängig von Fasergeometrie und Vernetzung des Matrixwerkstoffs auf unterschiedlichste Werkstoffe angewendet werden kann.

Eine vereinfachte zweidimensionale Betrachtung des RVE, wie in der Laminattheorie oder in der FE-Berechnung mit Shell-Elementen ist für spritzgegossene Bauteile im Allgemeinen nicht sinnvoll. Aufgrund der dreidimensionalen Faserorientierungsverteilung im Spritzgussprozess sowie der komplexen Geometrien bei spritzgegossenen Bauteilen kann nicht von einem zweidimensionalen Spannungszustand im makroskopischen RVE ausgegangen werden [Bar13]. Im makroskopischen Element wird daher die vorliegende Faserverteilung allgemeingültig dreidimensional in Raum und Orientierung betrachtet.

Hierfür müssen folgende grundlegende Annahmen erfüllt werden: Der aus der Prozesssimulation in das RVE übertragene Orientierungstensor zweiter Ordnung beschreibt die Faserorientierung ausreichend genau. Die Faserausrichtung im Element muss bei kleinen Verformungen konstant sein und der elastische Bereich des Werkstoffs darf nicht verlassen werden. Die makroskopische Homogenisierung setzt voraus, dass das Werkstoffverhalten konstant über ein RVE und all seine Knoten und Integrationspunkte ist. Die im Versuch generierten Verbundwerkstoffdaten müssen repräsentativ und valide zur Beschreibung des Werkstoffverhaltens sein. Alle im Versuch gemessenen Verbundwerkstoffdaten werden im makroskopischen Ansatz unabhängig von Faser- und Matrixmaterial identisch verarbeitet. Der Ansatz verwendet den komplexen Modul, er gilt also sowohl für den Speicher- als auch Verlustmodul und damit für Steifigkeit und Dämpfung gleichermaßen.

Zur vollständigen viskoelastischen Beschreibung des Werkstoffverhaltens werden weitere Materialeigenschaften benötigt. Dabei handelt es sich um die orientierungsabhängigen Querkontraktionszahlen  $\nu_{jk}$  und komplexen Schubmoduln  $G_{jk}^*$ . Da diese mit dem zugrunde liegenden Biegeresonanzverfahren nicht bestimmt werden können, werden geeignete vereinfachte Annahmen getroffen. Der komplexe Schubmodul wird zur Berücksichtigung von Frequenz, Temperatur, Konditionierungszustand sowie Orientierungsverteilung als Funktion aus komplexem Elastizitätsmodul sowie Querkontraktionszahl beschrieben. Für den enthaltenen komplexen Elastizitätsmodul werden die direkt im Versuch charakterisierten viskoelastischen Werkstoffdaten in Abhängigkeit der Orientierungsverteilung herangezogen. Da die dynamische Querkontraktionszahl generell schwer zu bestimmen ist, gelten Literaturwerte üblicherweise als ausreichend [Kre14]. Zur Einfachheit werden daher orientierungsabhängige Daten unabhängig von Frequenz sowie Temperatur und Konditionierungszustand verwendet [WWB01].

## Herleitung des Winkelkonzepts

Zur korrekten Modellierung des makroskopischen, orientierungsabhängigen Werkstoffverhaltens wird ein Winkelkonzept entwickelt, das eine Interpretation der Orientierungsverteilung mit einer allgemeinen, winkelabhängigen Beschreibung der Faserausrichtung ermöglicht.

Zunächst werden die verschiedenen Koordinatensysteme erläutert. Eine Darstellung ist in Abbildung 3.13 zu finden. Das betrachtete makroskopische RVE befindet sich in einem globalen xyz-Koordinatensystem (Schwarz). Jedes RVE erhält aus der gekoppelten Prozesssimulation einen Orientierungstensor zweiter Ordnung. Er ist das Ergebnis des Integrals der Orientierungsverteilungsfunktion und beschreibt vollständig dessen Orientierungszustand. Der Tensor besteht aus drei orthogonalen Eigenvektoren (rot), die ein Hauptachsensystem aufspannen und drei zugehörigen Eigenwerten (grün), die jeweils die Anteile der Faserverteilung in entsprechender Richtung beschreiben. Ihre Summe ist normiert auf den Wert 1 und lässt einen Rückschluss auf den prozentualen Faseranteil in Richtung der Eigenvektoren zu. Die Eigenvektoren sind nach der Größe der Eigenwerte sortiert, der 1-Vektor zeigt dabei im lokalen makroskopischen RVE immer in die Richtung der meisten Fasern.

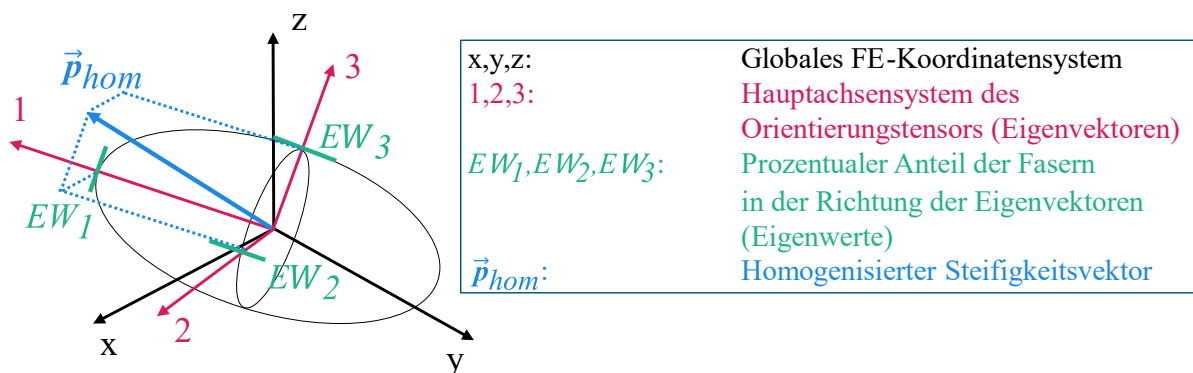


Abbildung 3.13: Koordinatensysteme des RVE und homogenisierter Vektor [UM20]

Das aufgespannte Hauptachsensystem lässt sich für die Maxima der Eigenwerte idealisiert betrachten und verstehen. Mit der Annahme  $EW_1 = 1$ , sind  $EW_2 = EW_3 = 0$ . Für diesen Fall liegen alle Fasern des RVE uniaxial in Richtung des 1-Vektors und es wirkt die größte Steifigkeitserhöhung durch die Fasern. Dementsprechend entspricht der 1-Vektor einer idealen Ausrichtung der Fasern und somit einem Winkel von  $0^\circ$  zum 1-Vektor. Mit der Annahme  $EW_2 = 1$  oder  $EW_3 = 1$  ist immer  $EW_1 = 0$ . In diesem Fall liegen alle Fasern des RVE ideal quer zur Richtung des 1-Vektors und die

Steifigkeitserhöhung durch die Fasern ist gering. Die Fasern des 2- oder 3-Vektors sind somit ideal  $90^\circ$  zum 1-Vektor ausgerichtet. Im idealen Zustand ist somit das Hauptachsensystem selbst transversalisotrop. Die realen Orientierungsverteilungen nehmen Werte zwischen den genannten Extremwerten ein und definieren einen lokalen Mischzustand in Form eines durch die Eigenwerte aufgespannten resultierenden homogenisierten Vektors  $\vec{p}_{hom}$  (Blau), siehe Abbildung 3.13. Dessen Orientierung ist charakteristisch für die makroskopische Viskoelastizität des RVE. Er wird durch zwei orthogonale Vektoren ergänzt, die ein homogenisiertes Koordinatensystem aufspannen. Um das individuelle, orientierungsabhängige Werkstoffverhalten des RVE interpretieren zu können, muss nun ein Zusammenhang zwischen dem Vektor  $\vec{p}_{hom}$  und einer allgemeinen Beschreibung des viskoelastischen Werkstoffverhaltens relativ zum Hauptachsensystem hergestellt werden.

Zum einen ist eine direkte Verwendung der Eigenwerte zur Modellierung des orientierungsabhängigen Verhaltens im Hauptachsensystem denkbar. Der erste Eigenwert beschreibt zwar allein den relativen Anteil der Fasern in Richtung des größten Anteils, er vernachlässigt jedoch den Einfluss der beiden anderen Richtungen, die im relativen Verhältnis zueinander ebenfalls einen Einfluss auf die Werkstoffeigenschaften in der ersten Richtung haben können. Zum anderen können winkelabhängige Beschreibungen verwendet werden. Denkbar sind klassische Ansätze wie von Advani in [Adv94], der die Orientierung einer einzelnen Faser durch die Kugel-Polarkoordinaten  $\phi$  und  $\theta$  des Vektors  $\vec{p}$  beschreibt. Alternativ ist eine Beschreibung über den direkten Winkel  $\phi$  zwischen dem 1-Vektor und  $\vec{p}_{hom}$  über den Richtungskosinus möglich. Beides ist in Abbildung A.3 in Anhang A.2 dargestellt.

Eine weitere und in dieser Arbeit schlussendlich verwendete Möglichkeit ist die Projektion von  $\vec{p}_{hom}$  in die 12- und 13-Ebene des Hauptachsensystems. Dies ist nachfolgend in Abbildung 3.14 dargestellt.  $\phi$  und  $\theta$  sind die relativen Abweichungen der resultierenden Projektionen des homogenisierten Vektors zwischen der idealisierten  $0^\circ$ - und  $90^\circ$ -Richtung und somit Winkel in einem idealisierten Faserorientierungssystem. Ein besonderer Vorteil dieser Darstellung ist, dass sowohl  $\phi$  als auch  $\theta$  Funktionszusammenhänge von jeweils zwei Eigenwerten in den Gleichungen (3-13) und (3-14) sind und der Berechnungsaufwand somit gering ist. Unter Verwendung des transversal isotropen Hauptachsensystems, entsprechen diese idealisierten Winkel von der Bedeutung den Rotationswinkeln einer einzelnen Faser in den klassischen mikromechanischen Ansätzen.

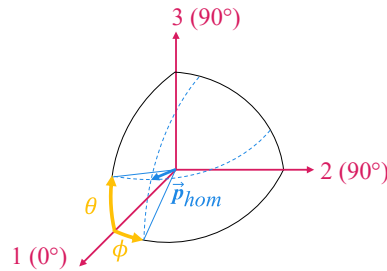


Abbildung 3.14: Winkeldarstellung projizierter Vektoren im Hauptachsensystem [UM20]

$$\tan(\phi) = \frac{EW_2}{EW_1} \quad (3-13)$$

$$\tan(\theta) = \frac{EW_3}{EW_1} \quad (3-14)$$

### Befüllung des Elastizitätstensors

Der zuvor entwickelte Zusammenhang zwischen dem Orientierungstensor zweiter Ordnung und den Winkeln  $\phi$  und  $\theta$  muss nun mit der Befüllung des Elastizitätstensors des RVE verknüpft werden. Datenbasis hierfür ist ein winkelabhängiger Elastizitätsmodul. Dieser ist beispielhaft in normierter Form in Abbildung 3.15 dargestellt.

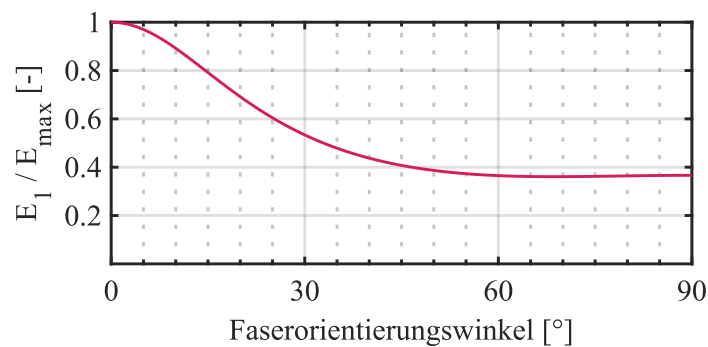


Abbildung 3.15: Prinzipieller, normierter Verlauf des Elastizitätsmoduls nach *Tandon & Weng* [TW84] in 1-Richtung und Rotation um einen Ausrichtungswinkel nach [Bow97]

Die durch den homogenisierten Vektor  $\vec{p}_{hom}$  definierten orientierungsabhängigen Werkstoffeigenschaften werden im transversal isotropen Hauptachsensystem des Orientierungstensors orthotrop beschrieben. Ein orthotropes Material zeichnet sich durch symmetrische Materialeigenschaften bezüglich drei senkrecht aufeinander stehender Ebenen aus. Diese Eigenschaft lässt sich für die kurzfaserverstärkten Kunststoffe ausnutzen, indem der Elastizitätstensor durch geschickte Betrachtung bezüglich der Orthotropie- oder Hauptachsen reduziert werden kann. Das Material lässt

sich durch insgesamt neun voneinander unabhängige, elastische Konstanten beschreiben: drei Querkontraktionszahlen  $\nu$ , drei Elastizitätsmoduln  $E$  und drei Schubmoduln  $G$ . Für inkompressible isotrope Werkstoffe gilt  $\nu = 0,5$ . Die Querkontraktionszahl ist für Kunststoffe nur für kleine Dehnungen konstant. Der reduzierte, orthotrope Elastizitätstensor und die Zusammenhänge mit den Querkontraktionszahlen sind nachfolgend in den Gleichungen (3-15) bis (3-17) dargestellt. [SSK18]

$$\begin{bmatrix} \sigma_{11} \\ \sigma_{22} \\ \sigma_{33} \\ \sigma_{12} \\ \sigma_{13} \\ \sigma_{23} \end{bmatrix} = \begin{pmatrix} \frac{1 - \nu_{23}\nu_{32}}{D} E_1^* & \frac{\nu_{13}\nu_{32} + \nu_{12}}{D} E_2^* & \frac{\nu_{12}\nu_{23} + \nu_{13}}{D} E_3^* & 0 & 0 & 0 \\ & \frac{1 - \nu_{13}\nu_{31}}{D} E_2^* & \frac{\nu_{21}\nu_{13} + \nu_{23}}{D} E_3^* & 0 & 0 & 0 \\ & & \frac{1 - \nu_{12}\nu_{21}}{D} E_3^* & 0 & 0 & 0 \\ & & & G_{12}^* & 0 & 0 \\ & & & & G_{13}^* & 0 \\ & & & & & G_{23}^* \end{pmatrix} \begin{bmatrix} \varepsilon_{11} \\ \varepsilon_{22} \\ \varepsilon_{33} \\ 2\varepsilon_{12} \\ 2\varepsilon_{13} \\ 2\varepsilon_{23} \end{bmatrix} \quad (3-15)$$

$$D = 1 - \nu_{12}\nu_{21} - \nu_{13}\nu_{31} - \nu_{23}\nu_{32} - 2\nu_{21}\nu_{32}\nu_{13} \quad (3-16)$$

$$\nu_{kj} = \frac{E_k^*}{E_j^*} \nu_{jk}; j, k := \{1, 2, 3\} \quad (3-17)$$

Da für die Querkontraktionszahlen Literaturwerte angenommen werden, müssen nur die komplexen Elastizitätsmoduln und Schubmoduln aus  $\vec{p}_{hom}$  im Hauptachsensystem des RVE bestimmt werden. Hierfür wird die Abweichung des homogenisierten Koordinatensystems relativ zum Hauptachsensystem betrachtet.

### Bestimmung des orthotropen Elastizitätsmoduls

$E_1^*$  bezeichnet den komplexen Elastizitätsmodul in der 1-Richtung des Hauptachsensystems. Dieser ist abhängig von den projizierten Winkelabweichungen  $\phi$  in der 12- und  $\theta$  in der 13-Ebene des  $\vec{p}_{hom}$  bezogen auf die Richtung 1. Hierzu werden die Elastizitätsmoduln entsprechend den beiden Winkeln aus der Materialkarte ausgelesen. Bei diesen handelt es sich nun um die wirkenden Steifigkeiten des RVE in der 1-Richtung aufgrund der gemittelten Faserabweichung jeweils in die 2- und die 3-Richtung. Um beide Anteile miteinander kombinieren zu können, müssen die Mengenanteile der Fasern entsprechend berücksichtigt und die Elastizitätsmoduln mit den Eigenwerten zueinander gewichtet werden. Somit ergibt sich der komplexe Elastizitätsmodul in Richtung des größten Faseranteils in Gleichung (3-18).

$$E_1^* = \frac{E^*(\phi) \cdot EW_2 + E^*(\theta) \cdot EW_3}{EW_2 + EW_3} \quad (3-18)$$

Um den komplexen Elastizitätsmodul  $E_2^*$  in der 2-Richtung des Hauptachsensystems zu bestimmen, werden die projizierten Winkelabweichungen des zweiten homogenisierten Vektors relativ zum 2-Vektor betrachtet. Diese Winkel beziehen sich im betrachteten Oktanten auf die 21- und 23-Ebene. Hieraus ergibt sich bei Betrachtung des transversal isotropen Hauptachsensystems, dass der resultierende Winkel der Faserorientierung in der 21-Ebene  $90^\circ - \phi$  beträgt. Der resultierende Winkel in der 23-Ebene ist hingegen immer  $90^\circ$ , unabhängig vom projizierten Vektor. Somit ergibt sich der komplexe Elastizitätsmodul in 2-Richtung mit Gleichung (3-19).

$$E_2^* = \frac{E^*(90^\circ - \phi) \cdot EW_1 + E^*(90^\circ) \cdot EW_3}{EW_1 + EW_3} \quad (3-19)$$

Umgekehrt verhält es sich bei Betrachtung des komplexen Elastizitätsmodul  $E_3^*$  in 3-Richtung des Hauptachsensystems. Die projizierten Winkel bezogen auf die 32- und 31-Ebene im Oktanten des dritten homogenisierten Vektors betragen  $90^\circ$  sowie  $90^\circ - \theta$ . Mit den Eigenwerten gewichtet ergibt sich der komplexe Elastizitätsmodul in 3-Richtung in Gleichung (3-20).

$$E_3^* = \frac{E^*(90^\circ) \cdot EW_2 + E^*(90^\circ - \theta) \cdot EW_1}{EW_2 + EW_1} \quad (3-20)$$

### Bestimmung des orthotropen Schubmoduls

Zur vollständigen orthotropen Beschreibung des viskoelastischen Werkstoffs im RVE wird zusätzlich der komplexe Schubmodul in den drei Ebenen des Hauptachsensystems benötigt. Zur Reduktion der Komplexität wird kein weiteres Versuchsverfahren verwendet, sondern stattdessen ein Funktionszusammenhang zwischen dem orientierungsabhängigen Elastizitätsmodul und der Querkontraktionszahl genutzt. Da jedoch keine eindeutige und allgemeingültige Formulierung in der Literatur existiert, wurden verschiedene Näherungen diskutiert.

Ein klassischer funktionaler Zusammenhang ist die transversal isotrope Definition des Quer-Quer-Schubmoduls in Gleichung (3-21) wie er beispielsweise auch in der Laminattheorie angewendet wird [Sch07]. Da jedoch nur das Hauptachsensystem selbst als transversal isotrop angenommen wird, trifft diese Annahme für das Materialmodell nur für den idealen Zustand  $EW_1 = 1$  zu, bei dem alle Fasern des RVE ideal in Richtung



des größten Faseranteils ausgerichtet sind. Für alle anderen Fälle der Orientierungsverteilung ist dieser Ansatz ungeeignet.

$$G_{\perp\perp}^* = \frac{E_{\perp}^*}{2 \cdot (1 + \nu_{\perp\perp})} \quad (3-21)$$

In der Literatur finden sich für orthotrope Materialien weitere Möglichkeiten wie der Ansatz von Huber [Hub23] in Gleichung (3-22) sowie einer verwandten Definition von Li und Barbic [LB14] in Gleichung (3-23). Diese verwenden den geometrischen Mittelwert der Elastizitätsmoduln.

$$G_{jk}^* = \frac{\sqrt{E_j^* E_k^*}}{2 \cdot (1 + \sqrt{\nu_{jk} \nu_{kj}})}; j, k := \{1, 2, 3\} \quad (3-22)$$

$$G_{jk}^* = \frac{E_j^* + E_k^*}{4 \cdot (1 + (\nu_{jk} + \nu_{kj})/2)}; j, k := \{1, 2, 3\} \quad (3-23)$$

Der von Landel et al. [LN93], Karwath et al. [KWK07] oder Hoffmann [Hof12] in Gleichung (3-24) verwendete Ansatz basiert hingegen auf der 45°-Methode. Bei diesem wird das Material unter einem Winkel von 45° zu seinen Orthotropieachsen belastet.

$$G_{jk}^* = \frac{E_j^* E_k^*}{E_j^* + 2\nu_{jk} E_k^* + E_k^*}; j, k := \{1, 2, 3\} \quad (3-24)$$

Alle Ansätze sind jedoch nur in einer einzigen Ebene gültig. Allgemeine, dreidimensionale Betrachtungen finden sich in der Literatur nicht. Diese sind jedoch gerade bei den spritzgegossenen, kurzfaserverstärkten Kunststoffen aufgrund der räumlichen Faserverteilung relevant und notwendig. In Kapitel 5.2.2 zeigt sich, dass die ermittelten Schubmoduln die Ergebnisse in und quer zur Richtung der meisten Fasern kaum beeinflussen, es bei Belastung zwischen den Orthotropieachsen allerdings zu signifikanten Abweichungen im Vergleich zum Versuch kommt. Gleichung (3-22) bis (3-24) sind daher nicht geeignet.

Die Definition des orthotropen Schubmoduls nach Kohnke [Koh89] in Gleichung (3-25) verwendet einen anderen Koeffizienten für den Elastizitätsmodul im Nenner der Funktion. Der mechanische Hintergrund hierfür verbleibt jedoch unklar und wird in der Quelle auch nicht erläutert. Weiterhin ist diese Näherung des Schubmoduls in der bekannten Literatur nicht erneut zu finden. In Kapitel 5.2.2 zeigen sich jedoch sehr gute

Ergebnisse, da auch Belastungszustände zwischen den Orthotropieachsen gut approximiert werden können. Daher wird trotz fehlender Belege in der Literatur diese Definition im komplexen Elastizitätstensor verwendet.

$$G_{jk}^* = \frac{E_j^* E_k^*}{E_j^* + 2\nu_{jk} E_j^* + E_k^*}; j, k := \{1, 2, 3\} \quad (3-25)$$

### 3.4 Bedatung des makroskopischen Materialmodells

Für die Nutzung des makroskopischen Materialmodells ist eine orientierungswinkelabhängige Beschreibung des viskoelastischen Werkstoffverhaltens notwendig. Nachfolgend werden daher Zweck und Methodik der Verknüpfung von Versuch und Modellierung erläutert. Dies wurde bereits in Teilen in [UM20] veröffentlicht.

#### Zweck der Homogenisierung

Für das in Kapitel 3.3 vorgestellte Materialmodell werden winkelabhängige, viskoelastische Werkstoffkennwerte analog des prinzipiellen Kurvenverlaufs in Abbildung 3.15 benötigt. Das in Kapitel 3.1 vorgestellte Versuchsverfahren ermittelt die viskoelastischen Werkstoffkennwerte an unterschiedlich orientierten Probekörpern aus Probestplatten, siehe Abbildung 3.2. Die Ausschnittorientierung entspricht jedoch nicht einer idealen Faserorientierung, wie sie im Materialmodell benötigt wird. Ursächlich ist der Spritzgussprozess, bei dem sich ein charakteristischer Querschnitt mit unterschiedlichen Orientierungen ausprägt. Hier sei auf die Erläuterung in Kapitel 2.2.2 verwiesen. Zusätzlich kann eine Variation der Orientierungsverteilung entlang des Fließkanals beobachtet werden. Beides ist beispielhaft in Abbildung 3.16 dargestellt.

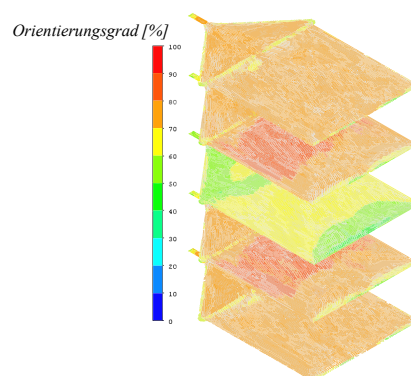


Abbildung 3.16: Symmetrischer Schichtaufbau einer Spritzgussplatte, Darstellung des  $EW_1$

Die aus der Spritzgussplatte ausgeschnittenen Probekörper besitzen somit eine Gesamtheit vieler individueller Orientierungsverteilungen in allen drei Raumrichtungen. Daher werden im Biegeresonanzversuch mehrere Orientierungsverteilungen in unterschiedlicher Richtung gleichzeitig charakterisiert, die sich zu einem individuellen Gesamtverbund überlagern [SSK18]. Es ergibt sich eine charakteristische, homogenisierte Orientierungsverteilung eines jeden spezifischen Probekörpers, der durch Variation der Ausschnittposition und -orientierung jedoch nur begrenzt einstellbar ist.

Ansätze wie das Reverse-Engineering galten bisher als einzige Möglichkeit, aus spritzgegossenen Prüfkörpern orientierungsabhängige Werkstoffkennwerte abzuleiten [SSK18]. Hierbei werden Versuche an Proben durchgeführt und in der FE-Berechnung nachmodelliert. Die Werkstoffeingangsdaten werden so lange iterativ angepasst, bis Versuch und Berechnung identische Ergebnisse liefern. Fehler aus dem Versuch werden über das Reverse Engineering miterfasst und auf das idealisierte Werkstoffverhalten in der FE-Berechnung übertragen. Daher wird eine Methode entwickelt, die eine direkte Bedatung des Materialmodells mit der an unterschiedlich orientierten Probekörpern charakterisierten Werkstoffeigenschaften ermöglicht. Hierfür wird die Orientierungsverteilung eines jeden Probekörpers homogenisiert und mit der idealisierten Winkelbeschreibung des Materialmodells verknüpft.

### Grundlegende Idee und Annahmen

Die grundlegende Idee bei der Bedatung des Materialmodells mit Experimentalkennwerten ist, dass alle Faserorientierungen in einem individuellen Probestab in ihrer Gesamtheit die resultierenden viskoelastischen Werkstoffeigenschaften bestimmen. Die Werkstoffdaten können somit einer homogenisierten Orientierung des Probestabs zugeordnet werden, die wiederum mit Hilfe des Materialmodells interpretiert und in einen resultierenden Winkel umgerechnet werden kann. Speicher- und Verlustmodul aus dem Versuch können somit in einer zweidimensionalen Darstellung über ihrem zugehörigen resultierenden Faserorientierungswinkel aufgetragen werden. Durch Charakterisierung von Probestäben unterschiedlicher Ausschnittrichtungen kann ein winkelabhängiger Verlauf der viskoelastischen Werkstoffeigenschaften dargestellt werden. Durch Interpolation kann dieser schließlich durch das Materialmodell interpretiert und auf beliebige Orientierungsverteilungen übertragen werden. In Winkelbereichen, in denen keine

Daten vorhanden sind, kann eine sinnvolle Extrapolation notwendig werden. Die homogenisierte Orientierung muss für jeden Probestab nur einmal bestimmt werden, da sie unabhängig von äußeren Einflussfaktoren wie Frequenz oder Temperatur und Konditionierungszustand ist. Basis ist eine kalibrierte Prozesssimulation, die mit Geometrie und Position der Probe in der Probenplatte verknüpft wird.

Basis für die Verknüpfung ist eine räumlich fein aufgelöste Orientierungsverteilung.  $\mu$ -CT-Untersuchungen sind zwar sehr genau, eine Analyse ist jedoch äußerst kostenintensiv und für große Biegeproben nicht mit ausreichend feiner Auflösung umsetzbar. Weiterhin wären die Daten nicht auf Komponenten übertragbar, da hiervon lediglich einfache Prozesssimulationen als Datenbasis vorliegen und die Diskrepanz zur erzeugten Materialkarte zu groß wäre. Daher ist es sinnvoller, eine ungenauere, dafür aber gleiche Datenbasis in Form des Modells der Prozesssimulation zu verwenden, die schlussendlich auf beliebige Geometrien übertragbar ist. Hierdurch sind die Winkelverläufe der charakterisierten viskoelastischen Werkstoffeigenschaften auf beliebige Orientierungsverteilungen anwendbar. Es wird angenommen, dass etwaige Abweichungen in der Orientierungsverteilung zwischen Realität und Berechnung durch Nutzung des gleichen Modells zur Prozesssimulation für andere Komponenten ebenfalls übertragen und so kompensiert werden. Die Ungenauigkeit des Modells ist dann in den Werkstoffkennwerten enthalten und mitberücksichtigt. Dies ist nicht nur bei thermoplastischen, sondern speziell bei duroplastischen Kunststoffen relevant, da die Prozesssimulationsmodelle die Vernetzung nicht abbilden können. Eine Kalibrierung des Modells mit realen Orientierungsverteilungen aus  $\mu$ -CT-Untersuchungen ist jedoch notwendig.

### Bestimmung der makroskopisch homogenisierten Orientierung

Grundlage der Methode ist die kalibrierte Prozesssimulation der Probenplatte sowie die genaue Geometrie und Position der Probekörper. Hierfür muss ein Abgleich mit einer  $\mu$ -CT-Messung stattfinden. Um eine ausreichend feine Auflösung der einzelnen Fasern zu gewährleisten, können nur kleine quaderförmige CT-Proben (5x5 mm) untersucht werden. Diese werden an repräsentativen Positionen der Probenplatte entnommen. Die Proben selbst können als einzelnes RVE angesehen werden. Das Ergebnis einer Auswertung ist ein in der Höhe sehr fein aufgelöster Orientierungstensor zweiter Ordnung. Ein Abgleich kann an den gleichen Positionen mit der in Höhenrichtung grob aufgelösten Prozesssimulation erfolgen. Auf dieser Grundlage werden nun die

Parameter der Prozesssimulation kalibriert, um die Verläufe der Orientierungsverteilung in den diskreten Abgleichpunkten möglichst genau wiederzugeben.

Mit einer kalibrierten Prozesssimulation kann nun die Orientierungsinformation mit Prozess-Struktur-Kopplung auf die Geometrie der Biegeproben übertragen werden. Hierfür wird der Probestab in Längs- und Querrichtung fein sowie in Höhenrichtung analog der maximalen Schichtanzahl aus der Prozesssimulation mit RVEs gleicher Größe modelliert. Die Geometrie sowie Position und Orientierung in der Spritzgussplatte muss exakt entsprechend der Realität abgebildet werden. Anschließend kann eine Übertragung der Orientierungsinformation vom Netz der Prozesssimulation auf das Netz des Probekörpers erfolgen. Als Ergebnis wird der Orientierungstensor zweiter Ordnung für jedes RVE des Probekörpers ausgegeben.

Unter der Annahme, dass jedes RVE gleichermaßen zum strukturdynamischen Gesamtverhalten des Probekörpers beiträgt, wird jeweils ein resultierender, homogenisierter Vektor analog Abbildung 3.13 berechnet. Dieser wird jedoch nicht in Relation zum lokalen Hauptachsensystem der Eigenvektoren betrachtet, sondern relativ zum globalen Koordinatensystem des Probestabs. Alle homogenisierten Vektoren aller RVE werden normiert, anschließend aufsummiert und erneut normiert. Damit ergibt sich für den gesamten Probestab ein resultierender homogenisierter Vektor  $\vec{p}_{hom,Probe}$  in Gleichung (3-26), der das strukturdynamische Gesamtverhalten des Werkstoffverbunds entsprechend dem Materialmodell repräsentiert.

$$\vec{p}_{hom,Probe} = \begin{pmatrix} p_1 \\ p_2 \\ p_3 \end{pmatrix} \quad (3-26)$$

Dieser kann nun entsprechend dem Winkelkonzept in Abbildung 3.14 in die  $xy$ - und  $xz$ -Ebene des globalen Koordinatensystems projiziert werden. Da er normiert ist, ist sein Betrag gleich dem Wert 1 und seine Komponenten  $p_1, p_2, p_3$  können wie die Eigenwerte des Winkelkonzepts verwendet werden. Damit ergeben sich für die projizierten Winkel die Zusammenhänge in den Gleichungen (3-27) und (3-28).

$$\tan(\phi) = \frac{p_2}{p_1} \quad (3-27)$$

$$\tan(\theta) = \frac{p_3}{p_1} \quad (3-28)$$

Der resultierende homogenisierte Winkel des einzelnen Probekörpers  $\psi$  in Gleichung (3-29) ergibt sich analog dem Gewichtungskonzept in Gleichung (3-18). Der komplexe Elastizitätsmodul wird als Funktion der Winkel  $\phi$  und  $\theta$  durch die Winkel selbst ersetzt und durch die Eigenwerte gewichtet.

$$\psi = \frac{\phi \cdot p_2 + \theta \cdot p_3}{p_2 + p_3} \quad (3-29)$$

Dieser homogenisierte Winkel  $\psi$  bezieht sich auf die gemittelte Faserabweichung des betrachteten Probekörpers in Relation zu der ersten Achse des globalen RVE Koordinatensystems. Er ist für verschieden orientierte Probekörper in Form eines Pfeils links in Abbildung 3.17 dargestellt. Er unterscheidet sich je nach Definition des globalen Koordinatensystems und der betrachteten Orientierung sowie Position in der Probenplatte. Gemeinsam für verschiedene Probenorientierungen aufgetragen ist der verbleibende Unterschied auf die lokal variierende Orientierungsverteilung der Fasern in der Platte zurückzuführen. Der resultierende und wirkende Faserorientierungswinkel je Probekörper ergibt sich aus der Abweichung zwischen dem homogenisierten Winkel und der Belastungsachse beziehungsweise Ausschnitttrichtung des entsprechenden Probekörpers, siehe beispielhaft links in Abbildung 3.17 für die 45°-Probe.

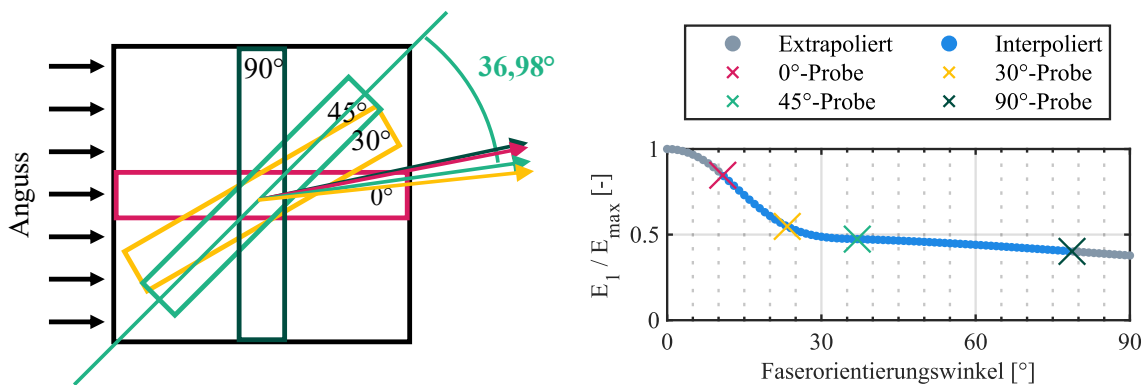


Abbildung 3.17: Links: Resultierende und wirkende Faserorientierungswinkel je Probekörper, Rechts: wirkende Faserorientierungswinkel aufgetragen gegenüber Speichermodul  $E'$  [UM20]

Um nun einen orientierungsabhängigen, zweidimensionalen Verlauf der viskoelastischen Werkstoffigenschaften darzustellen, werden die an den jeweiligen Proben charakterisierten Werkstoffdaten den zugehörigen Winkeln  $\psi$  zugeordnet. Dies ist beispielhaft rechts in Abbildung 3.17 für den resultierenden Winkel  $\psi = 36,98^\circ$  der 45°-Probe zu sehen. Zur qualitativen Abbildung des Winkelverlaufs der Werkstoffigenschaften sollten möglichst viele Proben unterschiedlicher Orientierung

vermessen werden. Dabei ist eine sinnvolle Einteilung der Ausschnitttrichtungen wichtig. Idealerweise sind diese so gewählt, dass eine lineare Interpolation kaum einen Informationsverlust bedeuten würde.

Die Extrapolation des Winkelbereichs größer der Orientierung der *Cross-Flow-Probe* ( $90^\circ$  zur Fließrichtung) sollte unproblematisch sein, da hier keine relevante Änderung der Werkstoffeigenschaften mehr zu erwarten ist. Für die Extrapolation des Winkelbereichs kleiner als der Winkel der *In-Flow-Probe* ( $0^\circ$  zur Fließrichtung) bildet sich jedoch ein besonderer Kurvenverlauf aus. Da eine unidirektionale Ausrichtung der Fasern beim Spritzguss in der Praxis nicht möglich ist, kann ein ideal orientiertes Werkstoffverhalten nicht direkt charakterisiert werden. Bei spritzgegossenen Bauteilen treten in der Praxis häufig nur Orientierungsverteilungen in Bereichen zwischen der In-Flow- und Cross-Flow-Probe auf. Eine sinnvolle Abschätzung eines Extrapolationsansatzes in Richtung  $0^\circ$  Faserorientierungswinkel ist dennoch wichtig, um eine universell gültige und vergleichbare Datenbasis zu erzeugen. Um den Verlauf über dem Winkel  $\psi$  analog zu dem des Ansatzes von *Tandon & Weng* in Abbildung 3.15 abzubilden, muss der extrapolierte Verlauf zu  $\psi = 0^\circ$  hin ebenfalls einen horizontalen Verlauf annehmen, siehe schematische Darstellung rechts in Abbildung 3.17. Der Extrapolationsansatz ist entsprechend zu gestalten. Hierauf wird in den praktischen Ausführungen in Kapitel 4.3 und in der Validierung in Kapitel 5.1.4 noch genauer eingegangen.

### 3.5 Zusammenfassung der Methodik

Die vorliegende Arbeit stellt eine makroskopische Methodik zur Charakterisierung sowie Modellierung linear-viskoelastischer Werkstoffeigenschaften kurzfaserverstärkter Kunststoffe vor. Kurzfaserverstärkte Probekörper unterschiedlicher Orientierung werden charakterisiert und anschließend zur Bedatung des Materialmodells mit der realen Orientierungsverteilung in einer Materialkarte verknüpft. Es werden konstante Umgebungsbedingungen in einem Frequenzbereich zwischen  $100\text{ Hz}$  und  $10\text{ kHz}$  betrachtet. Die Methodik ist universell auf kurzfaserverstärkte Thermo- und Duroplaste anwendbar. Eine schematische Übersicht ist nachfolgend in Abbildung 3.18 dargestellt. Diese beinhaltet die Vorgehensweise zur Erstellung der Materialkarte (blaue Pfeile) und zur Berechnung der Strukturodynamik mit der Orientierungsverteilung aus der gekoppelten Prozesssimulation (roter Pfeil).

Zur **Charakterisierung der viskoelastischen Werkstoffeigenschaften** werden zunächst quaderförmige Probekörper in unterschiedlicher Länge und Orientierung aus einer Spritzgussplatte ausgeschnitten. Sie werden mit temperaturbeständigem Klebstoff jeweils an einem Probenadapter möglichst dämpfungsfrei befestigt und in einer Klimakammer konditioniert. Die Umgebungsbedingungen Temperatur und Feuchtigkeit werden für die durchzuführenden Untersuchungen konstant gehalten. Der Probenadapter wird in die Lagerungsstruktur in der Klimakammer eingespannt. Ein Shaker regt von außerhalb den Prüfaufbau und damit den einseitig fest eingespannten Probekörper in Biegeschwingung an. Der Impedanzsensor am Versuchsaufbau erfasst die anregende Kraft. Ein 3D-Laservibrometer misst von außerhalb des Klimaprüfschranks die flächige Beschleunigung und Schwingform und berechnet die Resonanzkurve als kraftnormierte Übertragungsfunktion am Ende der Probe. Die Anregung erfolgt mit einem Sinus in einem Frequenzbereich zwischen 100 Hz und 10 kHz sowie einer Amplitude im linear-viskoelastischen Bereich.

Die **Auswertung der Resonanzkurve auf viskoelastische Werkstoffeigenschaften** erfolgt in zwei Schritten. Aus den Resonanzfrequenzen berechnet sich mit der Geometrie der Probe zunächst der frequenzabhängige Speichermodul. Mit der 3dB-Methode ergibt sich anschließend je Resonanz der Verlustfaktor und daraus wiederum der Verlustmodul.

Für die Bedatung des Materialmodells mit den Werkstoffdaten aus dem Versuch muss der charakteristische Querschnitt der spritzgegossenen, kurzfaserverstärkten Kunststoffe und ihre individuelle Orientierungsverteilung berücksichtigt werden. Hierfür wird eine mit einer  $\mu$ -CT-Messung kalibrierte **Spritzgussprozesssimulation** der Probenplatte benötigt. Die makroskopische Orientierungsverteilung der einzelnen Probekörper wird an ihrer Ausschnittposition in der Probenplatte aus der Prozesssimulation extrahiert und das entwickelte **makroskopische Materialmodell** darauf angewendet. Das Ergebnis ist ein homogenisierter Orientierungswinkel relativ zur Ausschnittorientierung der jeweiligen Probekörper, der charakteristisch für dessen individuelle viskoelastische Werkstoffeigenschaften ist.

Zur **Erstellung der Materialkarte** folgt je homogenisierter Orientierung der einzelnen Probekörper eine Mittelung und Inter- sowie Extrapolation der einzelnen Werkstoffdatenpunkte in Abhängigkeit der Frequenz. Anschließend wird der Winkelbereich betrachtet und je Frequenz eine Inter- sowie ebenfalls Extrapolation in



Abhängigkeit der Orientierung durchgeführt. Daraus ergibt sich eine dreidimensionale Materialkarte für jeweils Speicher- und Verlustmodul in Abhängigkeit von Frequenz und Orientierungswinkel je diskretem Temperatur- und Konditionierungszustand.

Für die Durchführung der **FE-Berechnung** wird die Orientierungsverteilung aus der Prozesssimulation durch Prozess-Struktur-Kopplung auf das FE-Netz der zu berechnenden Probe oder Komponente übertragen. Jedes FE-Element bekommt dabei einen individuellen Orientierungstensor zweiter Ordnung in Form von Eigenvektoren und Eigenwerten zugewiesen. Das programmierte **Materialmodell** befüllt den komplexen Elastizitätstensor je berechnetem Frequenzinkrement für jedes makroskopische FE-Element mit dem orthotropen Speicher- und Verlustmodul aus der Materialkarte entsprechend der lokalen Orientierungsverteilung. Der orthotrope Schubmodul ist dabei eine Näherungsfunktion aus dem charakterisierten orthotropen Elastizitätsmodul und den aus der Literatur stammenden orthotropen Querkontraktionszahlen.

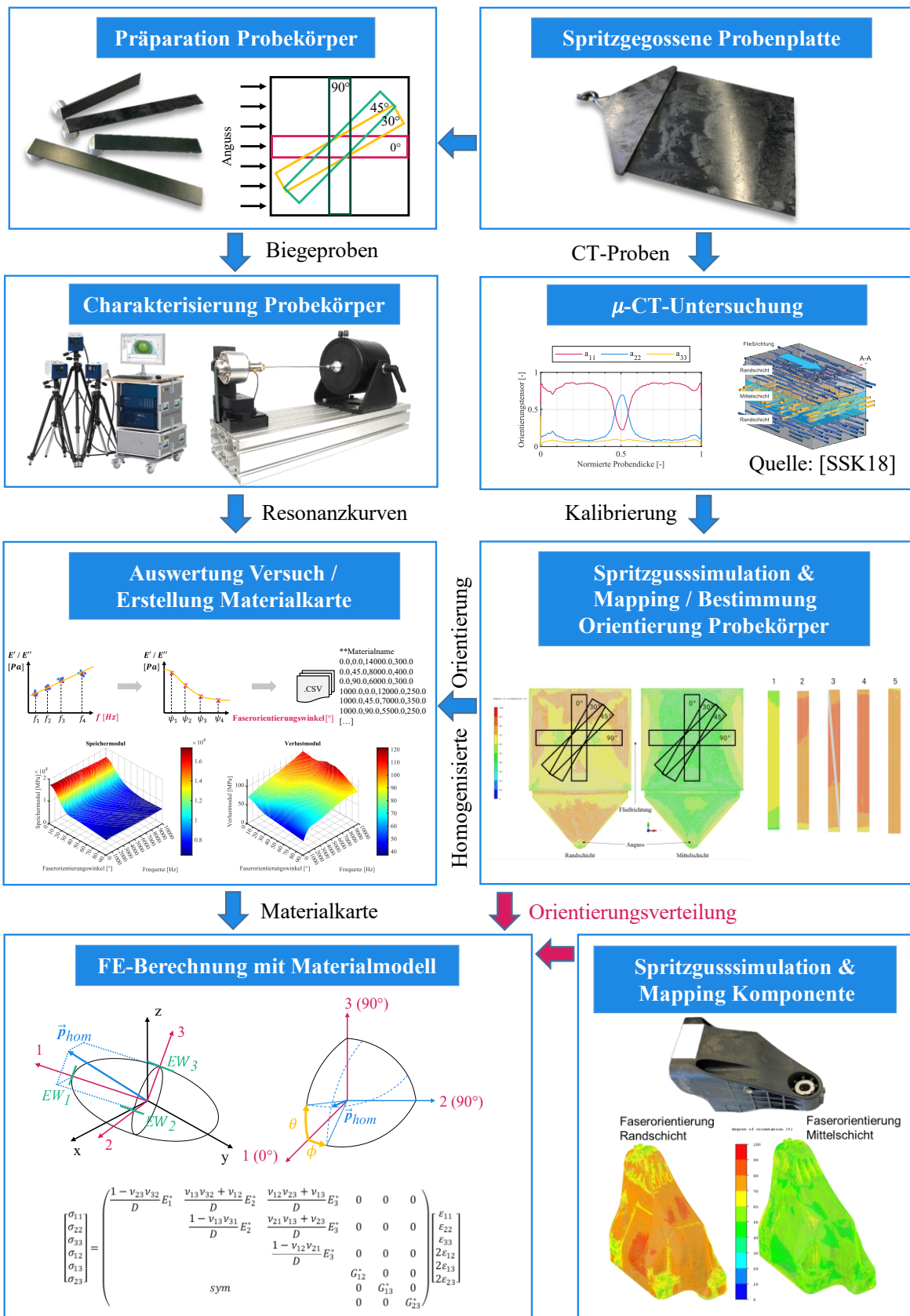


Abbildung 3.18: Schematische Übersicht der Methodik, blaue Pfeile: Allgemeine Methodik zur Erstellung der Materialkarte, rote Pfeile: Orientierungsverteilung für die FE-Berechnung

## 4 Durchführung

Dieses Kapitel befasst sich mit den für die Durchführung von Versuch und Berechnung notwendigen Informationen, die für den Vergleich und die Diskussion zur Validierung der Methodik im nachfolgenden Kapitel 5 benötigt werden. Beginnend mit den verwendeten Werkstoffen sowie den Präparations- und Konditionierungsmethoden wird anschließend die Durchführung der verschiedenen Versuche an Probekörpern und Motorträgern mit den jeweiligen Messeinstellungen erläutert. Die darauffolgende Auswertung der Biegeresonanzversuche und die Vorgehensweise für die Erstellung der Materialkarte werden dargestellt. Abschließend wird die Modellierung und Berechnung von Probekörpern und Motorträgern mit der Finite-Elemente-Methode und des programmierten Materialmodells erläutert.

### 4.1 Präparation & Konditionierung

Im Folgenden werden die Informationen bezüglich der verwendeten thermoplastischen und duroplastischen kurzfaserverstärkten Kunststoffe zusammengefasst. Neben den Werkstoffen selbst wird die Herstellung der Probekörper für die Biegeresonanz- sowie durchgeführte DMA-, CT- und Dichteanalysen und die verwendete Konditionierungsmethode erläutert. Anschließend wird dies ebenso für die verwendeten kurzfaserverstärkten Kunststoffmotorträger dargestellt.

#### 4.1.1 Probekörper

##### Werkstoffe

Im Rahmen dieser Arbeit wurde jeweils ein repräsentativer Vertreter der kurzglasfaserverstärkten thermoplastischen und duroplastischen Kunststoffe untersucht. Zum einen wurde für die Gruppe der Thermoplaste ein Polyamid 66 mit 50 % Gewichtsgehalt an Kurzglasfasern (PA66-GF50) untersucht. Hierbei handelt es sich um einen für Spritzgusskomponenten im Bereich des Antriebsstrangs von Kraftfahrzeugen eingesetzten und repräsentativen Werkstoff. Im Rahmen dieser Arbeit wird ULTRAMID A3WG10 von der Firma BASF AG sowie ZYTEL 70G50HSLA von der Firma DUPONT GMBH verwendet. Zum anderen wird für die Gruppe der Duroplaste ein Phenolharz mit

55 % Fasergewichtsgehalt (PF-GF55) untersucht. Hierfür wird VYNCOLIT X6952 der Firma SUMITOMO BAKELITE CO, LTD. HIGH PERFORMANCE PLASTICS verwendet.

Die von den Werkstoffherstellern zur Verfügung stehenden rechteckigen Spritzgussplatten (siehe beispielhaft in Abbildung 3.2) liegen in verschiedenen Abmessungen vor. Die Platten aus dem Werkstoff A3WG10 weisen die Abmessungen  $180 \times 180 \times 2 \text{ mm}$ , die Platten des Werkstoffs 70G50HSLA die Abmessungen  $100 \times 100 \times 3 \text{ mm}$  und die des X6952 die Abmessungen  $171,5 \times 171,5 \times 2 \text{ mm}$  auf. Alle Angaben beziehen sich auf die ideale Geometrie des Spritzgusswerkzeugs. Die reale Geometrie weicht hiervon üblicherweise ab. Um Probekörper aus den Spritzgussplatten herauszutrennen, wurde ein Trennschneider mit einer Kühlung auf Ölbasis verwendet. Der automatisch verfahrbare Tisch ermöglichte eine konstante, sehr langsame Schnittgeschwindigkeit von  $0,1 \text{ mm/s}$ . Dies ist entscheidend für die Herstellung von glatten Schnittkanten und gleichmäßigen Geometrien.

### $\mu$ -CT-Proben

Um die Faserorientierungsverteilung der Spritzgussplatte mit der Prozesssimulation vergleichen zu können, werden Probekörper für eine  $\mu$ -CT-Analyse benötigt. Für eine gute Auflösung der Kurzglasfasern wurden an repräsentativen Positionen kleine Probekörper mit den Abmessungen  $5 \times 5 \text{ mm}$  entnommen. Diese sind gleichmäßig über Länge und Breite der Platte verteilt, siehe beispielhaft Abbildung 4.1.

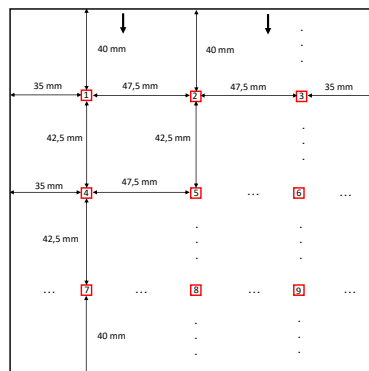


Abbildung 4.1: Entnahmepositionen der  $\mu$ -CT-Proben für den Werkstoff A3WG10, Pfeile sind Anguss

Für die anderen Werkstoffe wird auf Abbildung A.4 und Abbildung A.5 in Anhang A.3 verwiesen. Alle  $\mu$ -CT-Proben wurden einer einzigen Platte entnommen.

## DMA-Proben

Die DMA-Probekörper werden für den Vergleich mit dem Stand der Technik und der Validierung der im Biegeresonanzversuch erzeugten Materialkarte benötigt. Aufgrund des hohen Moduls der kurzfaserverstärkten Kunststoffe wird die DMA-Untersuchung im 3-Punkt-Biegeverfahren durchgeführt. Eine hierfür optimale Geometrie der Probekörper ist  $60 \times 10 \times 2 \text{ mm}$ , siehe Erläuterungen in Kapitel 2.1.2. Um faserorientierungsabhängige Werkstoffeigenschaften zu charakterisieren, wurden Proben in zwei unterschiedlichen Orientierungen entnommen. Im Vordergrund dieser Untersuchungen stand die Frequenz- und Temperaturabhängigkeit der Werkstoffeigenschaften. Daher sind hierfür die beiden Richtungen In-Flow und Cross-Flow ausreichend, um das mögliche Spektrum der Orientierungen abzudecken. Die verwendeten Entnahmepositionen sind beispielhaft für den Werkstoff A3WG10 in Abbildung 4.2 dargestellt.

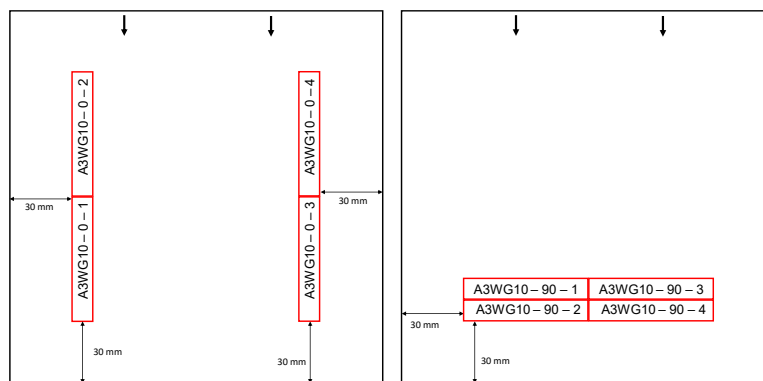


Abbildung 4.2: Entnahmepositionen der DMA-Proben für den Werkstoff A3WG10, Pfeile sind Anguss

Für die Positionen der anderen Werkstoffe wird auf Abbildung A.6 und Abbildung A.7 in Anhang A.3 verwiesen. Die Positionen in der Probenplatte sind gewählt, um eine gleichmäßige Faserorientierungsverteilung entlang der Probenlänge zu ermöglichen. Hierfür muss sich eine gleichmäßige Fließfront im Spritzgussprozess ausbilden. In-Flow ergibt sich dies erfahrungsgemäß in einem Bereich nah an der Außenkante, Cross-Flow in einem Bereich am Ende der Probenplatte.

## Biegeresonanzproben

Die quaderförmigen Biegeresonanzproben wurden in unterschiedlichen Orientierungen aus den Probenplatten präpariert. Um möglichst niedrige Eigenfrequenzen der Proben und somit ein breites Frequenzspektrum der Werkstoffeigenschaften zu erzeugen, wurde

zunächst immer die maximal mögliche Länge aus der gegebenen Größe einer Probenplatte verwendet, siehe Gleichung (3-8). Abgestimmt auf sowohl die gute Messbarkeit der Probe in der Klimakammer mit dem Laser, eine stabile Befestigung am Probenadapter sowie die Vermeidung von Torsionsresonanzen der Probekörper in einem breiten Frequenzbereich, wurde die Breite der Probekörper einheitlich auf 15 mm festgelegt. Die Höhe der Proben selbst ist abhängig vom verfügbaren Plattenmaterial. Um nicht nur ein weites, sondern auch dichtes Frequenzspektrum an Datenpunkten mit dem Biegeresonanzverfahren zu erzeugen, wurde zusätzlich eine kürzere Probenlänge verwendet. Hierdurch verschieben sich die Resonanzen zu höheren Frequenzen. Ein sinnvoller Wert hat sich in einer Verkürzung um 40 mm zur maximalen Probenlänge dargestellt, siehe Abbildung 4.3.

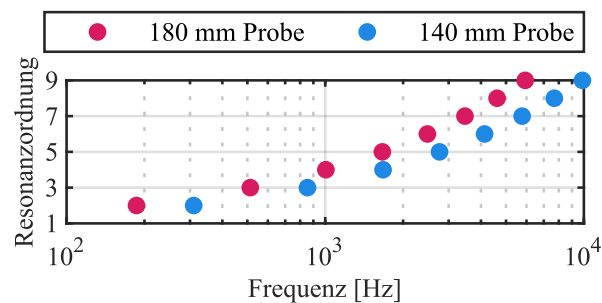


Abbildung 4.3: Berechnete Eigenfrequenzen fest-frei gelagerter A3WG10 0°-Probekörper nach Gleichung (3-8):  $E = 12,9 \text{ GPa}$ ,  $h = 2 \text{ mm}$ ,  $\rho = 1,568 \frac{\text{g}}{\text{cm}^3}$

Um mehrere vergleichbare Probekörper herzustellen, wurden diese an gleicher Position aus den Probenplatten präpariert. Die Anzahl der hergestellten Probekörper je Werkstoff, Länge und Orientierung konnte aufgrund der geringen Abweichung untereinander auf drei Stück begrenzt werden. Eine Prüfung der Streuung erfolgt in Kapitel 5.1.2. Für A3WG10 wurden Probekörper mit den Abmessungen 180x15x2 mm sowie 140x15x2 mm in den Orientierungen 0°, 30°, 45°, 90° zur Fließrichtung gefertigt. Die Entnahmepositionen sind in Abbildung 4.4 dargestellt. Für den Werkstoff X6952 wurden Probekörper mit den Abmessungen 170x15x2 mm und 130x15x2 mm in den Orientierungen 0°, 45°, 90° hergestellt, siehe Abbildung A.8 in Anhang A.3. Auf 30° orientierte Probekörper wurde aufgrund der geringen Unterschiede zur 0°- und 45°-Probe in der Faserorientierung verzichtet, siehe hierzu Kapitel 5.1.4. Die Probekörper des Werkstoffs 70G50HSLA wurden mit den Abmessungen 90x15x3 mm in den Orientierungen 0°, 30°, 45°, 90° gefertigt, siehe Abbildung A.9 in Anhang A.3. Aufgrund

der größeren Höhe und kürzeren Länge der Probenplatte ist eine Längenvariation nicht sinnvoll.

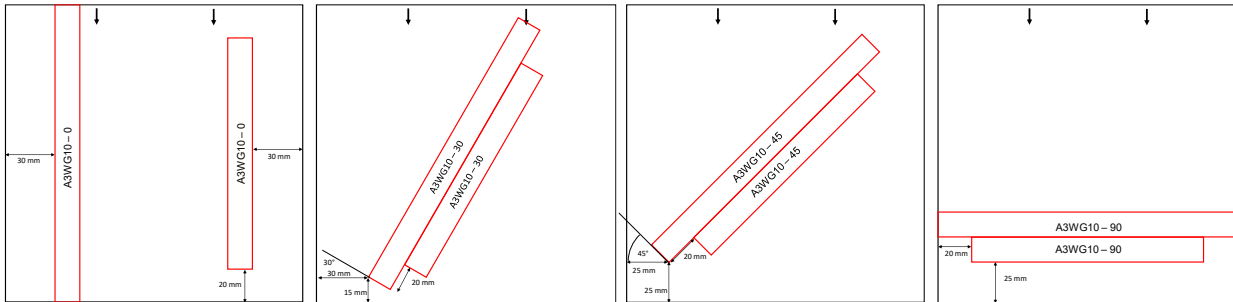


Abbildung 4.4: Entnahmeposition der Biegeresonanz-Proben für den Werkstoff A3WG10, Pfeile sind Anguss

Anschließend wurde jede Probe an einem eigenen Probenadapter befestigt, siehe Abbildung 3.5. Hierfür wurde der Zweikomponenten-Epoxidharzklebstoff UHU PLUS ENDFEST 300, UHU GMBH & CO KG als dünne Schicht auf der Fläche des Adapters aufgetragen und die Probekörper fixiert. Daraufhin wurde er bei 70 °C für eine Stunde ausgehärtet. Für weitere Informationen wird auf die grundlegenden Ausführungen der Methode in Kapitel 3.1.2 verwiesen.

#### 4.1.2 Motorträger

##### Geometrie und Gewicht

Für eine Validierung der Methodik wurde das Materialmodell auf spritzgegossene Motorträger übertragen und diese in ihrem strukturdynamischen Verhalten untersucht. Hierfür wurden zwei repräsentative, spritzgegossene Strukturbauteile des verbrennungsmotorischen Antriebsstrangs ausgewählt. Dabei handelt es sich zunächst um einen einkomponentigen Motorträger (1K-MT) aus dem Werkstoff A3WG10. Er dient als strukturtragendes und crashrelevantes Bauteil, das den Motor mit dem Motorlager verbindet und somit einen Hauptübertragungspfad für Körperschall darstellt. Er hat die Abmessungen  $214,0 \times 132,3 \times 141,5 \text{ mm}$ , ein Gewicht von  $754 \text{ g}$  und ist nachfolgend in Abbildung 4.5 dargestellt.



Abbildung 4.5: 1K-Motorträger aus dem Werkstoff A3WG10

Die Anwendbarkeit und Übertragbarkeit der Methodik auf duroplastische Kunststoffe wurden ebenfalls überprüft. Derzeit existieren keine bekannten nutzbaren Strukturkomponenten aus reinem Duroplast am Antriebsstrang. Daher wurde ein Spritzgussverbund aus kurzfaserverstärktem thermoplastischem und duroplastischem Kunststoff in Form eines zweikomponentigen Motorträgers (2K-MT) untersucht. Er hat die Abmessungen  $149,5 \times 132,4 \times 150,3 \text{ mm}$ , ein Gewicht von  $794 \text{ g}$  und ist in Abbildung 4.6 dargestellt. Im motorseitigen Bereich besteht er aus dem Thermoplast 70G50HSLA (schwarz) sowie im lagerseitigen Bereich aus dem Duroplast X6952 (grün). Im Spritzgussprozess wird zunächst der thermoplastische Teil gefertigt. In diesen wird im heißen Zustand anschließend der duroplastische Teil eingespritzt, der sich an der Oberfläche mit dem Thermoplast stoffschlüssig verbindet.



Abbildung 4.6: 2K-Motorträger aus 70G50HSLA (schwarz) und X6952 (grün)

#### $\mu$ -CT-Proben

Das Prozesssimulationsmodell der Thermoplaste wird direkt aus den  $\mu$ -CT-kalibrierten Probenplatten auf den 1K-MT übertragen. Der Duroplast hat hingegen kein eigenes Modell für die Prozesssimulation und greift auf das Modell des Thermoplast zurück. Dieses kann jedoch die komplizierten Vernetzungsreaktionen im Fließprozess nicht abbilden, siehe Kapitel 2.2.2. Eine Kalibrierung des Modells ist somit neben der Probenplatte auch zwingend an der Komponente notwendig. Aus dem 2K-Motorträger



wurden daher  $\mu$ -CT-Proben an unterschiedlichen Positionen entnommen, siehe links in Abbildung 4.7. Proben Nr. 1 und 2 befinden sich im duroplastischen Kern, Proben 3 und 4 in der thermoplastischen Außenhülle. Zusätzlich wurden Proben an drei Positionen der Grenzschicht zwischen Thermo- und Duroplast entnommen. Hiermit sollte der Übergang zwischen beiden Werkstoffen qualitativ betrachtet werden, um eine Aussage bezüglich der Kontakt-Modellierung in der FE-Berechnung zu ermöglichen. Diese sind rechts in Abbildung 4.7 dargestellt.

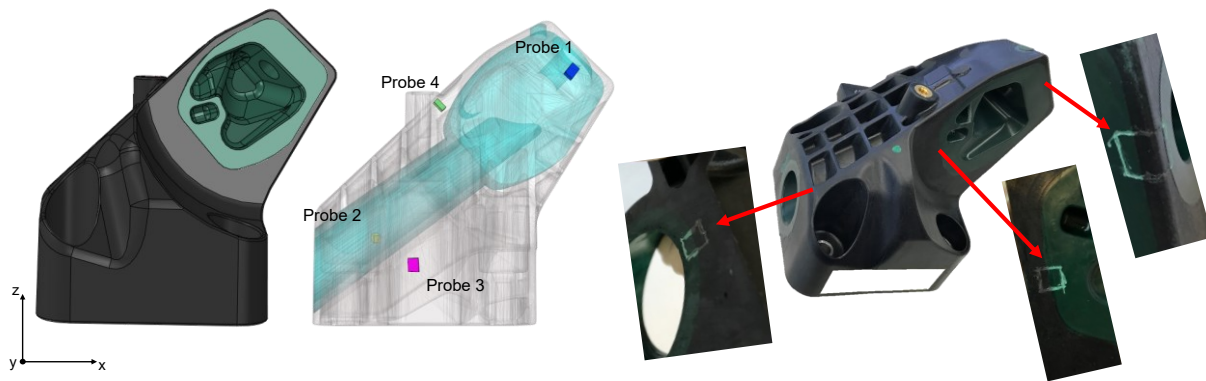


Abbildung 4.7: Entnahmeposition der  $\mu$ -CT-Proben des 2K-Motorträger, links: zur Überprüfung und Kalibrierung der Prozesssimulation: 1+2 (Duroplast) 3+4 (Thermoplast); rechts: zur Untersuchung der Kontaktschicht Thermo-/Duroplast: 5, 6, 7 (Von links nach rechts)

### 4.1.3 Konditionierung

Die Temperatur sowie die Konditionierung des Feuchtegehalts in den Proben und Motorträgern ist ein essenzieller Bestandteil zur Vergleichbarkeit und Übertragbarkeit der Ergebnisse. Insbesondere thermoplastische Kunststoffe können eine große Menge Feuchtigkeit aufnehmen und so ihre Werkstoffeigenschaften signifikant verändern. Kleine Änderungen und Unterschiede können jedoch ebenfalls einen relevanten Einfluss auf das strukturdynamische Verhalten haben. Im Gegensatz zur Temperatur kann der Feuchtegehalt in den Kunststoffen nicht einfach direkt bestimmt werden. Um eine Vergleichbarkeit des Werkstoffzustands zwischen den Proben und auch den Motorträgern herzustellen, wurde eine einheitliche Konditionierungsvorschrift verwendet.

Im Rahmen dieser Arbeit wurden zwei repräsentative Konditionierungszustände untersucht. Zum einen ist dies trocken, 0 % *relative Feuchtigkeit* (RH), sowie Normklima, 23 °C 50 %RH, siehe DIN EN ISO 291 [DIN08]. Nach DIN EN ISO 1110 [DIN98] wird

hierfür eine Konditionierung bis zur Gewichtskonstanz durchgeführt und mit einer Feinwaage überprüft. Die anschließende Lagerung findet bei konstanten Umgebungsbedingungen in der Klimakammer statt. Da jedoch ein konstantes Gewicht bei Lagerung in Normklima erst nach Wochen oder Monaten erreicht werden würde, wird stattdessen nach DIN EN ISO 1110 [DIN98] eine beschleunigte Konditionierung im freien Luftstrom bei 70 °C und 62 %RH bis zur Gewichtskonstanz durchgeführt. Für Probekörper mit einer Wandstärke von 2 mm sind hierfür laut Norm mindestens 32 Stunden notwendig, in der Praxis waren 3 Tage ausreichend. Für Motorträger mit einer Wandstärke von bis zu 5 mm wurde der entsprechend der Norm vorgegebene Zeitraum von etwas mehr als einer Woche verwendet. Für die Trocknung gibt es hingegen keine bekannte Vorgabe bezüglich der Temperatur aus einer Norm. Daher wurde die Trocknung bei 90 °C und 0 %RH bis zur Gewichtskonstanz in ähnlichen Zeiträumen wie die Konditionierung in Normklima durchgeführt.

Für die Probekörper in einem Gewichtsbereich  $< 10\text{ g}$  reichte zur Bestimmung der Gewichtskonstanz eine Feinwaage bis 100 g mit einer Genauigkeit von 1 mg aus. Die Motorträger weisen hingegen ein größeres Gewicht bis 794 g auf. Daher wurde hierfür der Konditionierungszeitraum der Norm als hinreichend genau angenommen.

## **4.2 Charakterisierung**

In diesem Kapitel werden sämtliche Informationen zu den durchgeführten Versuchen dargestellt. Zunächst werden die Voruntersuchungen in Form der Geometrie-, Gewichts- und Dichteanalysen der Biegeproben sowie die durchgeführten CT- und DMA-Untersuchungen zusammengefasst. Anschließend folgt eine ausführliche Beschreibung der durchgeführten Biegeresonanzversuche. Abschließend werden die Schwingungsanalysen der Motorträger dargestellt und erläutert.

### **4.2.1 Grundlegende Proben- und Werkstoffuntersuchungen**

#### Geometrie

Eine exakte geometrische Vermessung der Biegeprobekörper ist für zwei Aspekte von großer Bedeutung. Zum einen ist die genaue, effektiv frei schwingende Länge sowie die Höhe der einzelnen Proben relevant für die Berechnung des Speichermoduls nach Gleichung (3-8). Zum anderen ist die reale Geometrie essenziell für die Vergleichbarkeit von Versuch und Berechnung durch präzise Modellierung.

Eine Untersuchung der Abmessungen jeder einzelnen Biegeprobe erfolgte in Länge und Breite mit einem Uhren-Messschieber mit einer Genauigkeit von  $0,02\text{ mm}$ . Die Höhe wurde mit einer Bügelmessschraube mit einer Genauigkeit von  $0,01\text{ mm}$  gemessen. Die Gesamtlänge  $l_{gesamt}$  der Proben wurde mittig, die Klebelänge  $l_{kleb}$  am Probenadapter seitlich vermessen. Durch Subtraktion ergibt sich die frei schwingende Länge der Probe  $l_{eff}$ . Breite  $b$  und Höhe  $h$  wurden bei  $\frac{1}{4}$ ,  $\frac{1}{2}$  sowie  $\frac{3}{4}$  der Länge gemessen und anschließend gemittelt. Eine beispielhafte Übersicht ist in Tabelle 4.1 dargestellt. Die Geometrien aller verwendeten Probekörper sind in Anhang A.4 für A3WG10 in Tabelle A.1, für X6952 in Tabelle A.2 und für 70G50HSLA in Tabelle A.3 gelistet.

Probe	$l_{gesamt}$	$l_{kleb}$	$l_{eff}$	$b_1$	$b_2$	$b_3$	$b_{eff}$	$h_1$	$h_2$	$h_3$	$h_{eff}$
140 mm 0° Nr. 1	140,60	5,15	<b>135,45</b>	14,78	14,95	15,00	<b>14,91</b>	2,17	2,25	2,30	<b>2,24</b>
140 mm 0° Nr. 2	140,75	5,20	<b>135,55</b>	14,90	14,92	14,94	<b>14,92</b>	2,16	2,24	2,30	<b>2,23</b>
140 mm 0° Nr. 3	139,94	5,15	<b>134,79</b>	14,98	14,94	14,80	<b>14,91</b>	2,28	2,24	2,16	<b>2,23</b>

Tabelle 4.1: Beispielhafte Geometrie der A3WG10 Biegeproben in  $[mm]$ , 0°-Orientierung

### Gewicht

Die Gewichtskonstanz der thermoplastischen Biegeprobekörper in der Konditionierungsphase wurden mit einer Feinwaage mit einer Genauigkeit von  $1\text{ mg}$  überprüft. Eine beispielhafte Übersicht ist in Tabelle 4.2 zu finden. Die dargestellten Gewichte sind inklusive Probenadapter mit einer gewogenen Masse von  $5,145\text{ g}$ . Der prozentuale Unterschied zwischen in trockenem und in Normklima konditionierten Probekörpern bezieht sich auf die Probenmasse abzüglich Probenadapter und stellt die relative Feuchtaufnahme im Normklima dar. Diese entspricht in etwa den im Datenblatt der Werkstoffe angegebenen Werten von  $1,2\%$ , siehe [CAM22a] [CAM22b]. Die Gewichte aller thermoplastischen Probekörper sind in Anhang A.4 für A3WG10 in Tabelle A.4 und 70G50HSLA in Tabelle A.5 zusammengefasst. Der duroplastische Werkstoff X6952 wurde hierfür nicht näher untersucht, da er laut technischem Datenblatt keine relevante Menge Wasser aufnehmen kann, maximal  $0,06\%$  siehe [SBH22].

Probe	Gewicht Normklima	Gewicht trocken	Delta [%]
140 mm 0° Nr. 1	12,490	12,403	<b>1,20</b>
140 mm 0° Nr. 2	12,513	12,422	<b>1,26</b>
140 mm 0° Nr. 3	12,433	12,342	<b>1,27</b>

Tabelle 4.2: Beispielhafte Gewichte Probekörper mit Adapter A3WG10 in  $[g]$ , 0°-Orientierung

## Dichte

Die reale Dichte der Werkstoffe hat ebenso wie die Geometrie einen Einfluss auf die nach Gleichung (3-8) bestimmten Speichermoduln. Weiterhin wirkt sie sich auf die Modellierung des Materials und die korrekte Verarbeitung der Werkstoffdaten in der FE-Berechnung aus. Die Bestimmung erfolgte mit Eintauchverfahren nach DIN EN ISO 1183-1 [DIN19b]. Die Ergebnisse sind in Tabelle 4.3 zusammengefasst.

Werkstoff	Dichte Normklima gemessen	Dichte trocken gemessen	Dichte trocken lt. Datenblatt
A3WG10	1,585	1,566	1,56
70G50HSLA	1,587	1,569	1,57
X6952	-	1,734	1,70

Tabelle 4.3: Gemittelte gemessene Probendichte in  $[g/cm^3]$  [CAM22a] [CAM22b] [SBH22]

## CT

Als Grundlage der Kalibrierung der Prozesssimulation wird die Faserorientierungsverteilung mit einer  $\mu$ -CT-Untersuchungen analysiert. Hierfür wird ein 3D-nanoCT verwendet. Dessen Auflösung beträgt bei der gegebenen Probengröße von  $5 \times 5 \text{ mm}$  etwa  $3,5 \mu\text{m}$  und ist ausreichend um jede einzelne Faser in der *Region of Interest* (ROI) der Proben dreidimensional aufzulösen. Mit einer Analysesoftware lässt sich die ROI durch farbliche Unterscheidung der Grautöne zwischen Matrix und Faser automatisiert auf ihren Orientierungstensor zweiter Ordnung auswerten, siehe Abbildung 4.8. Der zugehörige Orientierungstensor ist in Abbildung 4.9 dargestellt.  $a_{11}$  bezieht sich auf den prozentualen Faseranteil in Fließrichtung,  $a_{22}$  zeigt in der Ebene quer dazu und  $a_{33}$  in Höhenrichtung. Sämtliche  $\mu$ -CT-Ergebnisse sind im Anhang A.4 in Abbildung A.10 ff. dargestellt.

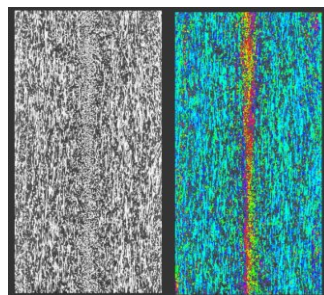


Abbildung 4.8: CT-Schnittbild A3WG10, Blick quer zur Fließrichtung, Höhenrichtung von links nach rechts, links: ROI aus CT-Scan, rechts: Faserorientierung eingefärbt, blau:

Fasern in Richtung  $a_{11}$ , rot: Fasern in Richtung  $a_{22}$ , Farbübergang: Orientierungen dazwischen

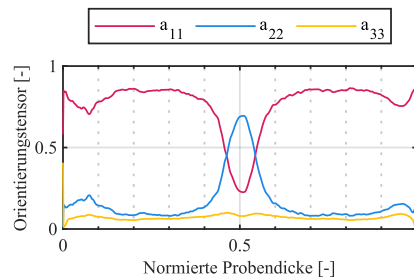


Abbildung 4.9: Beispielhafte  $\mu$ -CT Orientierungsverteilung A3WG10 Probe Nr. 1

### DMA

Die durchgeführten Untersuchungen mit DMA als Stand der Technik dienen den viskoelastischen Werkstoffeigenschaften aus dem Biegeresonanzversuch als Vergleichswerte. Für die Bewertung der Ergebnisse wurden sie in zwei Messkampagnen mit zwei unterschiedlichen Messgeräten in zwei unterschiedlichen Laboren durchgeführt. Zum einen handelte es sich um eine DMA Q800 der Firma TA INSTRUMENTS (DMA 1) und zum anderen um eine MCR 702 MULTIDRIVE der Firma ANTON PAAR GMBH (DMA 2). In beiden Versuchen wurde eine 3-Punkt-Biegung mit 50 mm Klemmlänge genutzt. Die Auslenkung wurde konstant bei 20  $\mu\text{m}$  (entspricht 1 % Auslenkung in Höhenrichtung) eingestellt und die anregende Kraft gemessen. Die Vorspannkraft lag bei 50 mN. Temperaturrampen von 2 °C pro Minute wurden bei einer konstanten Anregungsfrequenz von 1 Hz untersucht. Zusätzlich wurden in DMA 2 Frequenzvariationen bei konstanter Temperatur zwischen 0,1 Hz und 10 Hz in 5 °C Schritten untersucht. Hierbei wurde die Temperatur vor jeder Frequenzmessung für 10 Minuten konstant gehalten, um eine möglichst homogene Temperaturverteilung in der Probe zu gewährleisten. Eine Überwachung der Temperatur auf der Oberfläche oder innerhalb der Probe war nicht möglich, es wurde daher nur die Umgebungstemperatur in der Nähe der Probe gemessen. In beiden Geräten wurde für die Werkstoffuntersuchungen in trockener Umgebung eine druckluftgespülte Prüfkammer verwendet. Für Untersuchungen in Normklima wurden die Proben vorkonditioniert und in diesem Zustand in das Messgerät eingelegt. Lediglich DMA 2 hatte zusätzlich eine Möglichkeit zur Konditionierung der Prüfumgebung geboten, bei DMA 1 war die Feuchtigkeit unreguliert. Eine Übersicht der Versuche bietet Tabelle 4.4.

DMA	DMA 1		DMA 2		
Untersuchung	Temperatur	Temperatur	Temperatur	Temperatur + Frequenz	Temperatur + Frequenz
Werkstoff	A3WG10, X6952	A3WG10	A3WG10, 70G50HSLA	A3WG10, 70G50HSLA	A3WG10
Konditionierung	0 %RH	23 °C 50 %RH	0 %RH	0 %RH	23 °C 50 %RH
Temperaturbereich	-80 °C – 240 °C	-80 °C – 240 °C	-5 °C – 135 °C	-15 °C – 60 °C	-15 °C – 60 °C
Anregungsfrequenz	1 Hz	1 Hz	1 Hz	0,1 Hz – 10 Hz	0,1 Hz – 10 Hz
Konditionierung	0 %RH	0 %RH	0 %RH	0 %RH	50 %RH

Tabelle 4.4: Übersicht durchgeführter DMA-Versuche

#### 4.2.2 Biegeresonanzversuch am Probekörper

Die durchgeführten Messungen mit dem Biegeresonanzversuch wurden mit dem Versuchsaufbau aus Kapitel 3.1 durchgeführt.

Die Adapter an den vorkonditionierten Probekörpern wurden mit einem Schmiermittel benetzt und in die passgenaue Adapterhalterung am Versuchsaufbau eingeführt. Nach einer senkrechten Ausrichtung wurden sie mit einem Drehmomentschlüssel (Genauigkeit  $0,1 Nm$ ) mit einem Drehmoment von  $0,8 Nm$  befestigt. Dabei musste die Lagerungsstruktur gegenstabilisiert werden, um ein Knittern der Federbleche zu verhindern. Anschließend wurden der Stinger sowie die Federbleche durch leichtes Anstoßen auf Spannungsfreiheit geprüft, gegebenenfalls wurden deren Verschraubungen gelockert und wieder angezogen. Für die verwendete Messtechnik wird auf die Erläuterungen in Kapitel 3.1.2 verwiesen.

Die drei Messköpfe des 3D-Laserscanningvibrometers wurden in einem Kompaktstativ befestigt und vor dem Sichtfenster des Klimaprüfschranks positioniert, ohne die Kammer selbst zu berühren. Die Köpfe besitzen eine geringe Neigung zueinander, die eine räumliche Auflösung der Schwingungsbewegung der Messobjekte in der Klimakammer ermöglicht. Ihre räumliche Position und Ausrichtung wird mithilfe eines Referenzobjekts kalibriert und das Koordinatensystem relativ zum Messobjekt aufgespannt. Anschließend wurden am unteren Ende der Probe insgesamt drei Messpunkte entlang der Probenbreite verteilt. Dort befindet sich im fest-frei gelagerten Zustand immer ein Schwingungsbauch. Zur Berechnung der Übertragungsfunktion wurden diese gemittelt, um etwaige Fehler in der Symmetrie zu kompensieren.

Der Datenerfassungsmodus des Messsystems wurde auf *FFT* mit einer *komplexen Mittelung* der Übertragungsfunktion über sechs Messungen je Messpunkt eingestellt. Hierdurch können stochastische Einflüsse gefiltert und das Rauschen in der

Übertragungsfunktion reduziert werden. Der Versuchsaufbau selbst ist in einem Frequenzbereich zwischen 10 Hz und 10 kHz einsetzbar und wird in Kapitel 5.1.1 für diesen Bereich auch validiert. Die umfangreiche Charakterisierung der unterschiedlichen Werkstoffe, speziell das A3WG10, zur Erstellung der Materialkarten verlangt jedoch einen Kompromiss hinsichtlich der notwendigen Messzeit je Probe. Zugunsten der Quantität bei gleichzeitiger Erhaltung der Qualität wurde die Bandbreite auf 6,4 kHz beschränkt.

Aus folgenden Gründen ist dies für die Güte der Ergebnisse vorteilhaft: Der Abstand zu den maximal 10 kHz ist entlang der logarithmischen Frequenzachse gering. Für die Ableitung von Trends ist dieser Frequenzbereich daher ohne nennenswerten Informationsmehrwert. Des Weiteren ist der Frequenzabstand der Resonanzen zueinander in diesem Bereich besonders groß, wodurch kaum Datenpunkte den Verlauf ergänzen würden, siehe Abbildung 4.3. Weiterhin nimmt die Signalamplitude zu hohen Frequenzen hin besonders stark ab. Aufgrund der begrenzten Dynamik des Lasers führt dies zu einer deutlichen Abnahme der Signalqualität in diesem Frequenzbereich und mündet in einer größeren Streuung der ermittelten Werkstoffdaten. Um dies messtechnisch zu kompensieren, ist ein deutlich erhöhter Zeitaufwand für die Durchführung der Messungen notwendig. Der Frequenzbereich muss gegebenenfalls aufgeteilt und in zwei verschiedenen Messungen mit unterschiedlichen Messeinstellungen erfasst und analysiert werden. Schlussendlich sollen die ermittelten Werkstoffdaten auf Motorträger übertragen werden. Deren strukturdynamisches Verhalten spielt sich in einem Bereich bis höchstens 4,5 kHz ab, darüber ist die Strukturantwort gering und nicht von Bedeutung.

Der genutzte Messbereich beginnt bei 100 Hz, ab dieser Frequenz weisen sämtliche untersuchte Biegeproben ihre ersten auswertbaren Resonanzen auf, und endet bei 6,4 kHz. Die Abtastfrequenz wurde auf 16 kHz und die Anzahl der FFT-Linien auf 204800 festgelegt. Die resultierende Frequenzauflösung beträgt 31,25 mHz. Je Einzelmessung werden mit diesen Einstellungen 32 Sekunden benötigt. Die Gesamtmesszeit je Probe bei mindestens 18 Einzelmessungen der drei Messpunkte beträgt somit mindestens neun Minuten. Die Anregung erfolgte mithilfe eines *Periodic Chirp*-Frequenzhochlaufs. Dieser regt lediglich die einzelnen, diskreten Frequenzen des FFT-Spektrums an. Hierdurch werden *Leakage-Effekte* in der Signalverarbeitung vermieden und alle Frequenzen mit der gleichen Energie angeregt. Durch passende Messeinstellungen wird die Dynamik des Lasers bestmöglich ausgenutzt und der Signal-

Rausch-Abstand maximiert. Damit weder Übersteuerung durch zu große Amplituden bei niedrigen Frequenzen noch Rauschen durch zu geringe Amplituden bei hohen Frequenzen auftritt, wird ähnlich der Vorgehensweise von Damerau in [Dam08] eine Amplituden-Korrektur im Signalgenerator mit einer Exponentialfunktion durchgeführt. Sie ist in Abbildung A.15 in Anhang A.4 dargestellt und wird mit der Anregungsspannung in Verhältnis gesetzt.

Für den Werkstoff A3WG10 wurde ein dichtes Netz an Temperaturpunkten untersucht, um eine Vergleichbarkeit zu den durchgeführten DMA-Untersuchungen und dem charakterisierten Glasübergangsbereich ( $T_g$ ) herzustellen. X6952 und 70G50HSLA wurden in weniger Zustandspunkten untersucht, da sie nur für die Validierung von Relevanz sind. Eine Übersicht bietet Tabelle 4.5.

Werkstoff	A3WG10		X6952	70G50HSLA	
Konditionierung	0 %RH	23 °C 50 %RH	0 %RH	0 %RH	23 °C 50 %RH
Gemessene Temperatur	0 °C	-15 °C	23 °C	0 °C	23 °C
	10 °C	-7,5 °C	70 °C	10 °C	
	23 °C	0 °C	130 °C	23 °C	
	50 °C	7,5 °C		50 °C	
	60 °C	15 °C		70 °C	
	65 °C	20 °C		100 °C	
	70 °C	23 °C		130 °C	
	75 °C	25 °C			
	80 °C	27,5 °C			
	85 °C	30 °C			
	90 °C	32,5 °C			
	95 °C	35 °C			
	100 °C	37,5 °C			
	110 °C	40 °C			
	120 °C	42,5 °C			
	130 °C	45 °C			
		50 °C			
		55 °C			

Tabelle 4.5: Übersicht durchgeführter Biegeresonanzversuche, blau: unterhalb  $T_g$ , gelb: in  $T_g$ , rot: oberhalb  $T_g$ , Quelle Glasübergangsbereiche Thermoplast: [CAM22a] [CAM22b]

### 4.2.3 Schwingungsanalyse der Motorträger

Die in Kapitel 4.1.2 vorgestellten Motorträger wurden in der Klimakammer strukturdynamisch mit dem Ziel untersucht, in der FE-Berechnung die Übertragbarkeit der an Probekörpern charakterisierten Werkstoffeigenschaften auf Strukturbauteile zu überprüfen. Hierfür werden die Übertragungsfunktionen von Versuch und Berechnung in Frequenz und Amplitude verglichen. Um ausschließlich das Materialmodell selbst zu bewerten, wurde das strukturdynamische Verhalten der Motorträger in einer möglichst



ungedämpften, freien Lagerung mittels Seilaufhängung untersucht. Hierbei muss ein Kompromiss aus Steifigkeit und Dämpfung mit dem Ziel der minimalen Rückwirkung auf den Motorträger gefunden werden. Eine hohe Steifigkeit und niedrige Dämpfung der Seile reduziert die Dämpfung lokaler Schwingungsmoden im höheren Frequenzbereich, umgekehrt werden durch niedrige Steifigkeit und hohe Dämpfung globale Schwingungsmoden im niedrigeren Frequenzbereich nicht durch Verspannung beeinflusst. Um zusätzlich auch Untersuchungen bei hohen Temperaturen durchführen zu können, wurde daher eine Seilaufhängung aus Aramidfaser (Durchmesser 6 mm) gewählt. Die Seile wurden an einem auf der T-Nutenplatte in der Klimakammer montierten Tragrahmen befestigt, wodurch eine Schwingungsentkopplung von dem Klimaprüfschrank selbst gewährleistet wurde. Die Aufhängung ist für die beiden Motorträger in Abbildung 4.10 dargestellt.

Um weiterhin im notwendigen Temperaturbereich bis 130 °C beständig zu sein und den Motorträger räumlich in seiner Position zu fixieren, wurde als Anregungsquelle die Shaker-Stinger-Kombination des Biegeresonanzversuchs verwendet, siehe ebenfalls Abbildung 4.10.



Abbildung 4.10: Messaufbau frei gelagerte Motorträger, links: 1K-MT, rechts: 2K-MT

Um die Anregungskraft in die Struktur einzuleiten, wurde zur Befestigung des Impedanzsensors eine Klebkopfschraube mit dem für die Probekörper genutzten Zweikomponenten-Epoxidharzklebstoff UHU PLUS ENDFEST 300 befestigt. Hierfür wurde die gleiche Prozedur wie bei den Probekörpern durchgeführt. Zur bestmöglichen Einleitung der Schwingungsanregung wurde eine nicht zentrische Position mit einer dahinterliegenden Strukturrippe ausgewählt, siehe Abbildung 4.11

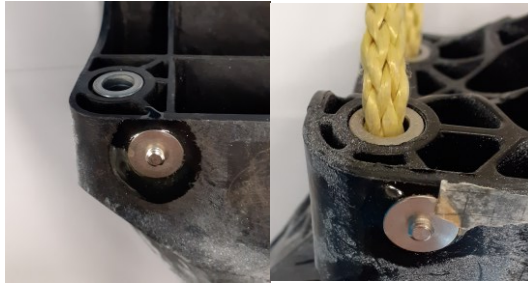


Abbildung 4.11: Position Klebkopfschraube, links: 1K-MT, rechts: 2K-MT

Um im Vergleich zu der senkrechten Fläche der Probekörper auch auf abgeschrägten Flächen der Motorträger eine hochwertige Signalqualität des Messlasers zu ermöglichen, wurden die Motorträger mit einem weißen Reflektorspray behandelt. Hierdurch wird das rückgestreute Laserlicht verstärkt. Da sich dreidimensionale, lokal begrenzte Schwingformen ausbilden, ist eine feine räumliche Erfassung der Oberflächen von allen Seiten erforderlich. Hierfür wurde ein temperaturbeständiger Spiegel eingesetzt, über den jede sichtbare Fläche nacheinander vermessen werden konnte. Anschließend wurden die Einzelmessungen durch *Stitching* zu einem phasensynchronen räumlichen Gesamtbild des Motorträgers zusammengesetzt.

Je Messung wurden etwa 150 Messpunkte in gleichmäßigem Abstand zueinander auf der sichtbaren Fläche definiert. Mittelungsanzahl, Bandbreite sowie Abtastfrequenz wurden identisch zu den Untersuchungen der Biegeproben gewählt. Der Messbereich wurde zur Reduktion der Messdauer zwischen 200 Hz und 4 kHz (1K-MT) oder 200 Hz und 4,5 kHz (2K-MT) festgelegt. Bei Betrachtung des gesamten Frequenzspektrums zeigte sich, dass im frei gelagerten Zustand nur in diesem Frequenzbereich messbare Schwingungsphänomene für einen Vergleich mit der Berechnung vorhanden sind. Die Anzahl der FFT-Linien wurde zugunsten einer verkürzten Messdauer auf 12800 festgelegt, was eine Frequenzauflösung von 500 mHz ergibt. Dies ist ausreichend genau, da die Übertragungsfunktion nur als Referenz zur Bewertung von Resonanzfrequenzen und -amplituden und nicht zur Auswertung von Werkstoffeigenschaften aus dem exakten Kurvenverlauf verwendet wurde. Die Messzeit beträgt somit je Einzelmessung 2,56 Sekunden, die Gesamtmesszeit je Seite bei insgesamt über 900 Einzelmessungen summiert sich auf mindestens 38 Minuten. Die Anregung erfolgte wie im Biegeresonanzversuch mit einem *Periodic Chirp*-Frequenzhochlauf und einer zugeschalteten Amplitudenkorrektur.

Die Motorträger wurden in verschiedenen Temperatur- und Konditionierungszuständen untersucht. Eine Übersicht ist nachfolgend in Tabelle 4.6 dargestellt.

Komponente (Werkstoff)	1K-MT (A3WG10)		2K-MT (70G50HSLA/X6952)	
	0 %RH	23 °C 50 %RH	0 %RH	23 °C 50 %RH
Gemessene Temperatur	23 °C	0 °C	23 °C	23 °C
	70 °C	23 °C	70 °C	
	130 °C	50 °C	130 °C	

Tabelle 4.6: Übersicht durchgeführter Versuche Motorträger, blau: unterhalb  $T_g$ , gelb: in  $T_g$ , rot: oberhalb  $T_g$ , Quelle Glasübergangsbereiche Thermoplast: [CAM22a] [CAM22b]

Es wurden repräsentative Messpunkte unter, in und oberhalb des Glasübergangsbereichs der Werkstoffe ausgewählt, die eine Validierung der Übertragbarkeit des Materialmodells auf komplexe Geometrien ermöglichen.

### 4.3 Erzeugung der Materialkarte

In diesem Kapitel wird die Methode zur Erzeugung der Materialkarte aus den durchgeführten Bieeresonanzversuchen erläutert. Neben der Auswertung der Versuche werden die Schritte zur Bestimmung einer homogenisierten Orientierung je Probestab dargestellt. Anschließend folgt die Mittelung sowie Inter- und Extrapolation der viskoelastischen Werkstoffeigenschaften in Frequenz und Orientierung. Abschließend wird die Herkunft der restlichen Materialdaten zur vollständigen viskoelastischen Beschreibung des Werkstoffs erläutert.

#### Auswertung des Bieeresonanzversuchs

Zur Auswertung des Bieeresonanzversuchs wurde die Übertragungsfunktion aus resultierender Beschleunigung und anregender Kraft mit der dem Laser zugehörigen Mess- und Analysesoftware PSV 9.5 der Firma POLYTEC GMBH berechnet und anschließend analysiert. Hiermit kann eine einfache Bestimmung der Parameter in den Resonanzen für die Berechnung der viskoelastischen Werkstoffeigenschaften erfolgen, siehe Abbildung 4.12. Der gemessene Verlauf (rote Kurve) wird interpoliert (blaue Kurve) und die Resonanzfrequenz  $f_{max}$  sowie die Halbwertsbreite  $-3dB$  berechnet.

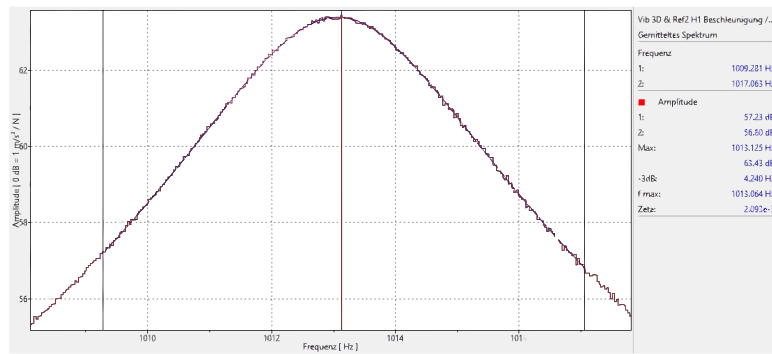


Abbildung 4.12: Auswertbare Resonanz, rot: Gemessene Übertragungsfunktion, blau: Interpolierte und ausgewertete Übertragungsfunktion, Amplitude in dB über Frequenz

Die in Abbildung 4.12 dargestellte Resonanz ist symmetrisch sowie unbeeinflusst von einer Modenkopplung und kann daher auf viskoelastische Werkstoffeigenschaften für die gegebene Resonanzfrequenz ausgewertet werden. In Abbildung 4.13 ist ein Gegenbeispiel dargestellt. Hier bildet sich aufgrund einer Modenkopplung der Biegeresonanz des Probekörpers mit einer anderen Resonanz in dem betrachteten Frequenzbereich eine Doppelspitze aus. Die gesuchte Biegeresonanz ist nicht eindeutig von dem benachbarten Schwingungsphänomen zu trennen. Daher können Resonanzfrequenz und Halbwertsbreite nicht zur Auswertung der viskoelastischen Werkstoffeigenschaften verwendet werden. Die betreffende Resonanz wird ausgelassen.

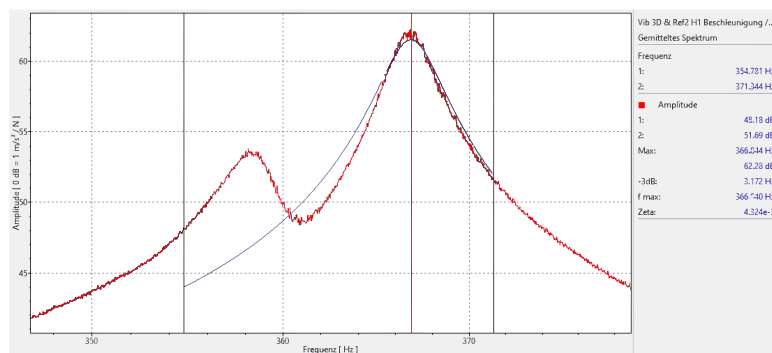


Abbildung 4.13: Nicht auswertbare Resonanz, rot: Gemessene Übertragungsfunktion, blau: Interpolierte und ausgewertete Übertragungsfunktion, Amplitude in dB über Frequenz

Zur Bestimmung des Speichermoduls nach Gleichung (3-8) wurden je Werkstoff die real gemessenen Werte für die Werkstoffdichte, die frei schwingende Probenlänge sowie die gemittelte Höhe aus Kapitel 4.2.1 verwendet. Zusammen mit dem Verlustfaktor aus Gleichung (3-10) wurde der Verlustmodul nach Gleichung (3-11) bestimmt. Beide Moduln wurden mit der zugehörigen Resonanzfrequenz sowie Temperatur und Konditionierungszustand in einer Datenbank zur weiteren Verarbeitung abgelegt.

### Bestimmung der homogenisierten Orientierung

Die Bestimmung der homogenisierten Orientierung der Probekörper erfolgt auf Basis der entwickelten Methode in Kapitel 3.4. Den unter verschiedenen Winkeln ausgeschnittenen Probekörpern wird eine gemittelte Gesamtorientierung entsprechend dem Materialmodell zugeordnet. Hieraus kann ein von der realen Faserorientierung der Probekörper abhängiger Verlauf von Speicher- und Verlustmodul bestimmt werden.

Die Basis hierfür sind Prozesssimulationen der Probenplatten. Da die zugrunde liegenden Modelle die realen Vorgänge während des Spritzgussprozesses nicht immer mit hinreichender Genauigkeit abbilden können, wurden Prozessparameter wie Viskositätskurven und thermische Kennwerte kalibriert. Hierfür wurde ein Abgleich der Orientierungsverteilung zwischen Prozesssimulation und  $\mu$ -CT-Messung aus Kapitel 4.2.1 durchgeführt und die Prozessparameter iterativ angepasst. Dies wurde im Rahmen dieser Arbeit durch die Firma PART ENGINEERING GmbH mit der Software CADMOULD der Firma SIMCON GMBH durchgeführt und ist in Abbildung A.16 ff. in Anhang A.5 dargestellt. Für die thermoplastischen Werkstoffe wurde ein Modell nach *Folgar-Tucker* verwendet. Eine Herausforderung bestand in der Berechnung des Werkstoffs 70G50HSLA. Das Geschwindigkeitsprofil über den Querschnitt konnte mit dem Modell nicht hinreichend genau abgebildet werden. Als Ergebnis wurde daher ein Kompromiss der Genauigkeit zwischen Randschicht und Mittelschicht gewählt. Für den Duroplast wurde zur näherungsweisen Abbildung der Reaktionskinetik ein Gummi-Modell nach *Deng-Isayev* [ID88] verwendet und auf die  $\mu$ -CT-Daten der Faserorientierung hin angepasst, da keine entsprechenden Werkstoffkennwerte bekannt waren.

Um die Orientierungsinformationen auf die Probestäbe zu übertragen, wurde die Prozess-Strukturkopplungs-Software CONVERSE verwendet. Hierfür wurde zunächst die ideale Geometrie der Biegeproben in der CAE-Software ABAQUS, DASSAULT SYSTÈMES SE analog Abbildung 4.4 mit Elementen mit der Größe  $2,5 \times 2,5 \times 0,2 \text{ mm}$  nachgebildet. Anschließend wurde darauf das Mapping der zehn Schichten aus der Prozesssimulation durchgeführt. Aus den Eigenvektoren und Eigenwerten wurde je Probekörper ein arithmetisch gemittelter Orientierungswinkel berechnet. Die Ergebnisse sind nachfolgend in Tabelle 4.7 zusammengefasst. Sie wurden anschließend den entsprechenden Probekörpern als Faserorientierungswinkel in der Materialkarte zugeordnet.

Werkstoffe/Probenwinkel	0°	30°	45°	90°
A3WG10	10,82°	23,36°	36,98°	78,74°
70G50HSLA	15,99°	28,82°	37,49°	73,55°
X6952	23,62°	-	31,88°	65,49°

Tabelle 4.7: Ergebnisse homogenisierte Orientierung der idealisierten Biegeproben

### Inter- und Extrapolation der Werkstoffeigenschaften

Die Speicher- und Verlustmoduln liegen als einzelne diskrete Punkte in Abhängigkeit der homogenisierten Orientierung sowie der Frequenz vor. Eine beispielhafte 3D-Darstellung bei diskretem Temperatur- und Konditionierungszustand ist in Abbildung 4.14 zu sehen.

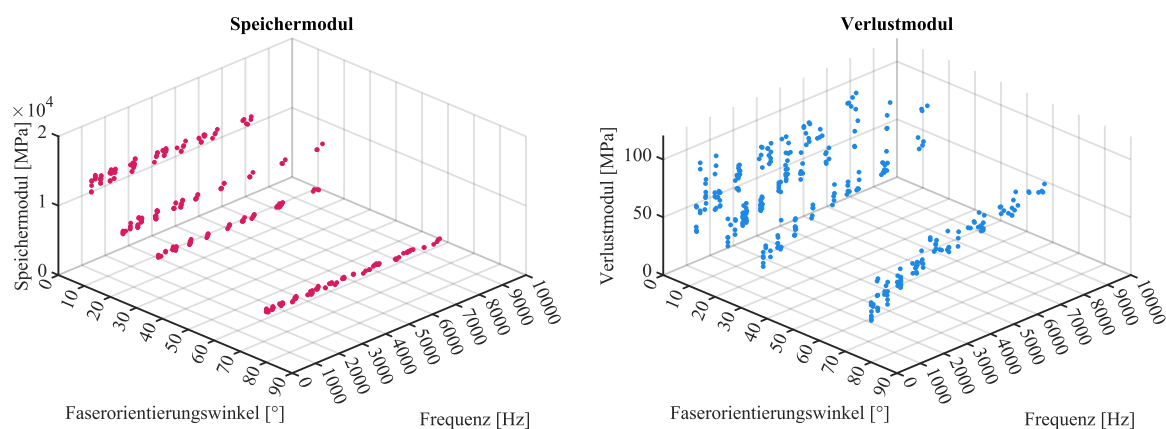


Abbildung 4.14: Beispielhafter 3D-Plot Messdatenpunkte A3WG10 23 °C 0 %RH

Für die FE-Berechnung müssen je Frequenzinkrement die viskoelastischen Werkstoffeigenschaften in Abhängigkeit der Faserorientierung vorliegen. Hierdurch kann das Materialmodell auf jedes FE-Element angewendet und der komplexe Elastizitätstensor in Abhängigkeit der individuellen Orientierungsverteilung mit Speicher- und Verlustmodul befüllt werden. Die diskreten Datenpunkte ermöglichen noch keine eindeutige Zuordnung der Werkstoffeigenschaften zu jeder denkbaren Kombination aus Frequenz und Faserorientierung, siehe einzelne Streubänder der Messdatenpunkte in Abbildung 4.14. Daher ist eine Mittelung sowie Inter- und wo möglich auch Extrapolation zwingend notwendig

Die prinzipielle Vorgehensweise zur Erstellung der Materialkarte ist nachfolgend in Abbildung 4.15 dargestellt. Für jede einzelne Materialkarte wird grundsätzlich von einem konstanten Temperatur- und Konditionierungszustand ausgegangen. Zunächst wurden die einzelnen aus dem Versuch stammenden Speicher- und Verlustmoduln im Frequenzbereich betrachtet. Die Werkstoffdaten wurden in diskreten

Frequenzabschnitten arithmetisch gemittelt und anschließend mit einer kubischen Spline-Funktion interpoliert, um auch bei großer Streuung eine möglichst stabile Funktion zu erzeugen. Da die Werkstoffdaten je nach Material in etwas unterschiedlichen Frequenzbereichen vorliegen, wird für vergleichbare Ergebnisse ein geringes Maß an Extrapolation im Frequenzbereich benötigt. Unterhalb des ersten und oberhalb des letzten Frequenzdatenpunktes der gemittelten Werkstoffeigenschaften erfolgt die Fortsetzung des Kurvenverlaufs daher ebenfalls kubisch. Anschließend wurde mit den frequenzabhängigen Kurvenverläufen vom Frequenz- in den Winkelbereich gewechselt. Je nach Werkstoff liegen für jedes Frequenzinkrement drei bis vier unterschiedliche Winkelstützstellen entsprechend Tabelle 4.7 vor. Diese konnten nun im Winkelbereich ebenfalls mit stückweiser kubischer Spline-Funktion interpoliert werden. Um eine vollständige und vergleichbare Materialkarte zu erzeugen, ist ebenfalls eine Extrapolation notwendig. In Richtung des Faserorientierungswinkels  $90^\circ$  erfolgt diese linear, da in diesem Winkelbereich keine nennenswerten Änderungen der Werkstoffeigenschaften zu erwarten sind, siehe Abbildung 3.15 und Erläuterungen in Kapitel 3.4. In Richtung  $0^\circ$  musste zur Nachbildung des realen orientierungsabhängigen Verlaufs der Werkstoffeigenschaften auf Basis der Rotation der Steifigkeitsmatrix aus [Bow97], siehe Abbildung 3.15, ein eigener Ansatz entwickelt werden. Bei diesem wird die Kurvensteigung der Spline-Funktion in der nächstgelegenen Stützstelle, beispielsweise bei der  $0^\circ$  Probe, ermittelt und eine lineare Abnahme dieser Steigung bis auf den Wert 0 im Intervall bis zum Faserorientierungswinkel  $0^\circ$  modelliert. Eine Validierung der Inter- und Extrapolationsansätze erfolgt in Kapitel 5.1.2 und 5.1.4.

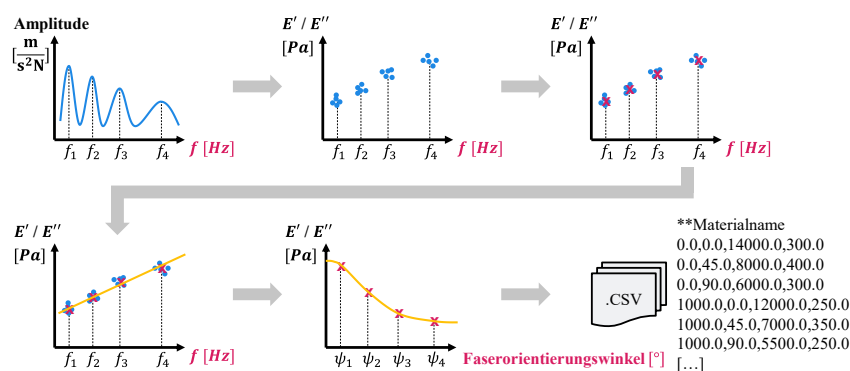


Abbildung 4.15: Prinzip zur Erstellung der Materialkarte [UM20], Von links nach rechts: Übertragungsfunktion mit Eigenfrequenzen, Auswertung der Eigenfrequenzen auf viskoelastische Werkstoffeigenschaften, Mittelung beieinanderliegender Datenpunkte im Frequenzbereich, Inter- und Extrapolation im Frequenzbereich, Wechsel in den Winkelbereich und Inter- und Extrapolation je Frequenzinkrement, Ausgabe der

dreidimensionalen Materialkarte in Form von diskreten Frequenz- und Winkelschritten als CSV-Datei

Um schlussendlich eine in der FE-Berechnung lesbare Materialkarte zu erstellen, wurden die inter- und extrapolierten Werkstoffdaten in diskreten Schrittweiten in Frequenz und Orientierung von  $100\text{ Hz}$  und  $1^\circ$  mit einem VBA-Skript als Export im CSV-Format ausgegeben. Das Ergebnis auf Basis der Messdatenpunkte aus Abbildung 4.14 ist nachfolgend in Abbildung 4.16 dargestellt. Alle für Diskussion der Frequenzabhängigkeit der viskoelastischen Werkstoffdaten in Kapitel 5.1.3 sowie für die FE-Berechnung in Kapitel 5.2 verwendeten Materialkarten sind in Anhang A.6 zusammengefasst.

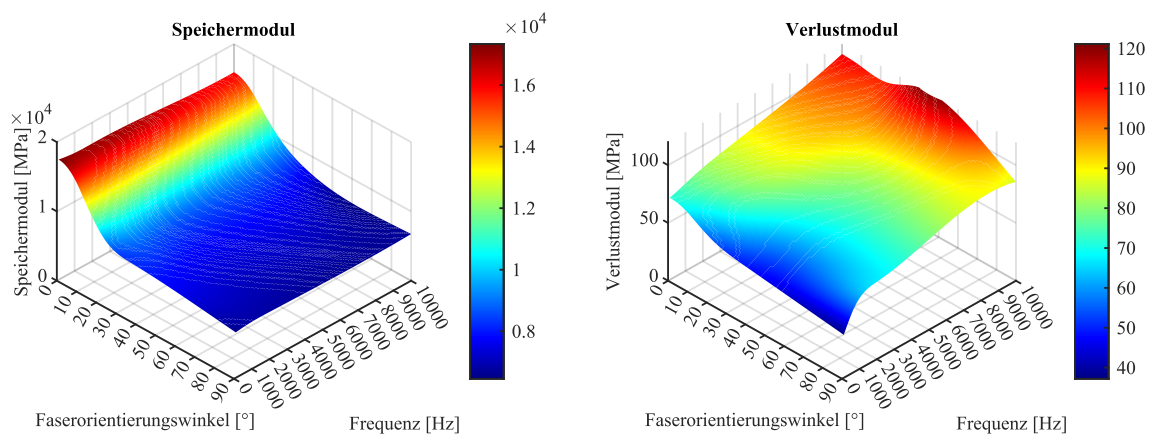


Abbildung 4.16: Beispielhafter 3D-Plot resultierende Materialkarte A3WG10 23 °C 0 %RH aus Datenpunkten in Abbildung 4.14

#### Weitere benötigte Werkstoffeigenschaften

Um die Materialkarte, bestehend aus Speicher- und Verlustmodul in Abhängigkeit von Frequenz und Orientierung in der FE-Berechnung verwenden zu können, sind weitere Werkstoffkennwerte erforderlich. Neben der gemessenen Dichte und dem berechneten Schubmodul wird für die vollständige Werkstoffbeschreibung die Querkontraktionszahl benötigt.

Da für die schwer zu bestimmende dynamische Querkontraktionszahl keine direkt gemessenen Daten oder Literaturwerte vorhanden waren, wurde der in der Software CONVERSE implementierte *Full Mori & Tanaka*-Ansatz zur Berechnung verwendet. Auf Basis der hinterlegten Werkstoffkennwerte für Faser und Matrix lassen sich für unterschiedliche Orientierungsverteilungen die drei Querkontraktionszahlen direkt berechnen. Hierfür wurden die Ergebnisse der an den Probenplatten durchgeführten



$\mu$ -CT Untersuchungen herangezogen. Daraus ergaben sich die für den Werkstoff näherungsweise repräsentative, gemittelte, dreidimensionale Orientierungsverteilung 80 % / 12 % / 8 % für die beiden Thermoplaste und 60 % / 26 % / 14 % für den Duroplast. Die Eingangsdaten sind in Tabelle A.6 und Tabelle A.7 in Anhang A.5 dargestellt. Die resultierenden Zahlenwerte sind nachfolgend in Tabelle 4.8 zusammengefasst und wurden unabhängig von Frequenz, Temperatur, Konditionierungszustand sowie genauer Faserorientierungsverteilung verwendet. Der Einfluss auf die Ergebnisse ist im Verhältnis zu den anderen Werkstoffkennwerten gering, daher gilt diese Vorgehensweise üblicherweise als ausreichend und wird in Kapitel 5.2.2 noch bestätigt [Kre14] [WWB01].

Querkontraktionszahl	$\nu_{12}$	$\nu_{13}$	$\nu_{23}$
A3WG10	0,38	0,35	0,39
X6952	0,33	0,34	0,35
70G50HSLA	0,38	0,35	0,39

Tabelle 4.8: Übersicht der verwendeten orientierungsabhängigen Querkontraktionszahlen

## 4.4 Modellierung und Berechnung

In diesem Kapitel werden die notwendigen Informationen zur Umsetzung und Validierung der Methodik in der FE-Berechnung behandelt. Zunächst wird die kunststoffgerechte Modellierung der Probekörper und Motorträger für die FE-Berechnung sowie das zugehörige Mapping der Faserorientierungsinformation dargestellt. Weiterhin wird die Funktionsweise des programmierten Materialmodells erläutert. Abschließend wird die verwendete FE-Methode beschrieben, die zugehörigen Einstellungen für Lagerung, Anregung sowie die Materialeigenschaften beschrieben und die praktische Durchführung der FE-Berechnung erklärt.

### 4.4.1 FE-Modellierung

Zur Validierung des Materialmodells wurden die Biegeproben und Motorträger modelliert, vernetzt und mit Mapping die Faserorientierungsinformation aus der Prozesssimulation auf das FE-Netz übertragen.

#### Probekörper

Aufgrund der quaderförmigen Geometrie sind die Probekörper besonders empfindlich gegenüber selbst kleinen Änderungen in den Abmessungen oder den viskoelastischen

Werkstoffeigenschaften. Die korrekte Übertragung der Faserorientierungsinformation aus der Prozesssimulation auf jedes Element des Probestabs ist hierbei ein wichtiger Bestandteil, ebenso wie eine kunststoffgerechte Modellierung. Hierfür sollte immer der größtmögliche Informationsgehalt genutzt werden, in diesem Fall die maximale Anzahl von zehn Schichten aus der verwendeten CADMOULD-Prozesssimulation. Daher wurde jeder Probekörper auch mit zehn Elementen in der Höhe modelliert, siehe nachfolgend in Abbildung 4.17. Da sich die Faserorientierungsverteilung entlang der Länge und Breite hingegen kaum ändert, wurden die Elemente in diesen Richtungen gestreckt, um den Berechnungsaufwand zu begrenzen. Um ein hohes Aspektverhältnis ohne Fehler in der Berechnung umsetzen zu können, wurden quadratische Hexaederelemente mit 20 Knoten (C3D20) verwendet. Im Vergleich zu linearen C3D8-Elementen erhöht sich zwar der Berechnungsaufwand, es können jedoch komplexere Deformationszustände mit weniger Elementen in der Ebene dargestellt werden. Dies wird in Kapitel 5.2.2 noch bestätigt.

Die verwendete Elementgröße der Biegeproben beträgt  $2,5 \times 2,5 \times 0,2 \text{ mm}$  mit einem Aspektverhältnis von 12,5. Damit wird beispielsweise ein  $180 \text{ mm}$  langer A3WG10 Probestab mit 4.320 Elementen und 21.093 Knoten vernetzt. Der  $140 \text{ mm}$  A3WG10 Probestab besteht entsprechend aus 3.360 Elementen und 16.453 Knoten. Hierfür wurde die Software ABAQUS CAE verwendet. Um die Anregung und Lagerung über den Probenadapter in Form der Klebefläche von  $5 \times 15 \text{ mm}$  nachzubilden, wurden an einem Ende des Probekörpers insgesamt fünf Knotenreihen aus 53 Knoten der FE-Elemente ausgewählt, siehe Abbildung 4.17 in Rot. Alternativen wie beispielsweise *Rigid*-Bodys würden das strukturdynamische Gesamtverhalten des weichen Kunststoffes durch die versteifende Wirkung deutlich verfälschen.

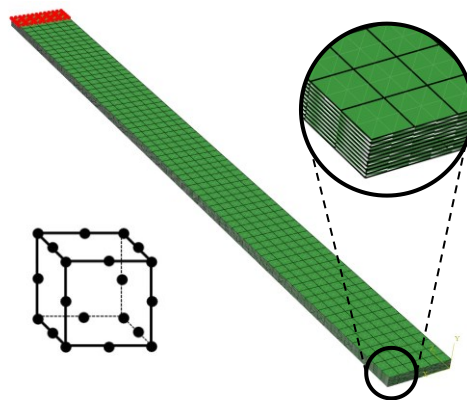


Abbildung 4.17: Modellierung des  $180 \text{ mm}$  A3WG10 Probekörpers mit C3D20-Elementen

Die Übertragung der Faserorientierungsinformation auf das modellierte FE-Netz erfolgt wie bei der Berechnung der homogenisierten Orientierungen für die Materialkarte in Kapitel 4.3 mit der Software CONVERSE. Durch Mapping mit der Nearest-Neighbor-Methode wird ein CONVERSE-Orientation-File (COF) bestehend aus dem Orientierungstensor zweiter Ordnung in Form von zwei Eigenvektoren je Element und zwei Eigenwerten je Knoten des FE-Netzes erstellt.

Die reale Geometrie weicht von der idealen Geometrie der Probekörper teilweise deutlich ab. Daher musste für einen bewertbaren Vergleich auch die reale Geometrie entsprechend modelliert werden. Da die Prozesssimulation hingegen mit der idealen Geometrie des Spritzgusswerkzeugs erfolgte, kann die Faserorientierungsinformation aufgrund der unterschiedlichen Höhe nicht fehlerfrei auf das FE-Netz übertragen werden. Hierfür wurde zunächst die Prozesssimulation mit der idealen Geometrie verknüpft und anschließend auf die reale Geometrie skaliert. Da die Modellierung und FE-Berechnung aufwendig ist, wurde je Werkstoff, Orientierung und Länge nur die Geometrie des ersten der jeweils drei nahezu identischen Probekörper nachgebildet und für die Validierung verwendet.

### Motorträger

Eine kunststoffgerechte Modellierung der kurzfaserverstärkten Kunststoffmotorträger ist für eine bestmögliche Vorhersage des Schwingungs- und Übertragungsverhaltens ebenso wichtig wie bei den Probekörpern. Eine vergleichbar feine Auflösung in Wandnormalenrichtung ist jedoch nicht möglich. Aufgrund der komplizierteren und voluminöseren Geometrie muss ein Kompromiss zwischen der Genauigkeit der Ergebnisse und der Berechnungszeit basierend auf der verwendeten Element- und Knotenanzahl eingegangen werden. Da sich keine scharf abgegrenzten Resonanzen ausbilden, ist das strukturdynamische Verhalten der Motorträger weniger durch die exakte Abbildung der Geometrie, sondern mehr durch die viskoelastischen Werkstoffeigenschaften selbst geprägt. Aufgrund der größeren Wandstärken wird zusätzlich kein vergleichbar hoher Orientierungsgrad und -gradient der Fasern erreicht, was eine Vernetzung mit deutlich weniger Elementen zur Abbildung der Schichten aus der Prozesssimulation ermöglicht.

Zur Abbildung der komplexeren Geometrie der Motorträger sind C3D10-Tetraederelemente mit quadratischer Ansatzfunktion besser geeignet als die C3D20-Hexaederelemente der quaderförmigen Probestäbe. Die Vernetzung erfolgte mit der

Software SIMLAB der Firma ALTAIR ENGINEERING GMBH. Das Ergebnis ist beispielhaft für den 2K-MT nachfolgend in Abbildung 4.18 dargestellt. Die beste Elementgröße für die vorhandenen Rechenkapazitäten lag bei einer durchschnittlichen Kantenlänge der C3D10-Elemente von  $2,5\text{ mm}$ . Hieraus ergaben sich bis zu vier Elemente über der lokalen Wandstärke. Der 1K-MT besteht dann aus einer Gesamtanzahl von 635.402 Elementen und 964.443 Knoten. Für den 2K-MT ergaben sich für den Duroplast 109.677 Elemente und 157.898 Knoten sowie für den Thermoplast 619.436 Elemente und 873.148 Knoten. Ein Vergleich der Variation der Anzahl an Elementlagen hinsichtlich Ergebnisgenauigkeit und Rechenaufwand erfolgt in Kapitel 5.3.2.

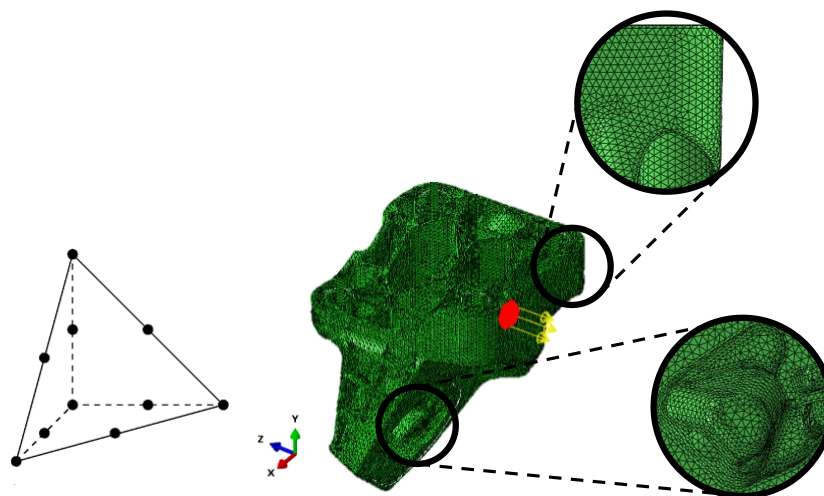


Abbildung 4.18: Modellierung des 2K-Motorträgers aus 70G50HSLA (oben rechts) und X6952 (unten rechts) und des verwendeten C3D10-Elementtyps

Neben der kunststoffgerechten Modellierung der Geometrie war die Nachbildung der Lagerungs- und Anregungsbedingungen essenziell für eine präzise Vorhersage des strukturdynamischen Verhaltens der betrachteten Kunststoffmotorträger. Die Randbedingungen des Motorträgersversuchs wurden in Kapitel 4.2.3 dargestellt. Die Anregungsposition in Form des Durchmessers der Auflagefläche der Klebkopfschraube von  $13,3\text{ mm}$  wurde mit 108 Knoten in kreisförmiger Anordnung definiert, in Abbildung 4.18 in Rot dargestellt. Ebenso wie bei den Probekörpern wurden hierfür FE-Elemente und keine Rigid-Bodys verwendet.

Die Prozesssimulationen des 1K-Motorträgers aus A3WG10 wurde auf Basis der für die Probplatten kalibrierten Modelle von der Firma PART ENGINEERING GMBH erstellt. Ein Abgleich mit  $\mu$ -CT-Messungen fand nicht statt, da eine Kalibrierung des entsprechenden Modells bereits durch Raschke et al. erfolgte [RK19]. Ausgehend von den an Probplatten kalibrierten Spritzgussmodellen für 70G50HSLA und X6952, wurde die

Prozesssimulation des 2K-Motorträgers auf Basis der  $\mu$ -CT-Messungen an den in Abbildung 4.7 dargestellten Proben angepasst. Der Vergleich ist in Abbildung A.38 in Anhang A.7 zu finden.

Für das anschließende Mapping mit der Software CONVERSE wurde die ideale Geometrie der Motorträger verwendet, um eine bestmögliche Übereinstimmung mit dem Netz der Prozesssimulation zu erhalten und eine fehlerfreie Übertragung der Faserorientierungsinformation zu gewährleisten. Im Gegensatz zu den Probekörpern ist die Verwendung der realen Geometrie nicht sinnvoll. Da sich keine scharf abgegrenzten Resonanzen ausbilden und die Maßhaltigkeit gut ausfällt, steht der Aufwand für die präzise Vermessung und Abbildung nicht im Verhältnis zur Verbesserung der Ergebnisgenauigkeit. Letzteres wurde beispielhaft am 1K-MT mittels eines Geometrielasers überprüft und die absolute Abweichung zur idealen CAD-Geometrie in Abbildung A.39 in Anhang A.7 dargestellt.

#### 4.4.2 User-defined material model (UMAT)

In den gängigen FE-Softwaretools sind keine standardmäßigen Möglichkeiten zur Definition lokaler, anisotroper und komplexer Elastizitätstensoren unter Berücksichtigung einer Frequenzabhängigkeit implementiert. Der FE-Löser ABAQUS/STANDARD 2017 bietet jedoch die Möglichkeit, ein benutzerdefiniertes Materialmodell (UMAT) in der Programmiersprache FORTRAN zu nutzen. Hiermit ist es möglich, eigene Dateien wie Materialkarten und Orientierungsdateien zu importieren, enthaltene Informationen beliebig zu verarbeiten und jedem FE-Element benutzerdefinierte, komplexe Elastizitätstensoren zuzuweisen. Das in Kapitel 3.2 und 3.3 vorgestellte Materialmodell zur Beschreibung des frequenz- und orientierungsabhängigen Werkstoffverhaltens wurde entsprechend umgesetzt. Das schematische Prinzip ist nachfolgend in Abbildung 4.19 dargestellt.

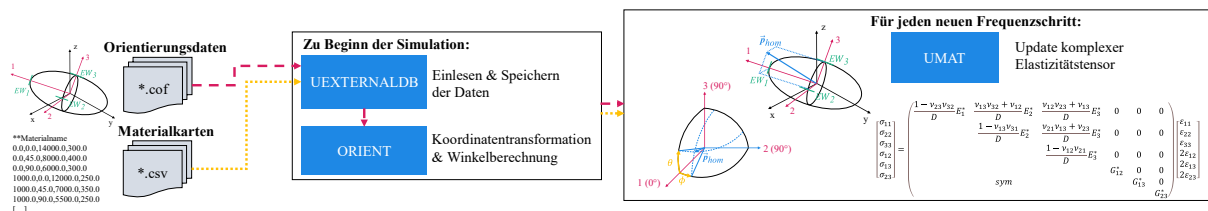


Abbildung 4.19: Schema des programmierten Materialmodells (UMAT)

Ausgangsbasis ist die Materialkarte aus Kapitel 4.3 für ein Material und einen bestimmten Temperatur- und Konditionierungszustand. Diese wird einmalig zu Beginn

über die Subroutine *UEXTERNALDB* eingelesen und im Arbeitsspeicher abgelegt. Gleiches gilt für die Orientierungstensenoren zweiter Ordnung. Hierfür werden zunächst jedoch aus den zwei Eigenvektoren je Element und zwei Eigenwerten je Knoten die fehlenden dritten Eigenvektoren und Eigenwerte bestimmt. Da diese Orientierungseigenwerte je FE-Knoten vorliegen, werden sie für jedes FE-Element arithmetisch gemittelt, den Eigenvektoren zugeordnet und anschließend gemeinsam und sortiert im Arbeitsspeicher abgelegt. Hierfür müssen die FE-Elemente selbst ausreichend klein sein. Mit der Subroutine *ORIENT* erfolgt anschließend die einmalige, elementlokale Bestimmung der homogenisierten, projizierten Winkel  $\phi$  und  $\theta$  auf Basis der jeweiligen Eigenwerte entsprechend der Methode aus Kapitel 3.3. Diese werden anschließend ebenfalls im Arbeitsspeicher abgelegt. Durch Zuordnung der entsprechenden Element- und Knotennummern können mehrere Werkstoffe gleichzeitig in einem Modell genutzt werden. Das zuvor beschriebene, automatisierte Preprocessing kann je nach Modell- und Materialkartengröße einige Sekunden bis mehrere Minuten dauern. Im Verhältnis zur Gesamtberechnungszeit fällt dies jedoch nicht ins Gewicht und bedarf daher keiner Optimierung.

Die anschließend kontinuierlich, während der FE-Berechnung aufgerufene Subroutine *UMAT* enthält das eigentliche Materialmodell. Je Frequenzinkrement wird der winkelabhängige Speicher- und Verlustmodul der in der Materialkarte nächstgelegenen Frequenz aus dem Arbeitsspeicher abgerufen. Daraufhin wird auf Basis der zuvor berechneten Winkel  $\phi$  und  $\theta$  der orthotrope Speicher- und Verlustmodul je Element nach den Gleichungen (3-18), (3-19) und (3-20) berechnet. Liegen die Winkel zwischen zwei Werten aus der Materialkarte, wird linear interpoliert. Damit wird anschließend der komplexe Elastizitätstensor entsprechend Gleichung (3-15) befüllt. Hierfür wurden zusätzlich die orthotropen Querkontraktionszahlen aus Tabelle 4.8 und die Definition des Schubmoduls in Gleichung (3-25) verwendet. Die Übergabe der komplexen 6x6 Elastizitätstensoren an den FE-Löser erfolgt schließlich mit der Tangentensteifigkeitsmatrix *DDSDDE* sowie einer 3x3 T-Matrix aus dem Richtungskosinus der zugehörigen Eigenvektoren. Letztere dient der Transformation des orthotropen Elastizitätstensors aus dem elementlokalen Hauptachsensystem des Orientierungstensors in das globale Koordinatensystem. Da die aufwendigsten Berechnungsschritte einmalig im Preprocessing stattfinden, fällt der zusätzliche Rechenaufwand zu Beginn jedes Inkrements im Verhältnis zur Problemlösung gering

aus. Eine Verbesserung der Effizienz beispielsweise durch Nutzung einer diskreten Anzahl vorab berechneter Orientierungsverteilungen hätte daher keinen Vorteil.

#### 4.4.3 FE-Berechnung

Sämtliche FE-Berechnungen zur Validierung der Funktionsweise und Genauigkeit des Materialmodells wurden mit dem impliziten FE-Löser ABAQUS/STANDARD 2017 durchgeführt. Um vergleichbare Ergebnisse zu den gemessenen Übertragungsfunktionen zu erzeugen, mussten neben der zuvor beschriebenen Modellierung des Werkstoffs, der Geometrie sowie der Faserorientierung auch die Anregungs- und Lagerungsbedingungen nachgebildet werden.

##### Berechnungsmethoden

Bei der üblichen Berechnung der Eigenfrequenzen wird die Steifigkeitsmatrix durch den FE-Löser linearisiert und somit frequenzunabhängig. Aufgrund der Frequenzabhängigkeit der viskoelastischen Werkstoffeigenschaften werden hierdurch in der Frequenz verschobene Ergebnisse erzeugt. Eine präzise Abbildung der einzelnen Resonanzspitzen ist auf diese Art und Weise ausgeschlossen. Sie werden jedoch benötigt, um eine quantitative Bewertung des Materialmodells hinsichtlich der Abbildung von Steifigkeit und Dämpfung durch Vergleich mit den im Versuch gemessenen Resonanzfrequenzen und Amplituden zu ermöglichen.

Daher wurde ein Verfahren entwickelt, mit dem die Resonanzfrequenzen zunächst abgeschätzt und anschließend in der harmonischen Analyse fein abgetastet wurden. Das gesamte Frequenzspektrum wird hierfür in einzelne kleine Abschnitte mit einer Größe zwischen 100 Hz und 500 Hz unterteilt und jeweils eine separate Eigenfrequenzbestimmung durchgeführt. Die dafür genutzten Werkstoffdaten wurden am Frequenzmittelwert des jeweiligen Abschnitts bestimmt. Abhängig von der Dämpfung des Werkstoffs werden diskrete Frequenzpunkte mit einem Frequenzabstand zwischen 0,1 % und 0,2 % in einem Frequenzbereich zwischen  $\pm 1$  % und  $\pm 5$  % um jede einzelne, abgeschätzte Eigenfrequenz gleichmäßig verteilt. Anschließend wird der stationär eingeschwungene Zustand (*Steady State Dynamics direct*) an diesen diskreten Frequenzpunkten mit den jeweils gültigen viskoelastischen Werkstoffeigenschaften berechnet. Hierbei handelt es sich um die genaueste, jedoch kostenintensivste Methode der harmonischen Antwortanalysen. Sämtliche anderen Verfahren, wie beispielsweise eine modale Superposition, basieren auf einer Eigenfrequenzbestimmung und

verhindern die Verwendung viskoelastischer Kennwerte, weshalb sie nicht auf das vorliegende Problem angewendet werden können. Gleiches gilt für die Einbindung einer frequenz- und vor allem orientierungsabhängigen Dämpfung. Die Frequenzräume zwischen den Eigenfrequenzen wurden zur Reduktion des Berechnungsaufwandes deutlich gröber abgetastet. Aufgrund des linearen Systemverhaltens konnte eine über alle Frequenzen konstante Anregung in einem ähnlichen Amplitudenbereich verwendet werden.

### Probekörper

Um die im Versuch herrschenden Randbedingungen nachzubilden, wurden die Knoten im Bereich des Probenadapters in ihrer Bewegung in alle Raum- sowie Rotationsrichtungen gesperrt, außer in der Anregungsrichtung senkrecht zur Probenoberfläche. Da eine Anregungskraft aus numerischen Gründen an dieser Position nicht genutzt werden kann, wurde eine konstante, oszillierende Beschleunigung mit einer Amplitude von  $1 \text{ mm/s}^2$  über alle Frequenzen definiert. Die Materialdefinition erfolgte über das eingebundene Materialmodell mit Materialkarte und Orientierungsdaten. Lediglich die Dichte aus Tabelle 4.3 musste noch separat implementiert werden. Die diskreten Frequenzpunkte für die Berechnung wurden nach der im vorangegangenen Abschnitt beschriebenen Prozedur aus den Eigenfrequenzen im Bereich zwischen  $100 \text{ Hz}$  und  $6,4 \text{ kHz}$  bestimmt. Dies entspricht dem Frequenzbereich des Versuchs.

Ein beispielhafter Ergebnisverlauf der resultierenden Beschleunigung am unteren Ende einer Probe ist nachfolgend in Abbildung 4.20 dargestellt.

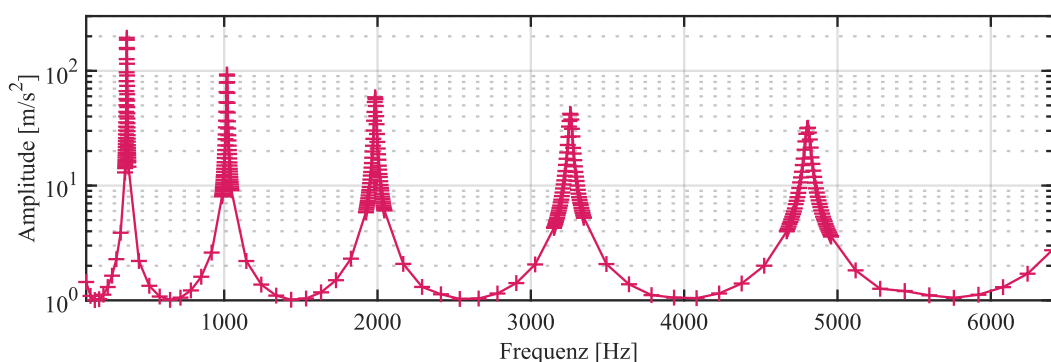


Abbildung 4.20: Beispielhafte resultierende Beschleunigungsantwort Probekörper A3WG10 140 mm 23 °C 0 %RH auf Anregung von  $1 \text{ mm/s}^2$ , Kreuze sind berechnete Frequenzpunkte



Das harmonische Schwingverhalten wurde hier für insgesamt 315 einzelne Frequenzinkremente berechnet. Die Konzentration der Frequenzpunkte im Bereich der Resonanzspitzen ist hier gut zu erkennen. Pro Inkrement ergab sich eine CPU-Zeit von insgesamt 15 s. Bei 16 Prozessor-Threads entspricht dies etwa 1 s je Frequenzinkrement. Schlussendlich wurden für den Werkstoff A3WG10 insgesamt 36 Probekörper berechnet, für X6952 wurden neun Berechnungen und für 70G50HSLA insgesamt 16 Berechnungen durchgeführt. Eine Übersicht bietet nachfolgend Tabelle 4.9. Je Temperatur und Probenlänge wurden alle verfügbaren Orientierungen der Probekörper betrachtet. Es wurden repräsentative Temperaturen sowie Konditionierungszustände der einzelnen Werkstoffe zur Validierung des Materialmodells untersucht. Zur Eingrenzung der Auswahl wurden die Glasübergangsbereiche der Werkstoffe herangezogen, sodass im Temperaturbereich unterhalb, darin und darüber eine Prüfung der Methodik sowie der Abbildung der unterschiedlichen Werkstoffeigenschaften erfolgen kann.

Werkstoff	A3WG10			X6952	70G50HSLA	
Konditionierung	0 %RH		23 °C 50 %RH	0 %RH	0 %RH	23 °C 50 %RH
Gesamtprobenlänge [mm]	140	180	140	130	90	90
Temperaturzustände der durchgeführten Berechnungen, jeweils alle verfügbaren Probenorientierungen	23 °C	23 °C	0 °C	23 °C	23 °C	23 °C
	70 °C	70 °C	23 °C	70 °C	70 °C	
	130 °C	130 °C	50 °C	130 °C	130 °C	

Tabelle 4.9: Übersicht durchgeführte Berechnungen der Probekörper

### Motorträger

Basierend auf der in Kapitel 4.1.2 beschriebenen CT-Untersuchung, wurde für den 2K-Motorträger vereinfacht eine feste Verbindung beider Kunststoffe angenommen und mit einem *tie constraint* modelliert, der keine relative Bewegung der Flächen zueinander zulässt. Die Proben sind in Abbildung 4.7, die CT-Aufnahmen in Abbildung A.14 in Anhang A.4 dargestellt. Die Anregung wurde in Form einer oszillierenden Kraft mit einer Amplitude von 1 mN je Knoten definiert. In Summe ergibt dies eine Gesamtamplitude von 108 mN, die über alle Frequenzen im Bereich zwischen 200 Hz und 4 kHz (1K-MT) oder 200 Hz und 4,5 kHz (2K-MT) konstant ist. Dies entspricht dem Frequenzbereich des Versuchs.

Ein beispielhafter Ergebnisverlauf der resultierenden Beschleunigung eines 1K-Motorträgers ist nachfolgend in Abbildung 4.21 dargestellt. Für diesen wurde das harmonische Schwingverhalten für insgesamt 674 einzelne Frequenzinkremente

berechnet. Diese Menge war notwendig, um die große Resonanzdichte ab 1700 Hz präzise abzutasten. Je Inkrement ergab sich eine CPU-Zeit von durchschnittlich 15000 s. Bei 16 Prozessor-Threads entspricht dies etwa 15 Minuten je Frequenzinkrement. Aufgrund seiner größeren Elementanzahl sowie aufwendigeren Modellierung benötigte der 2K-Motorträger je Frequenzinkrement eine CPU-Zeit von durchschnittlich 40000 s. Bei 16 Prozessor-Threads entspricht dies etwa 40 Minuten je Frequenzinkrement.

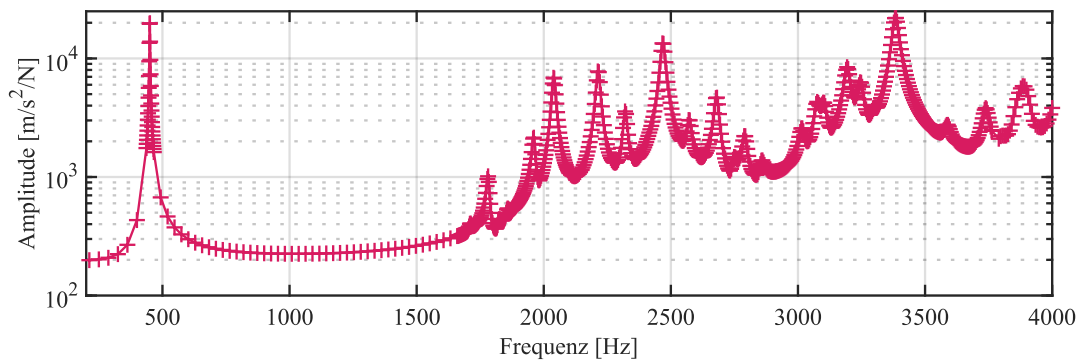


Abbildung 4.21: Beispielhafte resultierende Beschleunigungsantwort 1K-Motorträger A3WG10 23 °C 0 %RH auf Anregung von 108 mN, Kreuze sind berechnete Frequenzpunkte

Insgesamt wurden sechs Berechnungen des 1K-Motorträgers aus A3WG10 bei unterschiedlichen Konditionierungszuständen und Temperaturen durchgeführt. Der 2K-Motorträger wurde insgesamt viermal in unterschiedlichen Zuständen berechnet, der Werkstoff X6952 wurde hier grundsätzlich als trocken konditioniert angenommen. Die ausgewählten Konditionierungs- und Umgebungszustände entsprechen den zuvor durchgeführten Versuchen sowie berechneten Probekörpern. Eine Übersicht bietet nachfolgend Tabelle 4.10.

Motorträger (Werkstoff)	1K-MT (A3WG10)		2K-MT (70G50HSLA+X6952)	
	0 %RH	23 °C 50 %RH	0 %RH	23 °C 50 %RH
Temperaturzustände der durchgeführten Berechnungen	23 °C	0 °C	23 °C	23 °C
	70 °C	23 °C	70 °C	
	130 °C	50 °C	130 °C	

Tabelle 4.10: Übersicht durchgeführter Berechnungen der Motorträger

## 5 Ergebnisse und Diskussion

Die in Kapitel 3 vorgestellte Methodik wird anhand der im vorangegangenen Kapitel 4 erzeugten Ergebnisse in drei Schritten validiert und jeweils ein Vergleich mit Daten aus dem vorgestellten Stand der Technik gezogen. Zunächst wird die Erstellung der Materialkarten in Form des Versuchsaufbaus selbst, die damit erzeugten Materialdaten sowie die anschließende Weiterverarbeitung betrachtet. Im Anschluss wird die Methodik auf die Berechnung von einfachen Probekörpern angewendet, um das entwickelte Materialmodell zur Beschreibung der Viskoelastizität und Faserorientierungsabhängigkeit zu überprüfen und die enthaltenen Annahmen zu bestätigen. Abschließend wird die Übertragbarkeit des Materialmodells und der Materialkarte auf zwei spritzgegossene Motorträger unterschiedlicher Geometrie überprüft. Für eine einheitliche Vergleichs- und Diskussionsgrundlage werden nachfolgend einzelne repräsentative Konditionierungs- und Umgebungszustände dargestellt.

### 5.1 Validierung der erzeugten Materialkarte

Zunächst werden die grundlegenden Überlegungen und Annahmen sowie die Funktionsweise des verwendeten Versuchsaufbaus aus Kapitel 3.1 an verschiedenen Messbeispielen bestätigt. Die damit im Anschluss in Kapitel 4.2.2 an Probekörpern erzeugten viskoelastischen Werkstoffeigenschaften werden hinsichtlich ihrer Streuung betrachtet. Daraufhin folgt eine Bewertung der Inter- und Extrapolationsansätze aus Kapitel 4.3 durch Vergleich mit Daten aus den DMA-Versuchen aus Kapitel 4.2.1 sowie dem Ansatz von *Tandon & Weng*.

Die erzeugten viskoelastischen Werkstoffkennwerte wurden in Abhängigkeit von vier Parametern charakterisiert: Frequenz, Faserorientierung, Temperatur und Konditionierungszustand. Zur Übersichtlichkeit erfolgen die Betrachtungen und Vergleiche von Speicher- und Verlustmodul jeweils in Abhängigkeit einer dieser Größen.

## 5.1.1 Validierung des Versuchsaufbaus

### Messmethode

Die Wahl einer geeigneten Übertragungsfunktion ist Grundvoraussetzung für die korrekte Darstellung der Resonanzkurven der Probekörper zur Bestimmung der viskoelastischen Werkstoffeigenschaften. Übertragungsfunktionen sind keine reine Division von Antwort- und Anregungsspektrum, da es hierdurch zu Signalverlusten aufgrund des überlagerten Rauschens kommt. Hingegen werden Zähler und Nenner mit der komplex Konjugierten des Antwort- oder Anregungssignals multipliziert. Die Übertragungsfunktion wird mit  $H_1$  bezeichnet, wenn die komplex konjugierte Antwort genutzt und damit zufälliges, nicht mit der Anregung zusammenhängendes Rauschen im Antwortsignal kompensiert wird. Umgekehrt verhält es sich bei Nutzung der komplex konjugierten Anregung. Die entstehende Übertragungsfunktion wird mit  $H_2$  bezeichnet und kompensiert Rauschen des Anregungssignals. Um die lineare Abhängigkeit zwischen Antwortspektrum und Anregungsspektrum zu prüfen, wird das Kohärenzspektrum verwendet, also der Quotient aus  $H_1$  und  $H_2$ . Werte größer als 0,8 lassen üblicherweise auf einen kausalen Zusammenhang ohne überlagertes Rauschen, nichtlineare Einflüsse oder Leakage der Fensterfunktion schließen [KR19]. In Abbildung 5.1 ist ein Vergleich zwischen der  $H_1$  und  $H_2$  Übertragungsfunktion eines Probekörpers dargestellt.

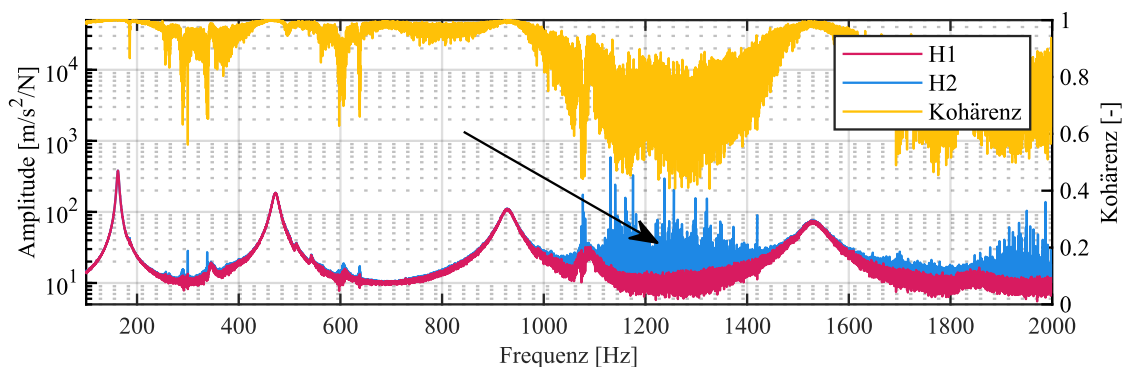


Abbildung 5.1: Messbeispiel Übertragungsfunktion Biegeprobe

$H_1$  kann im Vergleich zu  $H_2$  das Rauschen der Antwort aufgrund der begrenzten Dynamik des Lasers in Bereichen kleiner Amplituden zwischen den Resonanzen kompensieren (Pfeil in Abbildung). Da das zu messende Anregungskraftsignal einen deutlich kleineren Dynamikbereich aufweist und der Sensor sowie die verwendeten Kabel kaum störungsanfällig sind, ist das Rauschen auf dem Anregungssignal

verhältnismäßig gering. Nachfolgend wird daher lediglich die  $H_1$  Übertragungsfunktion verwendet. Die Kohärenz ist in Resonanz bei Werten um 1, nichtlineare Effekte können daher ausgeschlossen werden.

Zur Bestimmung der Übertragungsfunktion können für die Antwort die in Abbildung 5.2 dargestellten Größen Weg, Geschwindigkeit oder Beschleunigung verwendet werden. Die in den Resonanzen ermittelten Eigenfrequenzen und Halbwertsbreiten sind für alle drei Varianten identisch. Durch Verwendung der Beschleunigung als Antwort ist eine bessere Darstellung höherer Frequenzen möglich, siehe Kapitel 3.1.1.

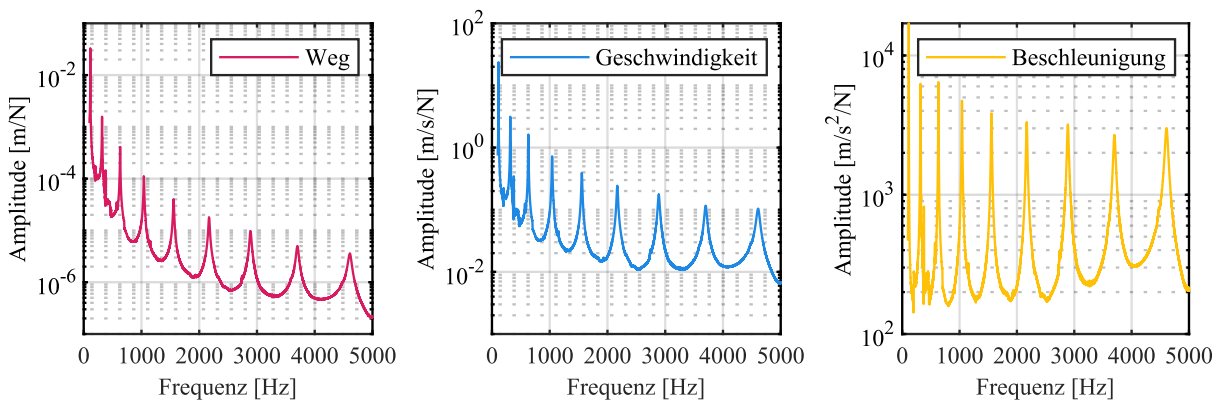


Abbildung 5.2: Messbeispiel Antwort-Vergleich Kraftübertragungsfunktion

Im Gegensatz dazu hat die Wahl zwischen Beschleunigung und Kraft für die Anregung einen Einfluss auf die resultierende Übertragungsfunktion und damit auf die viskoelastischen Werkstoffeigenschaften. Der Einfluss wird an einem Messbeispiel in Abbildung 5.3 verdeutlicht. Die rote Kurve verwendet die am Impedanzsensor gemessene Beschleunigung, die blaue Kurve die an gleicher Position gemessene Kraft. Die Kurven sind frequenzverschoben. Die Übertragungsfunktion der Kraft hat ihr Maximum bei 133,68 Hz und eine Halbwertsbreite von 1,116 Hz. Die Übertragungsfunktion der Beschleunigung hat ihr Maximum bei 131,17 Hz und einer Halbwertsbreite von 1,031 Hz. Daraus ermittelt sich der Verlustfaktor für die Kraft zu 0,835 % und für die Beschleunigung zu 0,786 %. Somit ergeben sich in diesem Messbeispiel für eine Übertragungsfunktion mit Beschleunigungsanregung eine 1,9 % geringere Eigenfrequenz und ein 6 % geringerer Verlustfaktor gegenüber einer Kraftanregung. Der Unterschied in der Eigenfrequenz hat zur Folge, dass der berechnete Speichermodul nach Gleichung (3-8) um 3,72 % geringer ist. Bei den Abweichungen handelt es sich um die dämpfenden Einflüsse der Impedanz des Versuchsaufbaus, die durch Verwendung der direkten Anregungskraft berücksichtigt werden, siehe

Erläuterungen in Kapitel 3.1.1. Eine Verwendung der Beschleunigung als Anregungsgröße ist daher nicht geeignet und es wird nachfolgend die Kraft verwendet.

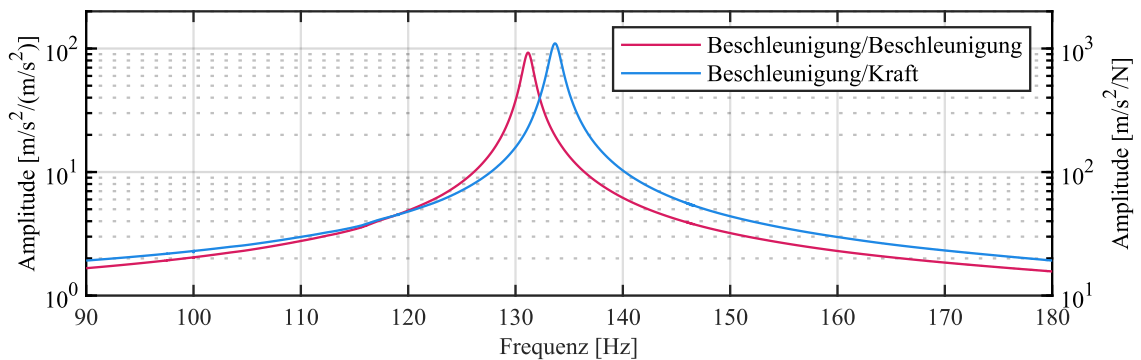


Abbildung 5.3: Messbeispiel Beschleunigungsantwort Vergleich Anregung

Der fest-frei gelagerte Probekörper hat in jeder Resonanz einen Schwingungsbauch am freien Ende, wobei die erste Biegeresonanz die größte Amplitude aufweist. Diese liegt je nach Werkstoff und Probengeometrie üblicherweise in einem Frequenzbereich unterhalb von 100 Hz. Die Amplitude nimmt zu höheren Frequenzen und Resonanzordnungen deutlich ab. Die DIN EN ISO 6721-3 [DIN96] besagt, dass die erste Ordnung am deutlichsten durch die Lagerung der Probe beeinflusst wird, da hier die größten Biegemomente auftreten. Im Messbeispiel in Abbildung 5.4 ist deutlich zu erkennen, wie die erste Resonanzordnung aufgrund von Modenkopplungen sogar eine niedrigere Amplitude aufweist. Die Frequenz und Halbwertsbreite zur Bestimmung der viskoelastischen Werkstoffeigenschaften kann hier nicht bestimmt werden. Eine Auswertung kann daher prinzipiell erst ab der zweiten Ordnung für symmetrische und ungekoppelte Resonanzspitzen erfolgen, siehe rechts in Abbildung 5.4. Somit wird die minimale Frequenz der Werkstoffcharakterisierung durch die verwendeten Proben selbst begrenzt.

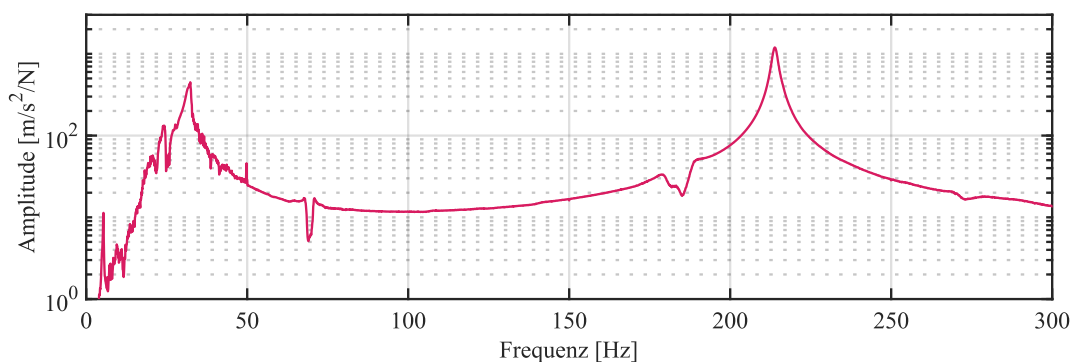


Abbildung 5.4: Messbeispiel 1. und 2. Resonanzordnung eines Probestabs

Für die Messung der Schwingungsantwort auf den Probekörpern werden am freien Ende drei Lasermesspunkte symmetrisch in einer Linie verteilt. Durch eine Mittelung dieser Punkte lassen sich mögliche torsionale Schwingungen aufgrund von Asymmetrien kompensieren. Der Abstand der Messpunkte vom freien Ende hat einen Einfluss auf die resultierende Übertragungsfunktion und damit auf die viskoelastischen Werkstoffeigenschaften. Um den Einfluss zu quantifizieren, wurde in einem Messbeispiel in Abbildung 5.5 ein 10 mm langes Messfenster am freien Ende der Probe definiert, wobei das untere Ende exakt auf der Kante positioniert ist. Insgesamt wurde die Übertragungsfunktion in fünf unterschiedlichen Abständen gemessen. Bei niedrigen Frequenzen weicht die Eigenfrequenz maximal um 0,5 % ab, die Halbwertsbreite variiert um etwa 3 %. Bei höheren Frequenzen verhält sich dies ähnlich, da sich der prinzipielle Kurvenverlauf der Resonanz nicht verändert. Die Resonanzamplitude wird jedoch zu großen Abständen hin deutlich geringer. Der in der Praxis typische Abstand bei optischer Ausrichtung des Messsystems liegt im Bereich bis 1,5 mm, entspricht also im schlechtesten Fall der gelben Kurve mit 0,1 % Frequenzfehler. Der Einfluss ist daher nicht von Relevanz für die Werkstoffcharakterisierung.

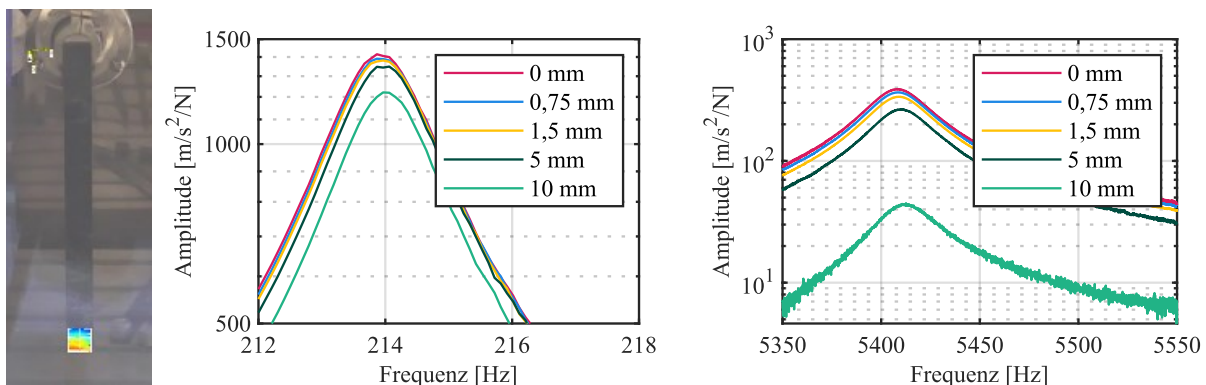


Abbildung 5.5: Messbeispiel Übertragungsfunktionen in Abhängigkeit des Abstands vom freien Ende der Probe

### Lagerungsstruktur

Zur Auswahl der besten Lagerungsstruktur wurden in Kapitel 3.1.2 verschiedene Varianten zur uniaxialen Lagerung der Probekörper und Integration des Impedanzsensors entwickelt und gemeinsam in Abbildung A.1 dargestellt. Die mit einem ungedämpften Metall-Stinger gemessenen Übertragungsfunktionen sind nachfolgend in Abbildung 5.6 dargestellt. Hier zeigt sich, dass die gewählte Variante des Vollzylinders im Gegensatz zu den anderen Varianten im Frequenzbereich der letzten Probenresonanz zwischen 5 kHz und 10 kHz kein eigenes Resonanzverhalten ausbildet.

Hier ist lediglich die Resonanz des Probekörpers selbst ohne vertikale Verschiebung oder ausgeprägte Doppelsitze zu beobachten (Pfeile in Abbildungen). Die beim Vollzylinder zu beobachtende Frequenzkopplungen sind auf die Anregung und nicht die grundlegende Konstruktion zurückzuführen und werden in Abbildung 5.9 genauer erläutert. Daher wurde diese Variante für den endgültigen Versuchsaufbau verwendet.

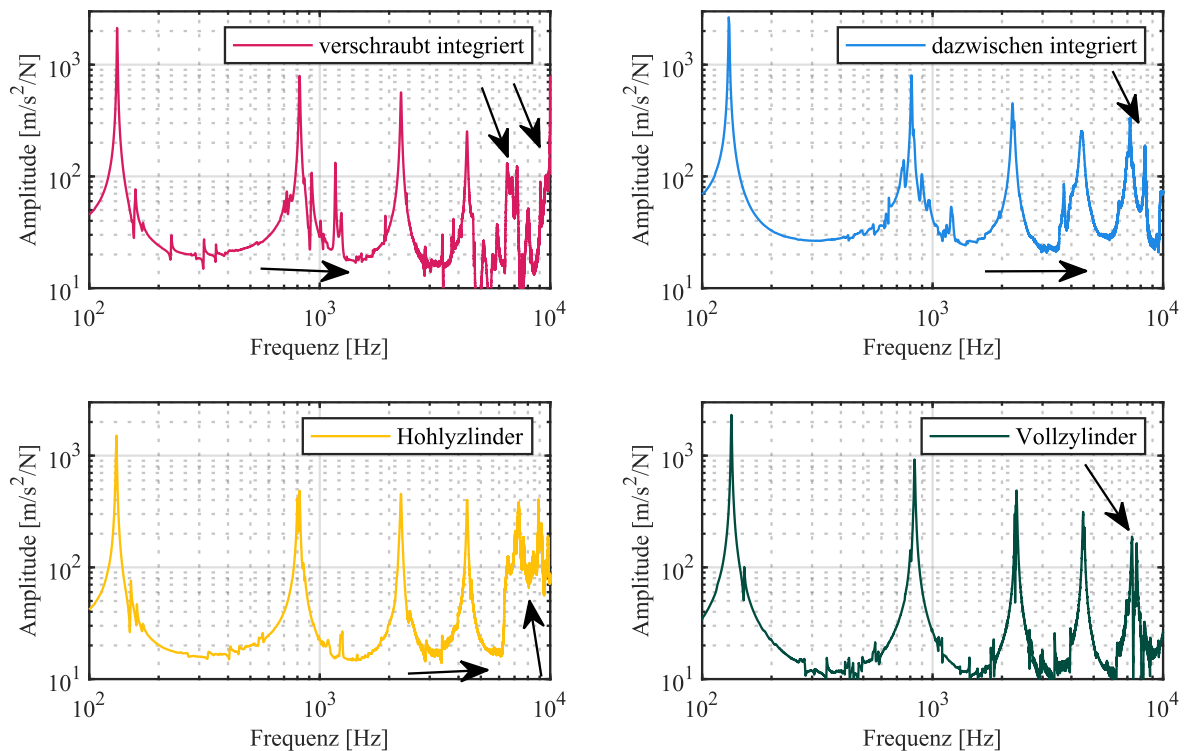


Abbildung 5.6: Messbeispiele Übertragungsfunktion der Lagerungsvarianten aus Abbildung A.1, Amplitude auf Probekörper gemessen

Ein Resonanzverhalten der Lagerungsstruktur darf im Frequenzbereich bis  $10\text{ kHz}$  nicht auftreten, da andernfalls das geforderte lineare Übertragungsverhalten zur korrekten Bestimmung der Übertragungsfunktion nicht gegeben ist. Um dies zu überprüfen, lässt sich aus der Geometrie und dem Werkstoff des Vollzylinders dessen Eigenfrequenz in Längsrichtung zu  $22,3\text{ kHz}$  und in Biegerichtung zu  $15,6\text{ kHz}$  berechnen. Diese Frequenzen liegen außerhalb des genutzten Frequenzbereichs bis  $10\text{ kHz}$ . Die Übertragungsfunktion des reinen Versuchsaufbaus, gemessen auf dem Probenadapter ohne Probekörper, in Abbildung 5.7 bestätigt dies. In Anregungsrichtung prägen sich keine Resonanzen aus. Es ist lediglich ein leichter Drift in Form eines geringen Anstiegs der Übertragungsfunktion zur Frequenz von  $10\text{ kHz}$  zu beobachten. Dieser ist durch die Messtechnik bedingt und hat keinen Einfluss auf die ermittelten Werkstoffeigenschaften, da Resonanzfrequenzen und Halbwertsbreiten von einem derart glatten, monoton



steigenden Kurvenverlauf nicht relevant beeinträchtigt werden. Quer zur Anregungsrichtung sind die Kurven nahezu durchgehend mit weitem Abstand unter der Kurve in Anregungsrichtung, wodurch sie in Relation zur Anregungsrichtung nicht ins Gewicht fallen. Im Bereich  $1\text{ kHz}$  (linker Pfeil in Abbildung) sind einige Resonanzen in Querrichtungen festzustellen, die jedoch nie eine dominante Rolle einnehmen und auf andere Bestandteile des Versuchsaufbaus als den Vollzylinder zurückzuführen sind. Im Bereich hoher Frequenzen (rechter Pfeil in Abbildung) schneidet die Querrichtung zwar die Anregungsrichtung, jedoch ist hier deutlich das Rauschen der Messtechnik an der unteren Erfassungsgrenze zu erkennen. Hierdurch lässt sich schließen, dass die realen Schwingungen in diesem Frequenzbereich darunter liegen.

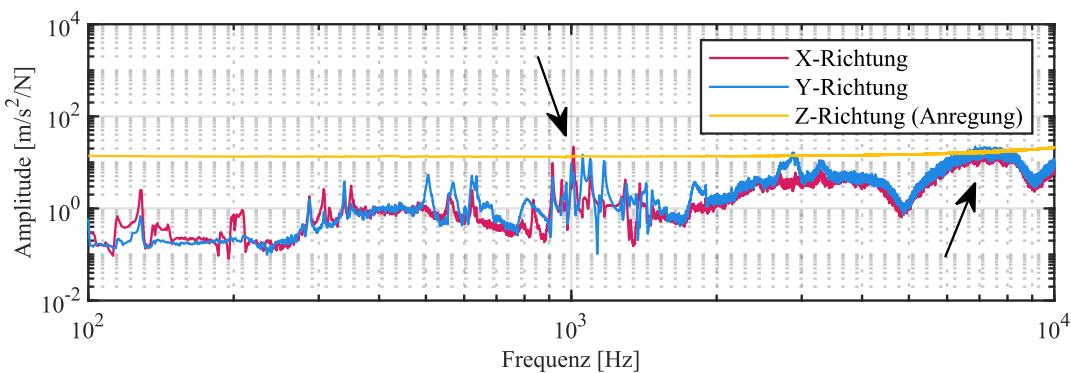


Abbildung 5.7: Messbeispiel Übertragungsfunktion auf dem Probenadapter in drei Raumrichtungen gemessen [UAM21]

Um mögliche Einflüsse des Anzugsmoments der Probenadapter in der Lagerungsstruktur auf das strukturdynamische Verhalten der Probekörper auszuschließen, wurde dieses in einem Bereich um den standardmäßig genutzten Wert von  $0,8\text{ Nm}$  variiert. Ein Messbeispiel ist nachfolgend in Abbildung 5.8 dargestellt.

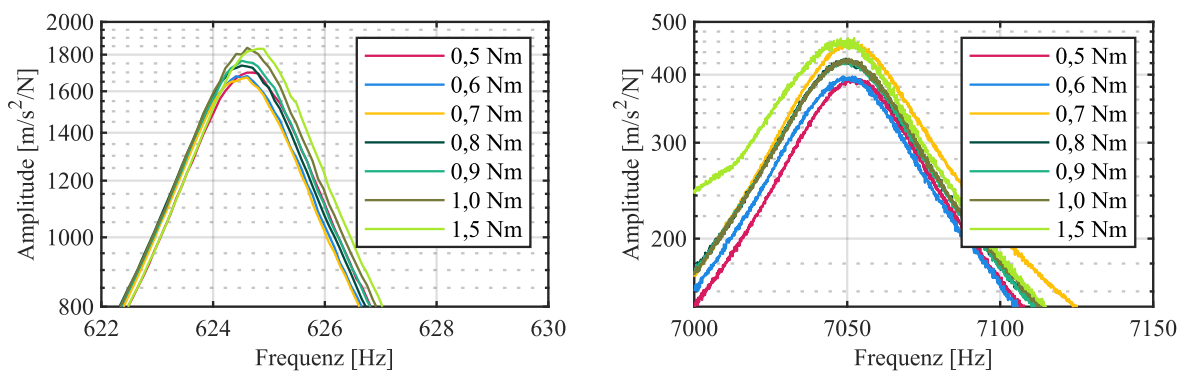


Abbildung 5.8: Messbeispiel Übertragungsfunktion Variation Anzugsmoment des Probenadapters

Bei sowohl niedrigen als auch hohen Frequenzen unterscheiden sich die Übertragungsfunktionen kaum voneinander. Die Resonanzfrequenzen und Halbwertsbreiten sind nahezu identisch. Aufgrund der Unterschiede in der Eigenfrequenz von maximal 0,05 % und in der Halbwertsbreite von 2,1 % kann ein Einfluss auf die Ergebnisse ausgeschlossen werden.

### Anregung

Wie in Kapitel 3.1.2 beschrieben, wird für die Einleitung des Körperschalls aus dem Shaker in die Lagerungsstruktur sowie der thermischen Entkopplung ein 500 mm langer Stinger benötigt. Die üblicherweise für die Modalanalyse verwendeten Stinger haben den Zweck einer uniaxialen Anregung und Entkopplung des Impedanzsensors von schädlichen Biegemomenten. Das Eigenschwingverhalten des leichten Stingers ist hierfür ausdrücklich erwünscht und hat aufgrund der üblichen Gewichtsverhältnisse keinen messbaren Einfluss auf das strukturdynamische Verhalten der angeregten Struktur. Aufgrund der verhältnismäßig leichten Lagerungsstruktur prägen sich im entwickelten Versuchsaufbau hingegen die Eigenschwingungen des Stingers in Form von kleinen Resonanzen über das Frequenzspektrum in der Übertragungsfunktion der Probe aus, siehe Messbeispiel in Blau in Abbildung 5.9.

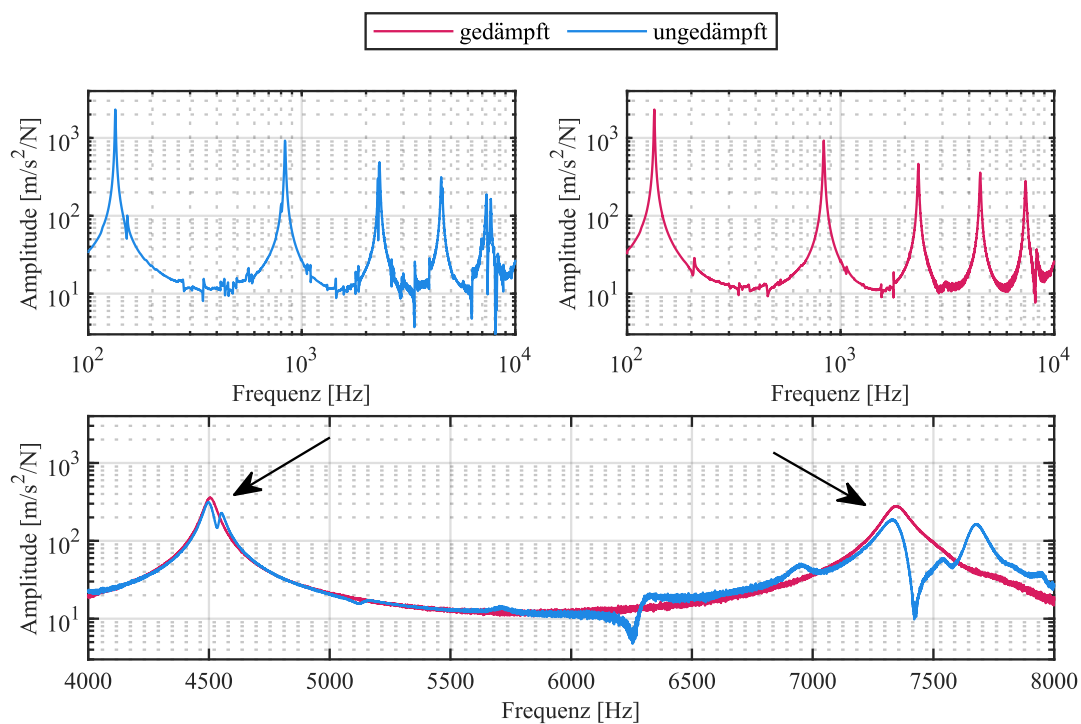


Abbildung 5.9: Messbeispiel Übertragungsfunktion Vergleich Einfluss der Dämpfung des Stingers [UAM21]

Durch diese Kopplung sind die Resonanzen der Probekörper nicht symmetrisch und lassen sich nicht auf viskoelastische Werkstoffdaten hin auswerten (Pfeile in Abbildung). Durch Dämpfung mittels Silikonschlauch wurden die Eigenschwingungen des Stingers ausreichend reduziert, siehe in Rot Abbildung 5.9. Eine Variation der Werkstoffe des Stingers zeigte keinen relevanten Einfluss, die Wahl eines Edelstahls wurde aus Gründen der bestmöglichen Kompatibilität mit der Temperatur und Luftfeuchtigkeit gewählt.

Ein möglicher negativer Einfluss des Stingers selbst kann nachfolgend in Abbildung 5.10 ausgeschlossen werden. Die direkte Anbindung des Shakers an den Impedanzsensor (blau) hat keinen relevanten Einfluss auf das strukturdynamische Verhalten der Probekörper in Resonanz.

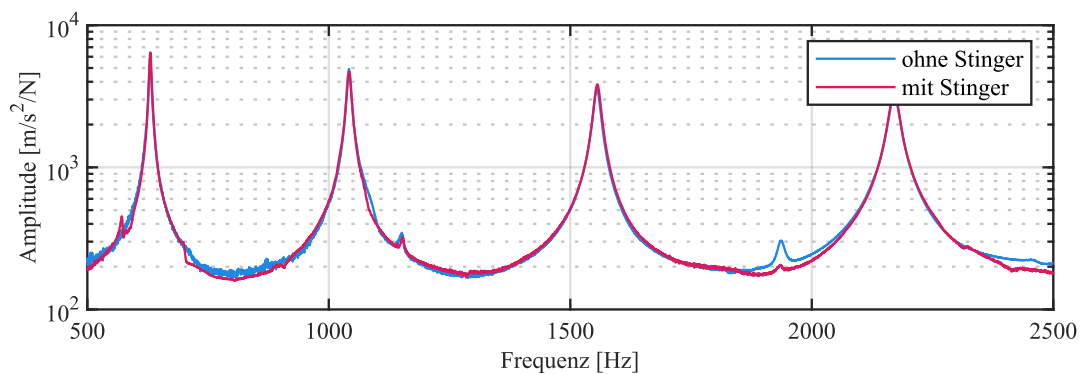


Abbildung 5.10: Messbeispiel Vergleich Übertragungsfunktion ohne und mit Stinger

Eine grundlegende Annahme ist die des linearen Übertragungsverhaltens der Probekörper unter der gegebenen Anregung. Hierfür darf sich die Übertragungsfunktion bei Variation der Anregungskraftamplitude nicht verändern. In einem Messbeispiel wurde diese in mehreren Stufen von der minimal messbaren ( $0,2 \text{ mN}$ ) bis zur maximal einstellbaren ( $2 \text{ mN}$ ) mittleren Kraftamplitude mit Amplitudenkorrektur aus Abbildung A.15 variiert. Dies ist in Abbildung 5.11 dargestellt. Die resultierenden Übertragungsfunktionen der Biegeprobe sind sowohl in Frequenz als auch Amplitude und Form vergleichbar. Daher kann in diesem Fall auch für die unteren und oberen Grenzbereiche der Messtechnik von linearem Übertragungsverhalten ausgegangen werden. Der Shaker ist daher in dem gesamten Frequenzbereich nicht in der Lage, nichtlineare Effekte im Werkstoff oder Versuchsaufbau zu erzeugen.

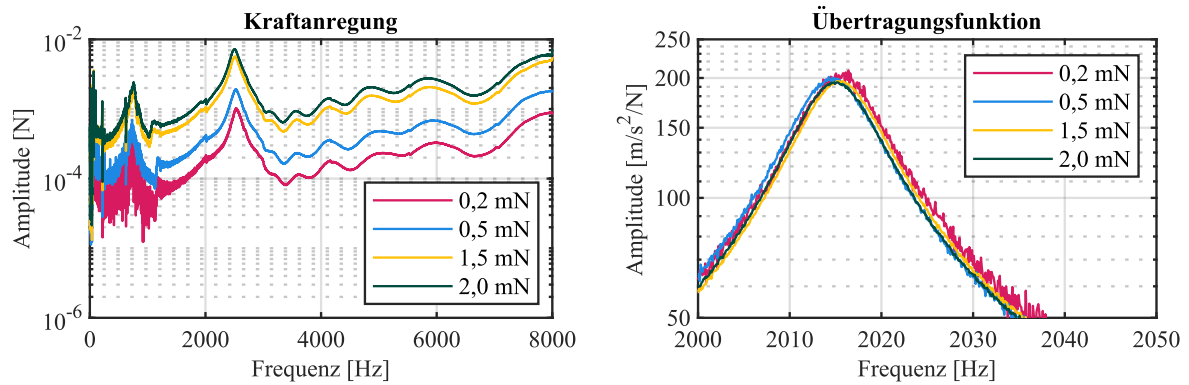


Abbildung 5.11: Messbeispiel Vergleich Variation Kraftanregung im Frequenzbereich

### 5.1.2 Validierung der charakterisierten Werkstoffeigenschaften

#### Streuung

Die mit dem Bieeresonanzversuch charakterisierten Speicher- und Verlustmoduln sind im Frequenzbereich einer Streuung unterworfen. Dies kann auf verschiedene Ursachen zurückgeführt werden, die nachfolgend an repräsentativen Messbeispielen erläutert werden. Hierfür wurden in insgesamt drei separaten Untersuchungskampagnen die drei identisch präparierten Probekörper des Werkstoffs A3WG10 je Länge und Orientierung bei 23 °C in trockenem und auf Normklima konditioniertem Zustand untersucht. Je Untersuchungskampagne fand eine neue Konditionierung bis zur Gewichtskonstanz statt. Es wurden nur symmetrische und ungekoppelte Resonanzen der Probekörper auf viskoelastische Werkstoffeigenschaften hin ausgewertet. Daher sind nicht in jeder Resonanz Datenpunkte für alle Proben vorhanden. Durch die drei zeitlich auseinanderliegenden Untersuchungen lässt sich der Einfluss des Versuchsaufbaus sowie der Konditionierungsmethode ermitteln, durch die drei Probekörper je Länge wird der Werkstoff- und Präparationseinfluss betrachtet. Im Folgenden wird eine qualitative Betrachtung durchgeführt, eine quantitative Beschreibung der Streuung der charakterisierten Werkstoffeigenschaften folgt in Tabelle 5.1. Hierbei ist jedoch zu beachten, dass eine Auswertung der relativen Standardabweichung für das gesamte Frequenzspektrum nur frequenzunabhängig erfolgen kann.

Nachfolgend sind in Abbildung 5.12 die Speicher- und Verlustmoduln des trocken konditionierten Zustands der 180 mm Proben (blau) und 140 mm Proben (grün) in 0°- und 90°-Orientierung dargestellt. Die Orientierung 30° und 45° sind in Abbildung A.40 in Anhang A.8 zu finden.

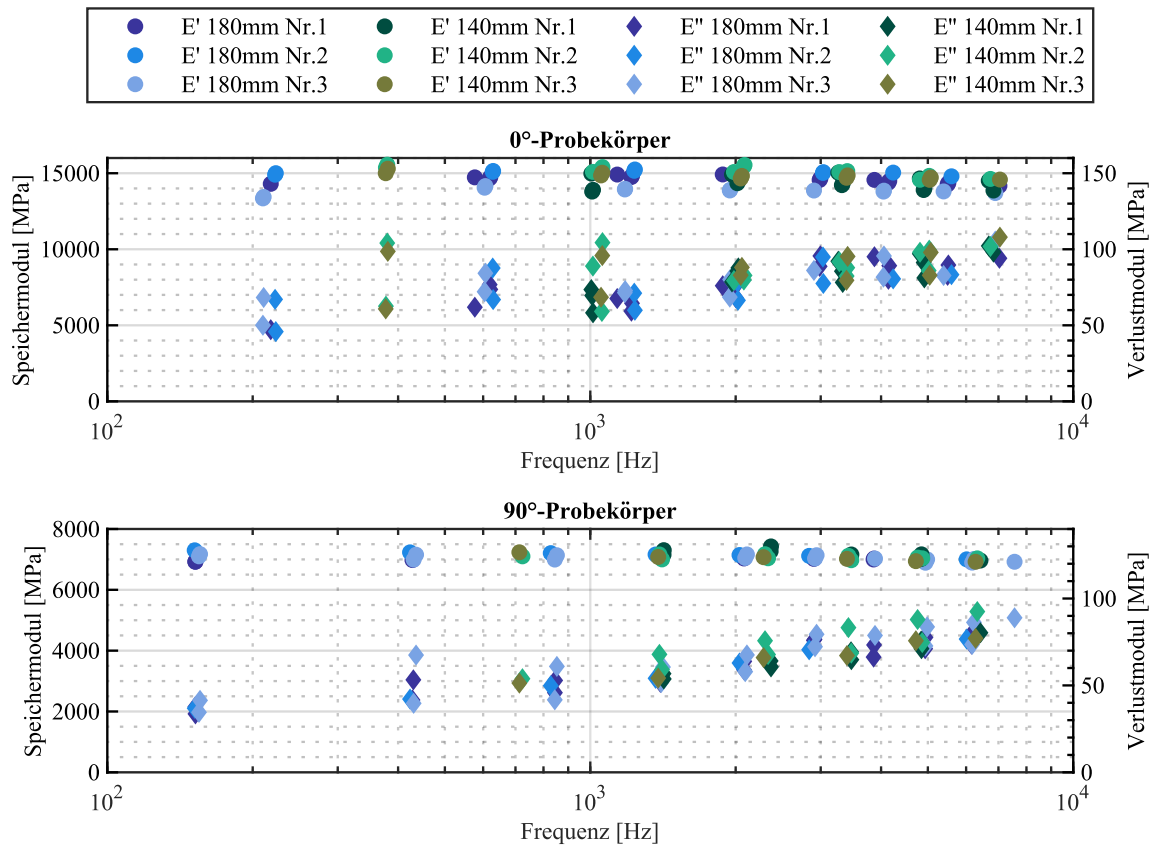


Abbildung 5.12: Messdatenpunkte Biegeresonanzversuch A3WG10 23 °C 0 %RH aufgeteilt in Länge und Probennummer, Kreis: Speichermodul, Raute: Verlustmodul

Es zeigen sich Streuungen entlang Frequenz- und Modulachse. Die Speichermoduln der einzelnen Proben sind, obwohl an gleicher Position aus den Probenplatten präpariert, unabhängig von den drei Messreihen einheitlich entlang der Frequenzachse zueinander verschoben. Dies spricht für Unterschiede zwischen den Probekörpern und nicht für einen Einfluss durch das Messverfahren selbst. Unterschiede in der Konditionierung in den drei Messreihen haben nur einen geringen Einfluss auf den Speichermodul da die Punkte größtenteils übereinander liegen. Ein höherer Speichermodul des Probekörpers führt auch zu einer erhöhten Resonanzfrequenz und daher einer gleichzeitigen Verschiebung des Datenpunkts entlang der Frequenzachse. Ursache hierfür sind Unterschiede in der Gesamtfaserorientierung der Probekörper aufgrund von Streuungen in der Präparation sowie Schwankungen der Faserorientierung in der Herstellung der Probenplatten. Eine unterschiedliche Geometrie der Probekörper entlang der Länge und Höhe hat keinen direkten Einfluss auf den Speichermodul, da die Geometrie in Gleichung (3-8) bei der Berechnung berücksichtigt wird. Beide Probenlängen weisen einen ähnlichen Werte- und Streubereich auf, wobei der der 90°-Probe geringer ist als der

der 0°-Probe. Insgesamt ist der größte Einfluss auf die Unterschiede zwischen den einzelnen Probekörpern selbst zurückzuführen. Daher kann eine direkte Frequenzabhängigkeit des Speichermoduls abgeleitet werden.

Der Verlustmodul weist einen größeren relativen Streubereich entlang der Modul-Achse auf. Bei den 140 mm Proben sind in den ersten beiden dargestellten Resonanzen Ausreißer zu beobachten. Mögliche Ursachen sind ungünstige Kopplungen mit anderen Schwingungsphänomenen, die in der Resonanz der Übertragungsfunktion optisch nicht zu erkennen sind. Insbesondere äußern sich jedoch Unterschiede im Konditionierungszustand zwischen den Messreihen dadurch, dass gleichfarbige Punkte gleicher Proben der Untersuchungskampagnen nicht deckungsgleich übereinander liegen. Daraus ist zu schließen, dass der Verlustmodul deutlich empfindlicher auf minimale Änderungen des Konditionierungszustands reagiert als der Speichermodul. Trotz einer großen Streuung kann insbesondere bei hohen Frequenzen eine direkte Frequenzabhängigkeit abgeleitet werden, siehe Ergebnisse in nachfolgendem Kapitel 5.1.3.

Für eine direkte Vergleichbarkeit der im Normklima konditionierten Probekörper werden dieselben 0°-Proben des A3WG10 nachfolgend in Abbildung 5.13 dargestellt. Die Orientierung 30° und 45° sind in Abbildung A.41 in Anhang A.8 zu finden.

Der Speichermodul zeigt bei etwas geringeren Werten einen ähnlichen Trend wie bei den trocken konditionierten Probekörpern. Die Konditionierung in Normklima ist jedoch weniger gut reproduzierbar wie eine trockene Konditionierung. Dies zeigt sich beispielsweise bei der ersten dargestellten Resonanz der 180 mm Proben. Hier ist eine deutlichere Abweichung des Speichermoduls zwischen den Messreihen der gleichen Proben zu erkennen. Daher ist die Streuung im Speichermodul im Vergleich zum trocken konditionierten Zustand etwas erhöht.

Der Verlustmodul ist im Vergleich zum trocken konditionierten Zustand um ein Vielfaches höher. Relativ gesehen ist die Streubreite geringer und es sind keine Ausreißer bei den ersten zwei dargestellten Resonanzen der 140 mm Proben mehr zu erkennen. Ursächlich hierfür könnte die höhere Dämpfung im Werkstoff bei Normklima sein, welche die gekoppelten Resonanzschwingungen in der Übertragungsfunktion deutlich reduziert. Das Streuband selbst ist ausreichend gering, um eine direkte Frequenzabhängigkeit des Verlustmoduls abzuleiten.

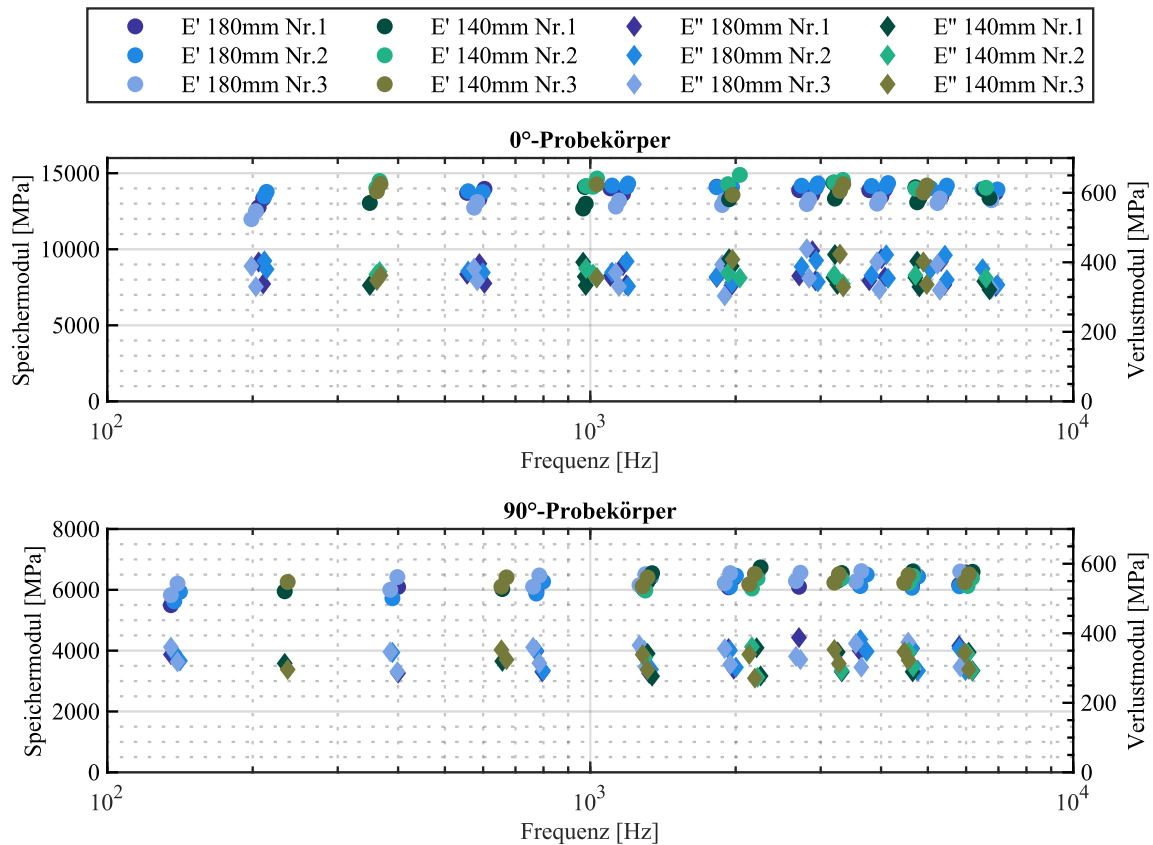


Abbildung 5.13: Messdatenpunkte Biegeresonanzversuch A3WG10 23 °C 50 %RH aufgeteilt in Länge und Probennummer, Kreis: Speichermodul, Raute: Verlustmodul

Modul / Temperatur+ Konditionierung	Speichermodul	Verlustmodul
23 °C 0 %RH ( $T < T_g$ )	0°: 3,5%	0°: 17,2%
	30°: 3,8%	30°: 17,2%
	45°: 2,2%	45°: 19,2%
	90°: 1,5%	90°: 22,2%
23 °C 50 %RH ( $T \approx T_g$ )	0°: 3,9%	0°: 8,3%
	30°: 4,9%	30°: 7,1%
	45°: 4,4%	45°: 9,1%
	90°: 3,9%	90°: 9,1%

Tabelle 5.1: Zusammenfassung der relativen Standardabweichung der charakterisierten Speicher- und Verlustmodule für unterschiedliche Probenorientierungen am Beispiel A3WG10, Je Ergebnis wurden in Summe 18 einzelne Probenmessungen (Je Probenorientierung: zwei Längen mit jeweils drei Probekörpern, die jeweils drei Mal zeitlich unabhängig untersucht wurden) ausgewertet

## Mittelung, Inter- und Extrapolation

Um die zuvor dargestellten Punktwolken in einen im gesamten Frequenzbereich stetigen Kurvenverlauf zu überführen, wurde ein Mittelungs- sowie Inter- und Extrapolationsansatz entwickelt. Die prinzipielle Funktionsweise wurde bereits in Kapitel 4.3 beschrieben. Um abhängig von den Eigenfrequenzen der verwendeten Probekörper den gesamten Frequenzbereich abzudecken, wird der interpolierte Verlauf kubisch fortgesetzt. Ein linearer Ansatz ist für Inter- und Extrapolation ebenfalls denkbar. Er wäre stabiler gegenüber Ausreißern, würde jedoch keinen stetigen Gesamtverlauf bilden.

Beispiele für eine gute Funktionalität sind nachfolgend in Abbildung 5.14 dargestellt. Dabei handelt es sich um Messungen der 0°-Proben des trocken konditionierten A3WG10 bei 23 °C und 130 °C. Sowohl für Speicher- als auch Verlustmodul kann in diesen Fällen der Trend über das Frequenzspektrum hinweg gut abgebildet werden. Dies gilt für eine umfangreiche aber ebenso auch begrenzte Datenbasis.

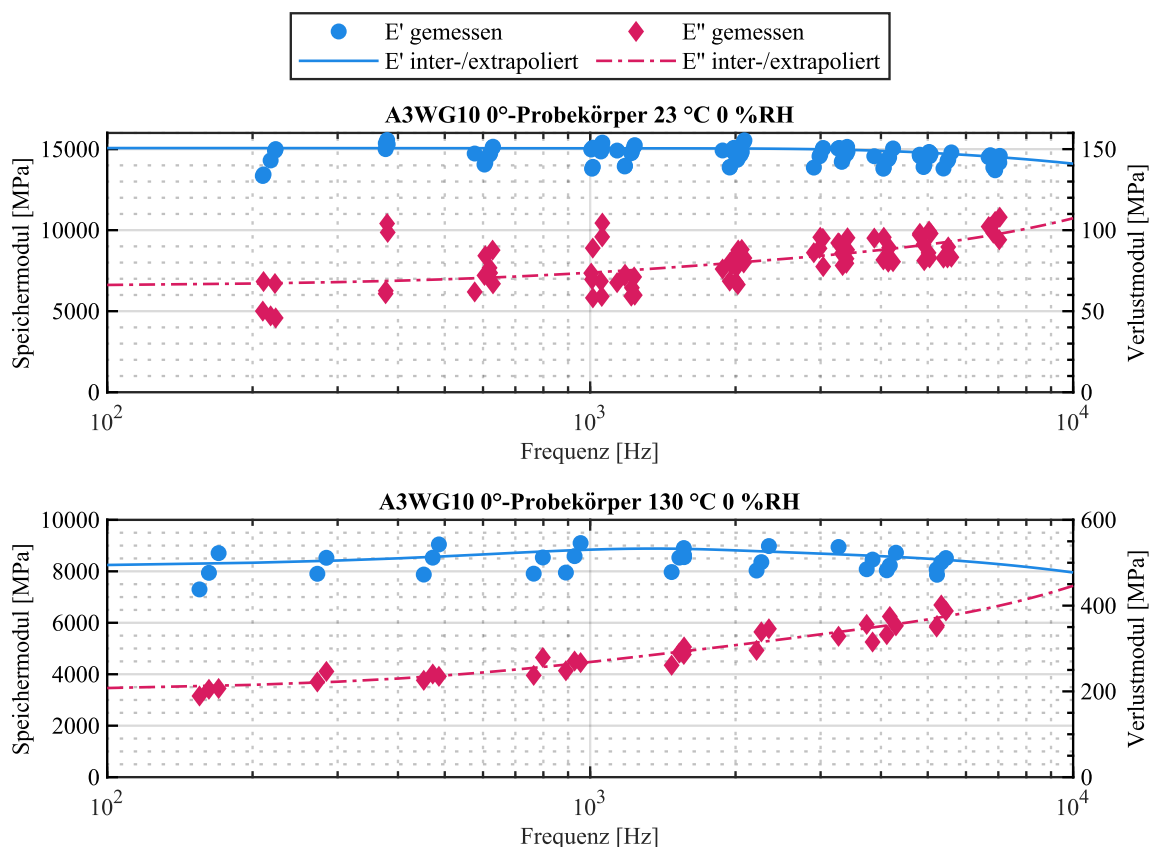


Abbildung 5.14: Inter-/Extrapolation der charakterisierten Werkstoffeigenschaften im Frequenzbereich



Beispiele für eine eingeschränkte Funktionalität sind nachfolgend in Abbildung 5.15 dargestellt. Eine ungünstige Konstellation der hochfrequenten Verlustmoduln des in Normklima konditionierten A3WG10 erzeugt einen abfallenden Verlauf, der aus den Datenpunkten jedoch anscheinend nicht direkt hervorgeht. Beim Beispiel des X6952 ist die zugrunde liegende Datenbasis sehr gering, sodass das viskoelastische Verhalten im gesamten Frequenzbereich, insbesondere unterhalb von 400 Hz, nicht mit Sicherheit durch die Kurve abgebildet wird. Eine Verwendung des extrapolierten Frequenzbereichs ist daher nur unter Annahme frequenzunabhängigen Werkstoffverhaltens möglich.

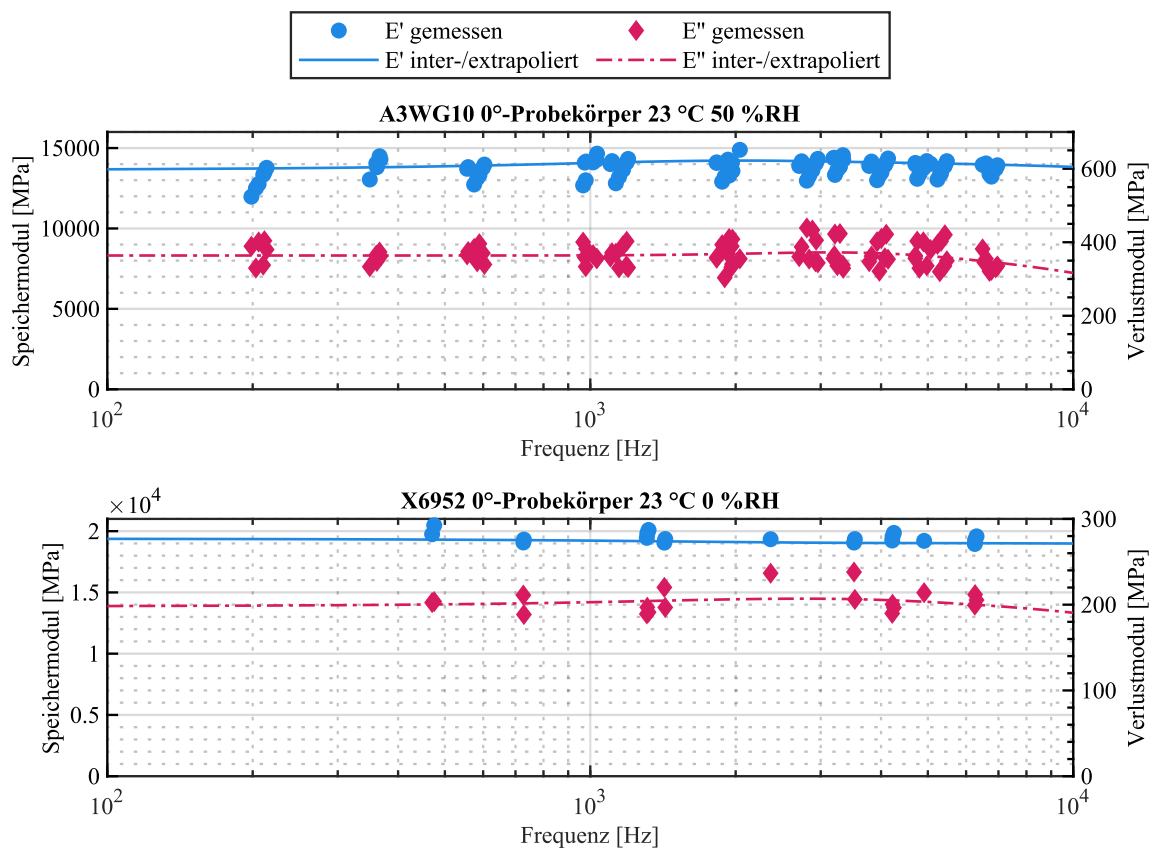


Abbildung 5.15: Inter-/Extrapolation der charakterisierten Werkstoffeigenschaften im Frequenzbereich der A3WG10 0°-Proben, links: A3WG10 23 °C 50 %RH; rechts: X6952 23 °C 0 %RH

### 5.1.3 Einfluss von Temperatur, Konditionierungszustand und Frequenz auf die Viskoelastizität und Vergleich mit dem Stand der Technik

Die Einflussfaktoren Temperatur, Konditionierungszustand sowie die Frequenz der Anregung haben bedeutende Wechselwirkungen auf Speicher- und Verlustmodul.

Zunächst wird deren Relevanz anhand der erzeugten Materialkarten beschrieben. Daraufhin folgt der Vergleich mit Daten aus dem Stand der Technik (DMA und ZTV) am Beispiel des Werkstoffs A3WG10. Die Ergebnisse und Diskrepanzen wurden in Teilen bereits in [UAM21] diskutiert. Zur Reduktion der Komplexität sind die nachfolgenden Betrachtungen bei vergleichbarer Faserorientierung sowie identischer Frequenz und Konditionierungszustand dargestellt. Der Einfluss der Faserorientierung selbst wird separat im anschließenden Kapitel 5.1.4 analysiert.

#### Temperatur, Konditionierungszustand und Frequenz im Biegeresonanzversuch

Basis für die nachfolgende Analyse der Einflussfaktoren sind die vollständigen Materialkarten in Anhang A.6. Eine Kurzzusammenfassung ist nachfolgend in Tabelle 5.2 zu finden.

Für den umfangreich charakterisierten Thermoplast A3WG10 zeigt sich das charakteristische temperatur- und konditionierungszustandsabhängige Werkstoffverhalten. Der Speichermodul sinkt mit steigender Temperatur, besonders deutlich wird das Gefälle im Bereich des Glasübergangs. Dieser liegt im trocken konditionierten Zustand im Bereich der Messungen bei 70 °C und 100 °C und im Normklima konditionierten Zustand im Bereich der Messung bei 23 °C. Der Verlustmodul wird bei steigenden Temperaturen im Bereich des Glasübergangs größer und fällt zu höheren Temperaturen wieder ab. Im trocken konditionierten Zustand ist ein Anstieg um den Faktor 4 zu beobachten, im Normklima konditionierten Zustand um den Faktor 2.

Die Anregungsfrequenz hat kaum Auswirkungen auf die Werte des Speichermoduls des A3WG10, unabhängig ob trocken oder im Normklima konditioniert. Zu höheren Frequenzen ist lediglich ein geringes Gefälle der Steifigkeitswerte im niedrigen Prozentbereich zu beobachten. Der Verlustmodul zeigt hingegen über das charakterisierte Frequenzspektrum eine deutlich ausgeprägte Frequenzabhängigkeit. In beiden Konditionierungszuständen steigt er unter- und oberhalb des Glasübergangs mit steigender Frequenz an, zwischen 100 Hz und 10 kHz um einen Faktor zwischen 1,5 und 3. Hingegen ist im Bereich des Glasübergangs bei beiden Konditionierungszuständen keine ausgeprägte Frequenzabhängigkeit zu beobachten.

Der Duroplast X6952 wurde in weniger Messpunkten weniger umfangreich charakterisiert. Hierdurch sind die Kurven im direkten Vergleich mit dem A3WG10 aufgrund des Inter- und Extrapolationsansatzes keine glatten Flächen und es sind

teilweise unplausible Gradienten in den äußeren Randbereichen des Verlustmoduls festzustellen. Das temperaturabhängige Werkstoffverhalten selbst ist erwartungsgemäß. Im betrachteten Temperaturbereich zwischen 23 °C und 130 °C, der vollständig unterhalb des Glasübergangs liegt, fällt der Wert des Speichermoduls bei steigender Temperatur um einen Wert im Bereich 5 – 10 % ab. Das charakteristische Gefälle im Bereich des Glasübergangs wie bei A3WG10 ist nicht zu beobachten. Der Verlustmodul nimmt mit steigender Temperatur in einzelnen Bereichen zu, dieser Anstieg ist jedoch aufgrund der begrenzten Datenbasis nicht eindeutig vom Inter- und Extrapolationsansatz zu trennen.

Die Anregungsfrequenz hat wie beim Thermoplast keinen relevanten Einfluss auf den Speichermodul des X6952, mit zunehmender Frequenz ist ebenfalls ein sehr geringes Gefälle im niedrigen Prozentbereich zu beobachten. Dies begründet wiederum die Notwendigkeit einer umfangreichen Messdatenbasis. Der Verlustmodul zeigt hingegen einen deutlichen Einfluss der Anregungsfrequenz mit einer Zunahme um den Faktor von bis zu 2 über das betrachtete Frequenzspektrum. Ein einheitlicher Trend wie beim A3WG10 ist jedoch nicht festzustellen. Die dargestellten Kurven entlang der Frequenzachse sind ebenfalls nicht eindeutig von Einflüssen des Inter- und Extrapolationsansatzes zu trennen.

Die an Proben mit grundlegend unterschiedlicher Geometrie charakterisierten Werkstoffeigenschaften des Thermoplast 70G50HSLA weisen ebenfalls weniger Messpunkte und eine begrenzte Datenbasis auf. Somit sind keine ebenen Flächen und teilweise unplausible, hohe Gradienten im Verlauf der Materialkarten zu beobachten. Da der Werkstoff von seiner relevanten Struktur in Matrix und Faser vergleichbar zum A3WG10 ist, sollten die resultierenden Werkstoffkurven zumindest eine große Ähnlichkeit in ihrem Wertebereich aufweisen.

Der Speichermodul des 70G50HSLA unterscheidet sich insgesamt nur gering von den Werten des A3WG10, der Verlustmodul zeigt größere Unterschiede, die jedoch auf den Inter- und Extrapolationsansatz zusammen mit der geringen Datenbasis zurückzuführen sind. Mit steigender Temperatur fällt der Speichermodul über den Glasübergang hinweg erwartungsgemäß stark ab. Der Verlustmodul steigt im trocken konditionierten Zustand von 23 °C zum Glasübergang hin bis 70 °C um den Faktor 2,5 an. Das Gefälle nach dem Glasübergang zu 130 °C ist vergleichbar zum A3WG10. Im Normklima konditionierten Zustand, der bei 23 °C im Bereich des Glasübergangs liegt, ist der Speichermodul auf

gleichem Niveau wie im trocken konditionierten Zustand. Der Verlustmodul ist um den Faktor 4 höher.

Das beim A3WG10 beobachtete frequenzabhängige Verhalten des Verlustmoduls kann beim 70G50HSLA zum Teil ebenfalls beobachtet werden. Unter und oberhalb des Glasübergangs (trocken konditioniert: 23 °C, 130 °C) steigt der Verlustmodul mit zunehmender Frequenz an. Im Glasübergang (trocken konditioniert: 70 °C, Normklima: 23 °C) ist keine Frequenzabhängigkeit zu beobachten. Der Speichermodul zeigt in beiden Konditionierungszuständen bei 23 °C eine im Vergleich zum A3WG10 größere Frequenzabhängigkeit. Diese ist jedoch eher auf die geringe Datenbasis zurückzuführen als auf ein grundlegend unterschiedliches Werkstoffverhalten.

Werkstoff/ Temperatur+ Konditionierung	A3WG10	X6952	70G50HSLA
$T < T_g$	$f \uparrow = E' \rightarrow$ $f \uparrow = E'' \uparrow$	$f \uparrow = E' \rightarrow$ $f \uparrow = E'' \uparrow$	$f \uparrow = E' \rightarrow$ $f \uparrow = E'' \uparrow$
$T \approx T_g$	$f \uparrow = E' \rightarrow$ $f \uparrow = E'' \rightarrow$	-	$f \uparrow = E' \rightarrow$ $f \uparrow = E'' \rightarrow$
$T > T_g$	$f \uparrow = E' \rightarrow$ $f \uparrow = E'' \uparrow$	-	$f \uparrow = E' \rightarrow$ $f \uparrow = E'' \uparrow$

Tabelle 5.2: Zusammenfassung der frequenzabhängigen Viskoelastizität

### Einordnung der Ergebnisse der DMA und ZTV als Stand der Technik

Die DMA ist die etablierte Methode zur Charakterisierung von Speicher- und Verlustmodul. Ihr Prinzip wurde bereits umfangreich in Kapitel 2.1.2 beschrieben. Obwohl der nutzbare Frequenzbereich technisch auf maximal 100 Hz begrenzt ist, kann er durch das ZTV-Prinzip in Form mathematischer Verschiebungsansätze in beliebige Richtung erweitert werden. Voraussetzung ist thermorheologisch einfaches Materialverhalten. Dies kann mithilfe eines Wicket-Plots überprüft werden, der einen rein bogenförmigen Verlauf unabhängig von Anregungsfrequenz und Temperatur ausbilden sollte. Abbildung 5.16 und Abbildung 5.17 zeigen die Wicket-Plots des A3WG10.

In beiden Konditionierungszuständen zeigen sich Streuungen in den Datenpunkten, sodass eine Fläche an Punkten anstatt eines bogenförmigen Verlaufs entsteht. Im trocken konditionierten Zustand zeigen sich aufgrund des breiteren Temperaturspektrums am linken und rechten Rand des Diagramms Anomalien in Form von zusätzlichen kleinen Bögen. Ist der Verlauf derart verzerrt und weist keinen rein nach unten geöffneten Bogen auf, liegt kein thermorheologisch einfaches Verhalten vor, siehe Abbildung 2.6 in Kapitel 2.1.2. Für den untersuchten Werkstoff können Zeit-Temperatur-Verschiebungsansätze

daher nicht zur Extrapolation der viskoelastischen Werkstoffdaten in dem gesuchten Frequenzbereich zwischen 10 Hz und 10 kHz verwendet werden. Hierdurch würden unstetige Kurvenverläufe entstehen, die durch Manipulation mit weiteren Verschiebungsmethoden zwar auch in stetige Verläufe überführt werden könnten, dann jedoch keinerlei Zusammenhang mit dem realen Werkstoffverhalten mehr hätten. Daher ist streng genommen kein direkter Vergleich der im Biegeresonanzversuch erzeugten viskoelastischen Werkstoffdaten mit den DMA-Ergebnissen in einem sich überschneidenden Frequenzbereich möglich. Die DMA ist jedoch die einzige, weit verbreitete und standardisierte Möglichkeit zur Charakterisierung von Speicher- und Verlustmodul. Unter Berücksichtigung der zuvor gewonnenen Erkenntnisse wird dennoch ein Ergebnisvergleich versucht. Für die Interpretation und Bewertung der Unterschiede sind jedoch noch weitere Informationen notwendig, die nachfolgend erläutert werden.

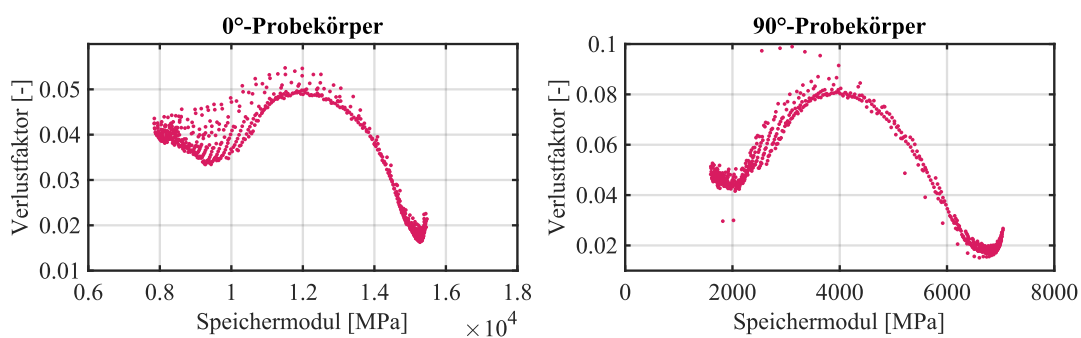


Abbildung 5.16: Wicket-Plot der DMA-Versuche A3WG10 0 %RH, Temperaturbereich - 20 °C – 170 °C & 0,1 Hz – 10 Hz [UAM21]

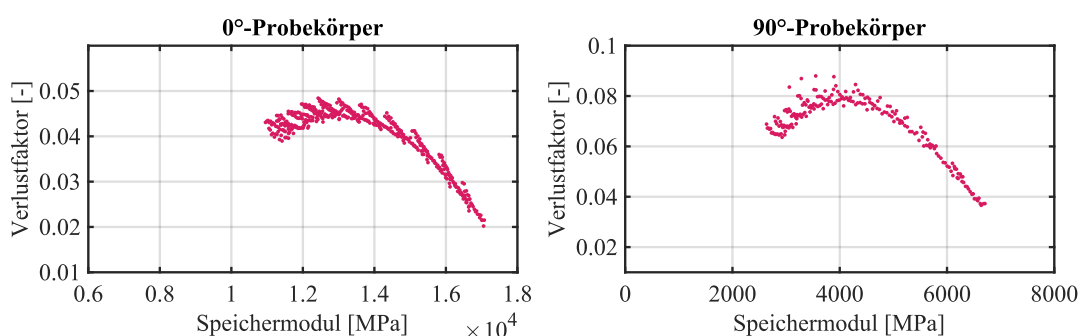


Abbildung 5.17: Wicket-Plot der DMA-Versuche A3WG10 50 %RH, Temperaturbereich 5 °C – 55 °C & 0,1 Hz – 10 Hz

Die Probekörper und die durchgeführten Untersuchungen in zwei unterschiedlichen Laboren wurden in den Kapiteln 4.1.1 und 4.2.1 beschrieben. Trotz Beachtung aller Aspekte hinsichtlich Kalibrierung, Präparation, Konditionierung, Lagerung und Anregung war es mit der DMA nicht möglich für die vorliegenden Werkstoffe reproduzierbare und vergleichbare Ergebnisse zu erzeugen. Gründe hierfür sind eine zu geringe Werkstoffdämpfung, nicht konstante Konditionierungs- und Umgebungsbedingungen sowie eine zu große Dämpfung in der Probenlagerung. Die DMA ist für Werkstoffe mit Verlustfaktoren  $< 2\%$  nicht geeignet, siehe Kapitel 2.1.2. Da in diesem Bereich die Phasenverschiebung sehr gering ist, besteht ein großer Fehler in der korrekten Bestimmung der Dämpfung. Für den betrachteten Werkstoff A3WG10 ist eine zuverlässige Bestimmung mit der DMA somit nur im Bereich des Glasübergangs gegeben. Im Biegeresonanzversuch ist dies hingegen kein Problem, solange die scharfen Resonanzspitzen bei schwacher Dämpfung fein genug aufgelöst werden können und keine äußeren Dämpfungseinflüsse wirken.

Da sich der Temperatursensor nur in der Nähe der Probe und nicht darauf oder darin befindet, kann ein Temperaturgradient in der Thermokammer der DMA ebenso wie in der Probe bei den untersuchten Temperaturrampen selbst mit moderaten Wartezeiten nicht verhindert werden. Zusätzlich reagieren die Kunststoffe besonders empfindlich auf Änderungen des Konditionierungszustands. Dies äußert sich besonders bei Untersuchungen trocken konditionierter Probekörper. Obwohl die Thermokammer mit getrockneter Druckluft gespült wird, ist sie aufgrund der Versuchsanordnung nicht vollständig dicht und ein Austausch mit der Umgebung kann stattfinden. Hierdurch dringt Feuchtigkeit ein und insbesondere bei hohen Temperaturen nehmen die Probekörper diese besonders schnell auf. Beide Probleme sind im vorgestellten Biegeresonanzversuch nicht vorhanden. Die Klimakammer ist vollständig abgeschlossen und kann sowohl den trocken konditionierten als auch den Normklimazustand konstant halten. Zusätzlich werden nur Untersuchungen in konstantem Klima ohne Rampen durchgeführt, sodass sich über einen langen Zeitraum ein konstanter Zustand im gesamten Prüfraum und den darin gelagerten Proben einstellt.

Zuletzt ist in der DMA die Kontaktdämpfung zu beachten, die bei der Dreipunktbiegung im Bereich der untersuchten Materialdämpfung liegen kann, siehe Kapitel 2.1.2. Der Einfluss ist besonders präsent, wenn das Material selbst eine äußerst geringe Dämpfung aufweist. Dies ist bei A3WG10 unterhalb des Glasübergangsbereichs der Fall, also beispielsweise im trocken konditionierten Zustand bei Raumtemperatur. Im Gegensatz

zur reibschlüssigen Verbindung in der DMA wird im Biegeresonanzversuch eine stoffschlüssige Verbindung der Probekörper mit dem Versuchsaufbau verwendet. Durch die hohe Temperaturbeständigkeit des Klebstoffs, wird an dieser Stelle keine vergleichbar hohe Dämpfung erzeugt.

### Temperaturabhängigkeit der DMA am Beispiel A3WG10

Die Untersuchungen zur Temperaturabhängigkeit wurden bei konstanter Frequenz von 1 Hz mit einer Heizrate von 2 K/min durchgeführt. Die Ergebnisse des direkten Vergleichs zwischen den beiden DMA-Untersuchungen und dem Biegeresonanzversuch sind in Abbildung 5.18 und Abbildung 5.19 zu sehen.

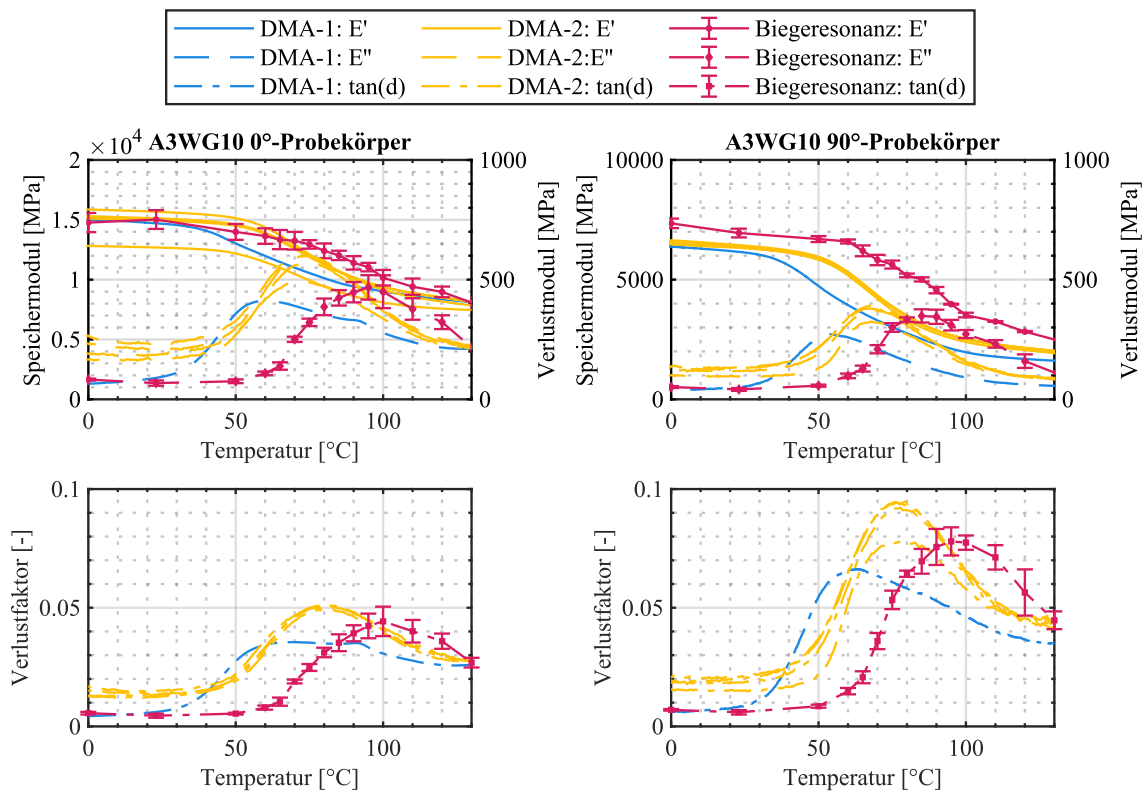


Abbildung 5.18: Vergleich Temperaturabhängigkeit A3WG10 0%RH, DMA 1 Hz [UAM21]

Hierbei wird in beiden Konditionierungszuständen ein signifikanter Unterschied der Kurven deutlich. Eine zuverlässige Vergleichsgrundlage bietet der Bereich des Glasübergangs, also das steile Gefälle des Speichermoduls oder die Überhöhung des Verlustmoduls und Verlustfaktors. Beide verwendeten DMA-Untersuchungen unterscheiden sich bereits grundlegend voneinander. Bei DMA-1 (in Blau) wurde ein Versuch und bei DMA-2 (in Gelb) wurden insgesamt vier direkt aufeinanderfolgende

Versuche zur Bewertung der Reproduzierbarkeit durchgeführt. Das Streuband der DMA-Maschine wird bei der DMA-2 im trocken konditionierten Zustand deutlich. Im Normklima fällt das Streuband aufgrund des deutlich geringeren Temperaturbereichs entsprechend kleiner aus.

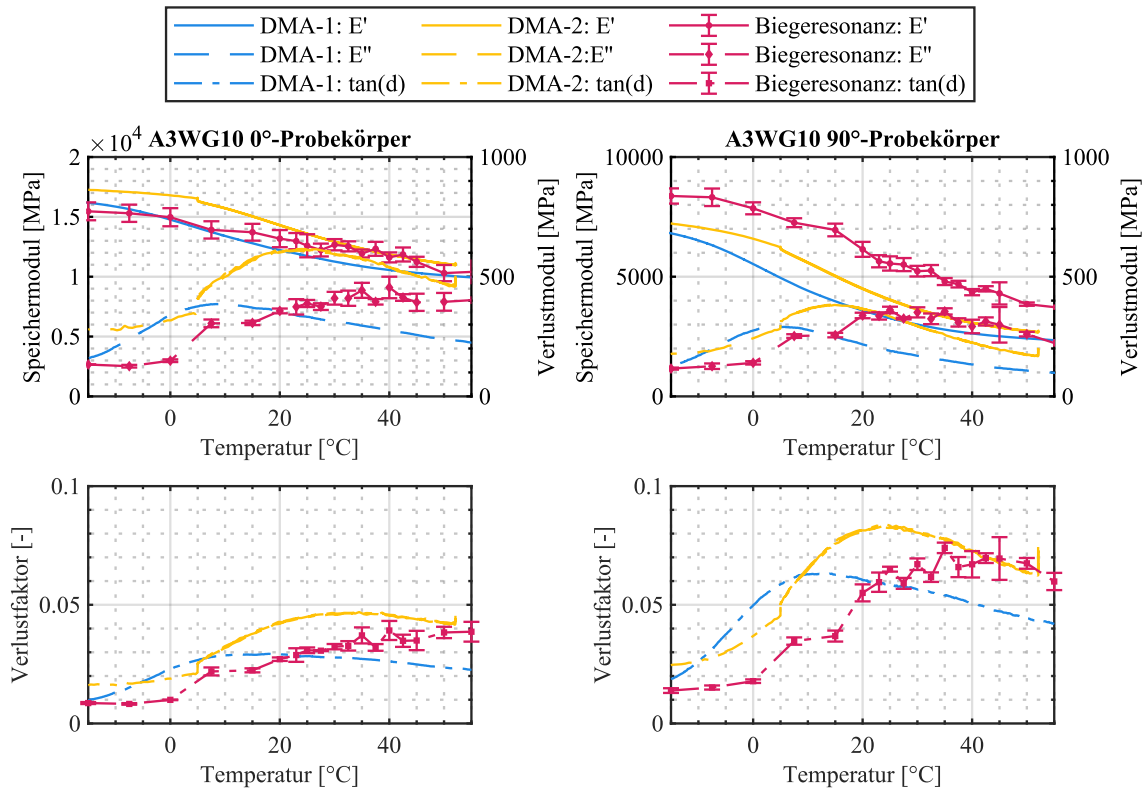


Abbildung 5.19: Vergleich Temperaturabhängigkeit A3WG10 50 %RH, DMA 1 Hz

Die Glasübergangsbereiche der beiden DMA-Untersuchungen unterscheiden sich im trocken konditionierten Zustand um etwa 20 °C. Der Verlustfaktor oder Verlustmodul unterhalb des Glasübergangs von DMA-1 ist um die Hälfte geringer als bei DMA-2, im Glasübergang ist er um etwa ein Drittel geringer. Der Speichermodul unterscheidet sich hauptsächlich durch die horizontale Verschiebung des Glasübergangs, nicht jedoch durch eine absolute Abweichung. Im Normklima konditionierten Zustand kann ein ähnliches Verhalten beobachtet werden. Die relative Abweichung zwischen DMA-1 und DMA-2 liegt ebenfalls bei etwa 20 °C, was für einen systematischen Fehler zwischen den Messsystemen spricht. Die Werte von Speicher- und Verlustmodul sind jedoch in beiden Konditionierungszuständen ähnlich. Daher hat die Konditionierung lediglich einen Einfluss auf die horizontale Verschiebung der viskoelastischen Werkstoffeigenschaften.



Die DMA-Ergebnisse bestätigen die in Kapitel 2.1.2 beschriebene Beobachtung, dass die in ein und demselben Labor durchgeführte DMA reproduzierbar ist. Zwischen verschiedenen Laboren können jedoch signifikante Unterschiede in den erzeugten Messwerten auftreten. Die ermittelten viskoelastischen Kennwerte können daher nur relativ und nicht absolut betrachtet werden. Mögliche Ursachen für Fehler sind die unterschiedlichen Messgeräte und die Probenlagerung sowie Unterschiede in den Einstellungen und der Versuchsdurchführung. Für den Biegeresonanzversuch konnte dies bislang nicht überprüft werden.

#### Einordnung des Biegeresonanzversuchs in die temperaturabhängigen DMA-Ergebnisse

Der Biegeresonanzversuch ist zusätzlich in Rot in Abbildung 5.18 und Abbildung 5.19 dargestellt. Hierfür wurden die diskreten Temperaturpunkte als Mittelwert mit Standardabweichung für die jeweils niedrigste charakterisierte Frequenz im Bereich  $> 100 \text{ Hz}$  verwendet. Daher liegt zwischen den Messergebnissen ein Frequenzbereich von zwei Zehnerpotenzen. Das unstetige Verhalten im Bereich zwischen  $25 \text{ °C}$  und  $45 \text{ °C}$  im Normklima konditionierten Zustand ist auf die geringe Anzahl auswertbarer Resonanzen im niedrigen Frequenzbereich zurückzuführen. Im direkten Vergleich zur DMA ist eine kombinierte horizontale und vertikale Verschiebung zu erkennen.

Für die vertikale Verschiebung gibt es unter Berücksichtigung der überlagerten horizontalen Verschiebung des Glasübergangs zwei bedeutende Ursachen. Die DMA-Proben sind im selben Bereich der Probenplatten wie die Biegeresonanzproben entnommen. Da sie aufgrund der Größenunterschiede nur partiell übereinstimmen, führt die Homogenisierung zu einer leicht anderen Mittelung der resultierenden und charakterisierten Faserorientierungsverteilung. Die Winkelabweichung der resultierenden Orientierung der  $0^\circ$ - und  $90^\circ$ -Probe entsprechend des Materialmodells und der Vorgehensweise in Kapitel 3.4 und 4.3 beträgt jedoch nur etwa  $1^\circ - 2^\circ$ . Dies führt zu einer Abweichung im Absolutwert des Speichermoduls bei der  $0^\circ$  orientierten Probe von bis zu 5 % und bei der  $90^\circ$  orientierten Probe von bis zu 0,5 %. Des Weiteren wird mit dem Biegeresonanzversuch das nahezu ungedämpfte, strukturdynamische Verhalten untersucht. Im Gegensatz zur DMA ist eine Charakterisierung der Dämpfung auch in Bereichen des Verlustfaktors  $< 2 \%$  möglich. Die Unterschiede zwischen beiden Verfahren sind insbesondere unterhalb des Glasübergangs zu sehen. Die mit dem Biegeresonanzversuch für das A3WG10 charakterisierten Verlustfaktoren liegen in einem plausiblen Bereich, siehe [AS14]. Im Bereich des Glasübergangs steigt die

Dämpfung in einen für die DMA gut messbaren Bereich an, der restliche Unterschied zum Verlustfaktor und Verlustmodul kann möglicherweise auf die Kontaktdämpfung der Probenlagerung zurückgeführt werden. Ein sicherer Beweis hierfür ist jedoch nicht möglich.

Horizontal ist der Glasübergangsbereich des Biegeresonanzversuchs um etwa 20 °C zu höheren Temperaturen verschoben. Hierfür gibt es zwei bedeutende Einflussfaktoren. Zum einen ist dies die Konditionierung. Ein höherer Gehalt an Feuchtigkeit im Material verschiebt den Glasübergangsbereich zu niedrigeren Temperaturen. Trotz getrockneter Druckluftspülung oder Herstellung eines Klimas mit 50 % Feuchtigkeitsgehalt in der DMA zeigten die Proben unmittelbar nach dem Versuch eine signifikante Gewichtszunahme im Vergleich zu direkt davor. Gründe hierfür sind die nicht vollständig dicht abschließende Prüfkammer und die schwierige Handhabung in der Durchführung der Versuche. Im trocken konditionierten Zustand war im Durchschnitt eine Zunahme um 0,3-Gewichtsprozent, im Normklima konditionierten Zustand eine Zunahme von 0,1-Gewichtsprozent festzustellen. Zum Vergleich: nach Tabelle 4.2 beträgt die Gewichtszunahme des A3WG10 von Trocken zu Normklima etwa 1,2-Gewichtsprozent. Im Biegeresonanzversuch waren durch die langzeitige Lagerung sowie dem konstant gehaltenen Umgebungszustand in der dicht abgeschlossenen Kammer keine Gewichtsveränderung der Proben festzustellen. Zum anderen zeigt sich hier ebenfalls der Einfluss der Anregungsfrequenz auf den Glasübergangsbereich. Dieser verschiebt sich bei höheren Frequenzen zu höheren Temperaturen. In der DMA wurden aufgrund einer großen Fehleranfälligkeit nur die konstante Frequenz 1 Hz sowie der sichere Frequenzbereich zwischen 0,1 Hz und 10 Hz betrachtet. Im Biegeresonanzversuch wurde hingegen der Frequenzbereich zwischen 100 Hz und 10 kHz charakterisiert. Da sich der Glasübergang mit dem Verlustmodul gut darstellen lässt, ist dieser nachfolgend in Abbildung 5.20 und Abbildung 5.21 über der Temperatur in Zehnerpotenzen der Frequenz aufgetragen. 0,1 Hz, 1 Hz und 10 Hz entstammen direkt charakterisiert der DMA. 100 Hz, 1 kHz und 10 kHz entstammen den mit dem Biegeresonanzversuch direkt charakterisierten Werkstoffdaten, die entsprechend gemittelt sowie inter- und extrapoliert wurden.

Hierbei lässt sich ein bekannter, charakteristischer Trend ableiten. Im trocken konditionierten Zustand ist deutlich zu sehen, dass die Maxima des Verlustmoduls sich zu höheren Frequenzen auch zu höheren Temperaturen verschieben. Die absolute Verschiebung der beiden Versuchsreihen ist im trocken konditionierten Zustand je

Zehnerpotenz in etwa konstant bei 10 °C, im Normklima sind es etwa 5 °C Dies deckt sich mit Erkenntnissen aus [FG16] [GGL10]. Zwischen beiden Versuchsverfahren besteht jedoch eine etwas größere Lücke, als sie entsprechend der Zehnerpotenz zwischen 10<sup>1</sup> Hz und 10<sup>2</sup> Hz sein dürfte. Diese Verschiebung ist auf die nicht konstante Konditionierung und daraus resultierende Gewichtszunahme in den DMA-Experimenten zurückzuführen.

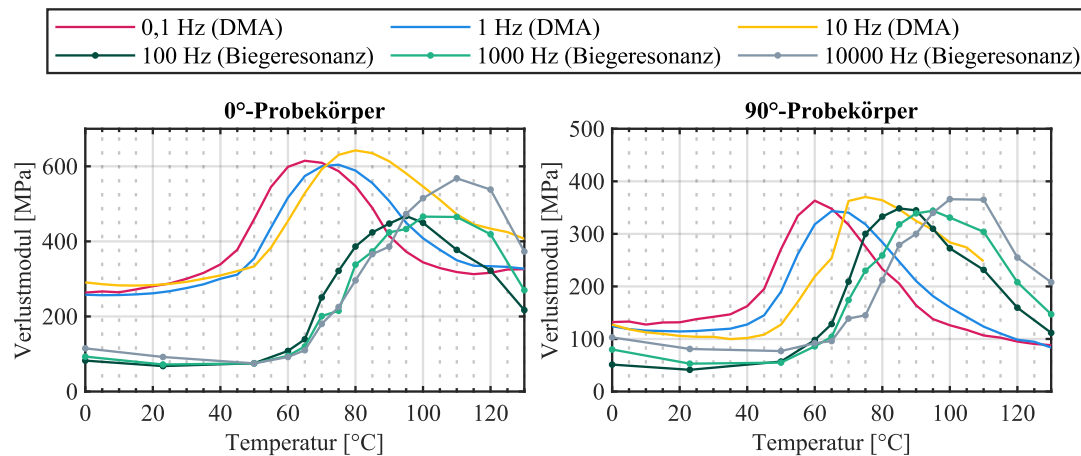


Abbildung 5.20: Vergleich Frequenzabhängigkeit des Glasübergangs A3WG10 0 %RH [UAM21]

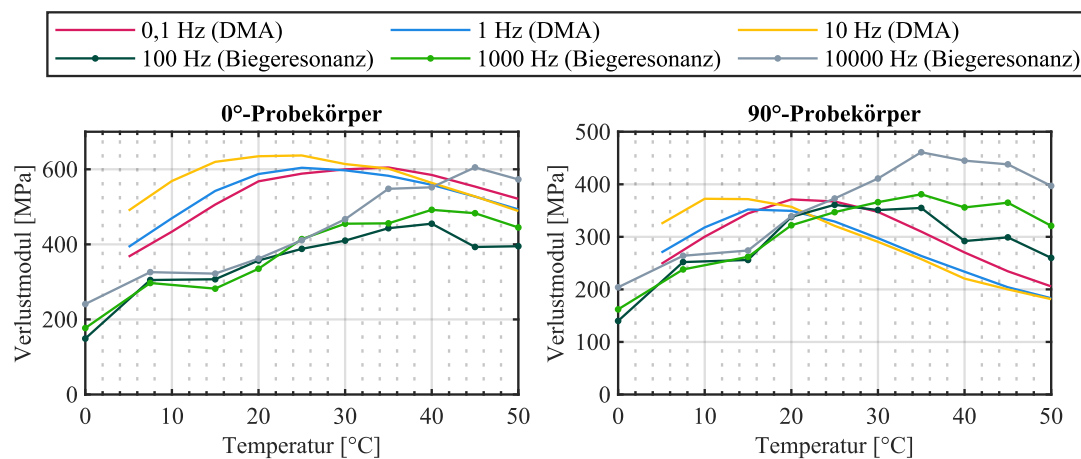


Abbildung 5.21: Vergleich Frequenzabhängigkeit des Glasübergangs A3WG10 50 %RH

#### Frequenzabhängigkeit der DMA und ZTV am Beispiel A3WG10

Zur direkten Vergleichbarkeit müssen die bei diskreten Temperaturen mit der DMA ermittelten Daten im Frequenzbereich zwischen 0,1 Hz und 10 Hz mit ZTV in den Frequenzbereich des Biegeresonanzversuchs zwischen 100 Hz und 10 kHz extrapoliert werden. Um dies zu bewerkstelligen, wurden die etablierten horizontalen

Verschiebungsansätze von Arrhenius und WLF verwendet und die enthaltenen Parameter manuell angepasst. Hierbei ergab sich für Arrhenius der Faktor  $\frac{E_A}{R} = 38000$  und für WLF die Faktoren  $C_1 = 40$  und  $C_2 = 200$ . Vertikale Verschiebungsansätze sind ungeeignet, siehe Kapitel 2.1.2. Die Ergebnisse auf Basis  $T_0 = 23\text{ °C}$  sind nachfolgend in Abbildung 5.22 und Abbildung 5.23 dargestellt.

In Grün sind die direkt mit der DMA gemessenen und in Rot die direkt mit dem Biegeresonanzversuch charakterisierten Werkstoffeigenschaften gekennzeichnet, die im Gegensatz zur DMA anschließend gemittelt sowie inter- und extrapoliert wurden, siehe Abbildung 5.14 und Abbildung 5.15. Daher ist hier ebenfalls die gemittelte Standardabweichung aller Messdatenpunkte zur resultierenden Werkstoffdatenkurve dargestellt. Die Frequenzbereiche beider Verfahren überschneiden sich nicht. Dennoch ist ein Vergleich möglich und wird durch die Ergebnisse der ZTV ergänzt. Wie bereits in den Wicket-Plots in Abbildung 5.16 und Abbildung 5.17 zu erkennen war, ist eine Verwendung von ZTV-Ansätzen für den Werkstoff A3WG10 aufgrund dessen thermorheologisch komplexen Werkstoffverhaltens nicht möglich. Diese Beobachtung lässt sich in Abbildung 5.22 und Abbildung 5.23 bestätigen.

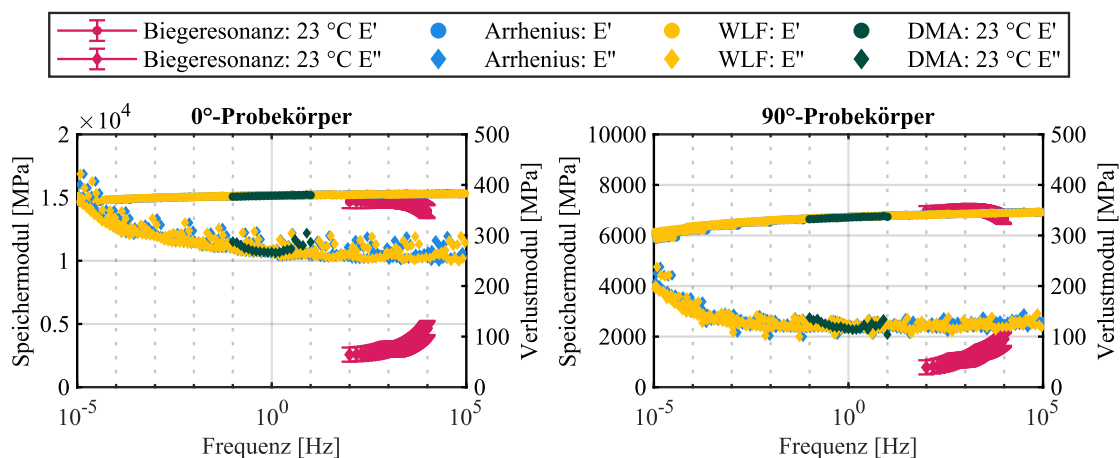


Abbildung 5.22: Vergleich der Arrhenius/WLF Zeit/Temperaturverschiebungsprinzipien mit dem Biegeresonanzversuch A3WG10 23 °C 0 %RH [UAM21]

Im trocken konditionierten Zustand in Abbildung 5.22 zeigt sich eine gute Anwendbarkeit der ZTV-Ansätze auf den Speichermodul, da der Temperaturabstand zum Glasübergangsbereich ausreichend groß ist. Im gesuchten Frequenzbereich zwischen 100 Hz und 10 kHz lässt sich ein stetiger Verlauf erzeugen. Beim Verlustmodul treten jedoch bereits Probleme auf. Die Frequenzabhängigkeit bei verschiedenen Temperaturen zeigt sich in einem parabolisch nach oben geöffnetem Verlauf bei jedem

Temperaturschritt. Dies lässt sich durch die horizontalen Verschiebungsansätze nicht in einen stetigen Kurvenverlauf überführen, stattdessen entsteht ein Band an Punkten. Selbst vertikale Verschiebungsansätze könnten hier keine Abhilfe schaffen.

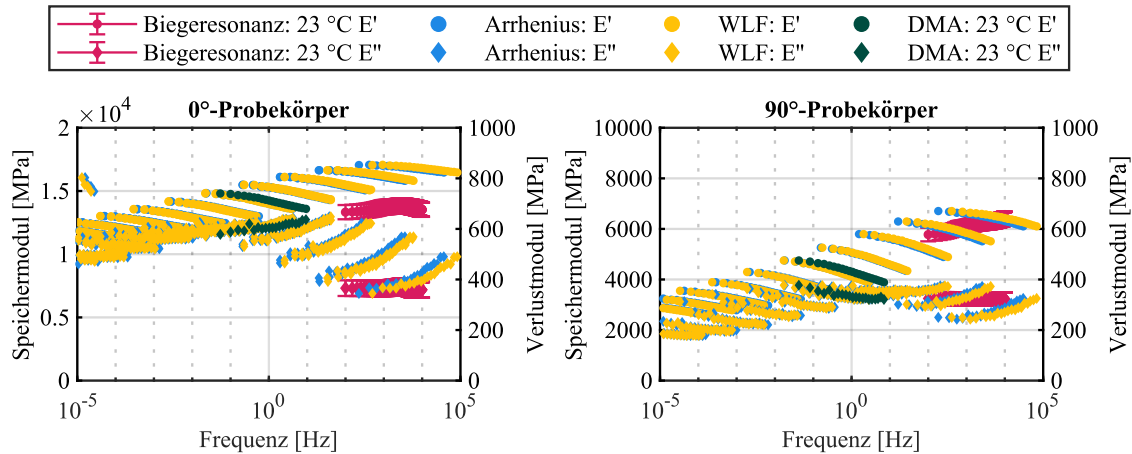


Abbildung 5.23: Vergleich der Arrhenius/WLF Zeit/Temperaturverschiebungsprinzipien mit dem Biegeresonanzversuch A3WG10 23 °C 50 %RH

Im Normklima konditionierten Zustand befindet sich der Werkstoff im direkten Bereich des Glasübergangs. Mit horizontalen Verschiebungsansätzen kann weder der Speicher- noch der Verlustmodul zu einem eindeutigen und plausiblen Kurvenverlauf verschoben werden. Hierfür müssten die einzelnen Steifigkeitskurven bei abnehmender Temperatur (zunehmende, absolute Steifigkeit) zu negativen Frequenzen verschoben werden, wofür ein negativer Verschiebungsfaktor notwendig wäre. Dieser ist unplausibel und widerspricht der Werkstofftheorie von Temperatur und Frequenz. Gleiches gilt für eine vertikale Verschiebung.

Im direkten Vergleich zwischen DMA und Biegeresonanzversuch sind kaum Übereinstimmungen zu finden. Die Abweichungen in den Speicher- und Verlustmoduln sind, wie im vorangegangenen Abschnitt bereits erläutert, vor allem auf Unterschiede im Versuchsverfahren, in der Faserorientierungsverteilung, in der Verschiebung des Glasübergangs aufgrund von Unterschieden in der Konditionierung sowie insbesondere in der genutzten Anregungsfrequenz selbst zurückzuführen.

Im trocken konditionierten Zustand zeigt sich im Speichermodul mit der ZTV zunächst eine gute Vergleichbarkeit des Speichermoduls, allerdings ist die im Biegeresonanzversuch gemessene Frequenzabhängigkeit durch die DMA und ZTV nicht darstellbar. Die Verlustmoduln sind zwischen den Verfahren nicht vergleichbar, der

ansteigende Verlauf passt jedoch tendenziell zu dem Trend in der DMA bei identischer Temperatur.

Im Normklima konditionierten Zustand ist hingegen kein Zusammenhang zwischen den mit der DMA und dem Biegeresonanzversuch charakterisierten Werkstoffdaten festzustellen. Die Ergebnisse der ZTV sind aufgrund der Phasenübergänge und des thermorheologisch komplexen Verhaltens unstetig und unplausibel und daher nicht für einen Vergleich verwendbar. Ein negativer Verschiebungsfaktor und vertikale Verschiebungsansätze könnten einen stetigen Verlauf erzeugen, wie zuvor beschrieben wären die Ergebnisse jedoch gegensätzlich zur Werkstofftheorie. Die Moduln sind zwar in ähnlichen Wertebereichen, jedoch können die frequenzabhängigen Trends aus den direkt gemessenen DMA-Daten nur teilweise in den Ergebnissen des Biegeresonanzversuchs wiedergefunden werden.

#### **5.1.4 Einfluss des Faserorientierungswinkels auf die Viskoelastizität und Vergleich mit dem Stand der Technik**

Nachdem im vorangegangenen Kapitel die Einflussfaktoren Frequenz, Temperatur und Konditionierung behandelt wurden, wird nachfolgend der Einfluss der Faserorientierung auf die viskoelastischen Werkstoffeigenschaften im Biegeresonanzversuch beschrieben. Basis sind die im Versuch ermittelten Werkstoffkennwerte, die mit dem Materialmodell homogenisiert und anschließend bei einer festen Anregungsfrequenz im Winkelbereich inter- und extrapoliert wurden. Zunächst wird das orientierungsabhängige Verhalten beschrieben. Zur Bewertung des Inter- und Extrapolationsansatzes wird anschließend der ermittelte Kurvenverlauf mitsamt den zugrunde liegenden Stützstellen der Probekörper mit dem etablierten Ansatz von *Tandon & Weng* verglichen. Dies erfolgt zunächst am Beispiel des A3WG10. Zum Schluss folgt ein Vergleich zwischen den thermoplastischen Werkstoffen sowie eine Betrachtung des Duroplast. Alle Vergleiche erfolgen auf Basis der Materialkarten in Anhang A.6.

##### Charakterisierter Einfluss der Faserorientierung

Beim Thermoplast prägt sich das charakteristische Verhalten eines hohen Speichermoduls in Faserrichtung unabhängig von Temperatur, Konditionierungszustand und Glasübergang aus. Der Modul fällt bei Rotation der Faser im Bezugssystem bis zu einem Winkel von 30° um etwa die Hälfte ab. Der weitere

Verlauf bis zum Winkel von  $90^\circ$  ist deutlich flacher auf etwa gleichbleibendem Niveau. Der Verlustmodul weist hingegen keine ausgeprägte Abhängigkeit vom Orientierungswinkel auf. Lediglich in Bereichen oberhalb des Glasübergangs zeigt sich mit zunehmendem Winkel ein abfallender Trend des Moduls.

Der Duroplast zeigt im Speichermodul hingegen ein deutlich ausgeprägteres, faserorientierungsabhängiges Verhalten. Das Verhältnis zwischen minimalem und maximalem Wert des Speichermoduls im gesamten Winkelbereich liegt bei einem Faktor von etwa vier. Der steile Abfall verläuft bis zu einem Winkel von etwa  $45^\circ$  und bildet dort ein Minimum. Anschließend steigt der Speichermodul wieder bis zum Winkel von  $90^\circ$  um den Faktor 2 an. Diese Werte sind jedoch aufgrund der geringeren Anzahl an Stützstellen nicht vollständig plausibel. Der Verlustmodul bleibt hingegen auf einem in etwa gleichbleibenden Niveau und lässt keine eindeutige Orientierungsabhängigkeit erkennen.

#### Vergleich mit *Tandon & Weng* als Stand der Technik

Der etablierte Ansatz von *Tandon & Weng* zur Bestimmung der Verbundeigenschaften von Faser und Matrix lässt sich mit einer Transformationsmatrix in einem idealen RVE beliebig rotieren. Dies ermöglicht die Erzeugung eines winkelabhängigen Kurvenverlaufs der Steifigkeit. Der Speichermodul als charakteristische Eingangsgröße kann aus statischen oder dynamischen Untersuchungen des Matrixwerkstoffs stammen. Da dieser kaum eine Frequenzabhängigkeit aufweist, kann ein direkter Vergleich mit der Materialkarte aus dem Biegeresonanzversuch bei einer Frequenz von  $100\text{ Hz}$  stattfinden. Dieser ist beispielhaft für den Werkstoff A3WG10 nachfolgend in Abbildung 5.24 dargestellt.

Der Speichermodul des Biegeresonanzversuchs ist in zwei Bereiche eingeteilt. In Blau ist der Teil des Winkelspektrums dargestellt, der zwischen den Stützstellen (Kreuze) der insgesamt vier Probekörper aus Tabelle 4.7 interpoliert wurde. In Grau ist der extrapolierte Teil mit der sich reduzierenden Steigung der Kurve in Richtung  $0^\circ$  dargestellt, siehe Kapitel 4.3. Der gesamte Kurvenverlauf entspricht in seiner Form den bereits in der Literatur umfangreich untersuchten, winkelabhängigen Verläufen der Werkstoffeigenschaften faserverstärkter Kunststoffe. Beispiele sind in [AB73] [AM94] [NA84] [HXL18] zu finden.

Ebenfalls dargestellt sind unterschiedliche Verläufe des Speichermoduls auf Basis der Formeln von *Tandon & Weng* aus [SSK18]. Um den Streubereich und die Unsicherheit des

Ansatzes darzustellen, wurde der Speichermodul des PA66 Matrixwerkstoffs A3W aus unterschiedlichen Quellen verwendet und nachfolgend in Tabelle 5.3 zusammengefasst. Die statischen Biegeversuchsdaten (*statisch min.* und *max.*) entstammen der Werkstoffdatensammlung in [BG14]. Die Werte des *Datenblatts* wurden aus [CAM22c] bezogen. Die *Biegeresonanzdaten* des Matrixwerkstoffs entstammen einem Forschungsvorhaben der Mercedes-Benz AG an unverstärkten Proben mit dem zuvor vorgestellten Biegeresonanzverfahren unter Berücksichtigung einer präzisen Konditionierung. Die weiteren notwendigen Eingangsdaten des Ansatzes von *Tandon & Weng* sind in Tabelle A.8 in Anhang A.8 zusammengefasst. Sie entstammen der Materialdatenbank aus der Software *CONVERSE* und sind ebenfalls einer Unsicherheit unterworfen, hierfür ist jedoch keine ausreichende Datenbasis verfügbar.

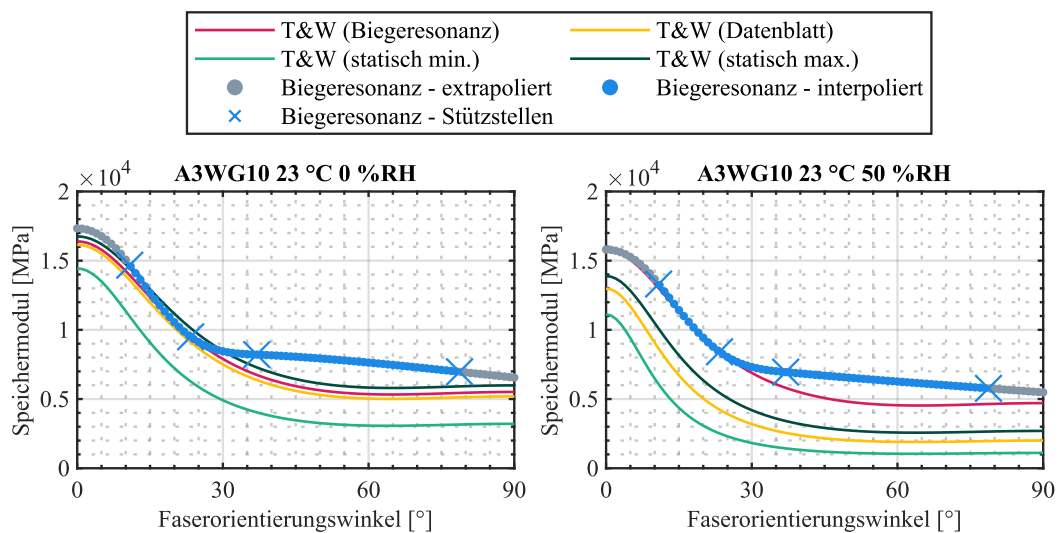


Abbildung 5.24: Vergleich Biegeresonanzversuch / *Tandon & Weng*, Speichermodul über homogenisiertem Faserorientierungswinkel, Eingangsdaten Matrixwerkstoff für *Tandon & Weng* aus Tabelle 5.3, Kreuze entsprechen Winkel-Stützstellen des Biegeresonanzversuchs aus Tabelle 4.7

Eingangsdaten Tandon & Weng	Biegeresonanz	Datenblatt	Statisch min.	Statisch max.
23 °C 0 %RH	3,2 GPa	3 GPa	1,8 GPa	3,5 GPa
23 °C 50 %RH	2,7 GPa	1,1 GPa	0,6 GPa	1,5 GPa

Tabelle 5.3: Eingangsdaten Matrixmaterial A3W Berechnungsansatz Tandon & Weng

Im trocken konditionierten Zustand liegen die nach *Tandon & Weng* berechneten Werkstoffdaten auf Basis der Literaturwerte sowie des selbst im Biegeresonanzversuch gemessenen Matrixmoduls nah beieinander. Sie sind abhängig vom jeweiligen Matrixmodul vertikal zueinander verschoben. Im Vergleich mit den an faserverstärkten



Biegeproben charakterisierten Werkstoffeigenschaften zeigt sich eine gute Übereinstimmung. Die Stützstellen der 0°- und 30°-Proben liegen nahezu genau auf der Kurve, die 45°- sowie die 90°-Proben liegen mit ihren Werkstoffeigenschaften etwas oberhalb des *Tandon & Weng*. Der kubisch interpolierte Verlauf weicht daher nur im Bereich größerer Faserorientierungswinkel zwischen 40° und 80° ab. In Richtung 90° ist im Bereich der linearen Extrapolation wieder eine gute Übereinstimmung zu beobachten. Der mit kontinuierlicher Steigungsabnahme extrapolierte Verlauf in Richtung der Faserorientierung 0° wird im Vergleich zu den berechneten Ergebnissen des *Tandon & Weng* sehr gut abgebildet.

Für die in Normklima konditionierten Probekörper zeigt sich eine größere Abweichung der Kurven des *Tandon & Weng* zueinander, da sich die zugrunde liegenden Werte des Speichermoduls deutlicher voneinander unterscheiden. Eine gute Übereinstimmung mit den Ergebnissen der an faserverstärkten Probekörpern charakterisierten Speichermoduln zeigt sich nur für den im Biegeresonanzverfahren bestimmten Matrixmodul. Eine mögliche Ursache hierfür kann die vergleichbare Konditionierung des Normklimas sein, die bei der Bestimmung der anderen Matrixmoduln möglicherweise nicht gegeben war. Eine Überprüfung der Theorie ist jedoch nicht möglich.

#### Vergleich der erzeugten Orientierungsverteilungen unterschiedlicher Werkstoffe

Nach der vorangegangenen detaillierten Betrachtung des Werkstoffs A3WG10 folgt in Abbildung 5.25 der Vergleich mit den anderen in dieser Arbeit verwendeten Werkstoffen.

Da es sich bei den beiden Werkstoffen A3WG10 und 70G50HSLA um ein PA66-GF50 handelt, sollten trotz unterschiedlicher Probengeometrie aufgrund der Homogenisierung des Materialmodells vergleichbare Werkstoffkurven resultieren. Im direkten Vergleich zeigt sich jedoch, dass dies nicht der Fall ist. Lediglich in den Stützstellen und im Interpolationsbereich ist weitestgehend eine Übereinstimmung festzustellen. Der Extrapolationsbereich ist hingegen deutlich von der Winkellage der Stützstellen abhängig. Daher sind zur genauen Abbildung des orientierungsabhängigen Werkstoffverhaltens Probekörper mit einem möglichst großen Orientierungsgrad notwendig.

Beim X6952 ist dies jedoch nicht gegeben. Der Duroplast weist aufgrund seiner Beschaffenheit einen im Vergleich zum Thermoplast geringen Orientierungsgrad auf. Hierdurch liegt die 45°-Probe in ihrem resultierenden Faserorientierungswinkel sehr nah

an der 0°-Probe. Die Verwendung einer 30°-Probe wäre daher nur von geringem Informationsmehrwert. Der kubische Interpolationsansatz führt zu einem stark gekrümmten Verlauf, der insbesondere in Richtung 90° unplausibel hoch wird. Der extrapolierte Bereich ist daher mit großer Unsicherheit behaftet. Um den Gesamtkurvenverlauf plausibler zu gestalten, wäre ein linearer Ansatz zwischen den Stützstellen in diesem Fall vorzuziehen. Dies ist jedoch nicht zu verallgemeinern, da der lineare Ansatz mehr Stützstellen erfordert.

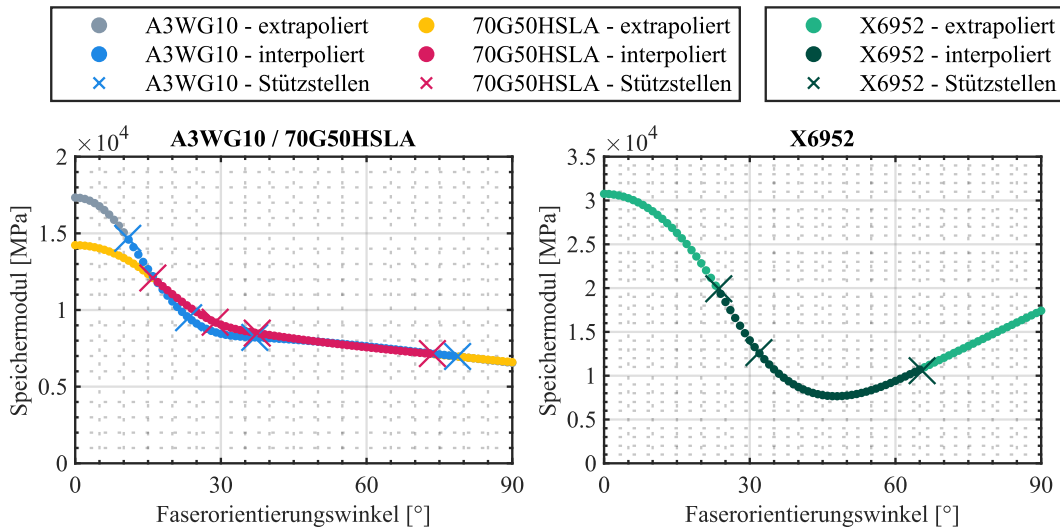


Abbildung 5.25: Speichermodul über homogenisiertem Faserorientierungswinkel, Kreuze entsprechen Winkel-Stützstellen des Biegeresonanzversuchs aus Tabelle 4.7, 23 °C 0 %RH

Der extrapolierte Winkelbereich spielt in den meisten Anwendungsfällen spritzgegossener Bauteile kaum eine Rolle. Der in der Realität größtmögliche Grad der Orientierung wird in den flachen Spritzgussplatten bereits abgebildet. In Bauteilen stellen sich aufgrund der größeren Wandstärke hauptsächlich Orientierungen zwischen der 0°- und der 90°-Probe ein. Daher ist der interpolierte Winkelbereich zur korrekten Beschreibung des Werkstoffverhaltens von größerer Relevanz als der mit Unsicherheit behaftete extrapolierte Winkelbereich. Dies ist mit dem vorgestellten Verfahren gegeben.

### 5.1.5 Zusammenfassung

Zunächst wurde der Versuchsaufbau in seiner Funktionsweise validiert. Dafür wurde die Übertragungsfunktion und deren Auswertung auf viskoelastische Werkstoffeigenschaften betrachtet. Hierbei sorgte eine Messung der H1-Funktion aus resultierender Beschleunigung und anregender Kraft auf 3 Punkten in einem Bereich bis

1,5 mm vom unteren Ende der Probe für die besten Ergebnisse. Bei den verschiedenen Lagerungsvarianten stellte sich der Vollzylinder als der Aufbau mit den geringsten Störungseinflüssen heraus. Das Anzugsmoment des Probenadapters hatte im Bereich zwischen 0,5 Nm und 1,5 Nm keinen nennenswerten Einfluss auf die Übertragungsfunktion. Ein gedämpfter Stinger sorgte schlussendlich für nahezu reine Biegeresonanzschwingungen der Probekörper, wobei der Unterschied mit und ohne Stinger keinen Einfluss hatte. Eine Variation der Anregungskraft in einem breiten Spektrum hatte ebenfalls keinen relevanten Einfluss auf die Übertragungsfunktion. Somit war eine Verwendung des Versuchsaufbaus zur Charakterisierung des viskoelastischen Werkstoffverhaltens der Biegeproben in einem Temperaturbereich bis 130 °C und einem Frequenzbereich zwischen 100 Hz und 10 kHz möglich. Ein Einsatz bis 200 °C ist theoretisch denkbar, wurde jedoch im Rahmen der Arbeit nicht weiter untersucht.

Die schlussendlich charakterisierten Werkstoffeigenschaften zeigten ein gewisses Streuband, wobei kaum stochastische, sondern hauptsächlich systematische Abweichungen zu beobachten waren. Diese waren auf die geringen Unterschiede in der Geometrie und Faserorientierung der einzelnen Probekörper sowie auf die Konditionierung zurückzuführen. Die Streuung war in den meisten Fällen ausreichend gering, um einen Trend im Frequenzbereich ableiten zu können. Der Mittelungs- sowie Inter- und Extrapolationsansatz konnte hier in den meisten Fällen gute und zuverlässige Ergebnisse liefern, es wird jedoch eine umfangreiche Datenbasis benötigt.

Die Einflussfaktoren Temperatur, Konditionierungszustand und Frequenz wurden aufgrund ihrer gegenseitigen Abhängigkeit gemeinsam betrachtet. Der Glasübergangsbereich war im Vergleich zur DMA zu höheren Temperaturen verschoben. Ursache hierfür waren die unterschiedlichen Anregungsfrequenzen sowie die Konditionierung. Weiterhin konnte die DMA die niedrigen Dämpfungen der untersuchten Werkstoffe unterhalb des Glasübergangsbereichs nicht charakterisieren, weshalb im Modul eine Abweichung festzustellen war. Speicher- und Verlustmodul verhielten sich in Abhängigkeit von Temperatur und Konditionierung wie aus der Literatur zu erwarten war. Mit steigender Temperatur nahm der Speichermodul im Bereich des Glasübergangs deutlich ab, der Verlustmodul stieg zum Glasübergang hin signifikant an und fiel anschließend wieder ab. Im Frequenzbereich war kein direkter Vergleich zwischen DMA und Biegeresonanzverfahren möglich, da thermorheologisch komplexes Werkstoffverhalten in den erzeugten Wicket-Plots zu erkennen war. Im

Biegeresonanzverfahren stellte sich heraus, dass der Speichermodul kaum eine Frequenzabhängigkeit aufwies, der Verlustmodul der Thermoplaste hingegen unter- und oberhalb des Glasübergangsbereichs signifikant frequenzabhängig war. Im Glasübergang war hingegen keine Frequenzabhängigkeit des Verlustmoduls festzustellen. Der erstmals mit dem Versuchsverfahren gut untersuchbare Duroplast wies hingegen keine relevante Frequenzabhängigkeit auf.

Der Einfluss der Faserorientierung wurde separat betrachtet. Der Speichermodul war wie erwartet orientierungsabhängig, der Verlustmodul zeigte hingegen kaum eine Orientierungsabhängigkeit. Im direkten Vergleich mit *Tandon & Weng* waren die erzeugten faserorientierungsabhängigen Kurven vergleichbar. Die korrekte Funktionalität des Homogenisierungsansatzes mit dem makroskopischen Materialmodell konnte auch im direkten Vergleich der beiden thermoplastischen Werkstoffe gezeigt werden. Um die bestmöglichen Ergebnisse zu erzielen, sollten jedoch Proben mit einem hohen Orientierungsgrad verwendet werden. Dies war für den Duroplast nicht möglich. Die erzeugten Kurven waren dennoch verwendbar, da für die praktische Anwendung zur Berechnung von Bauteilen hauptsächlich der interpolierte Winkelbereich von Relevanz ist.

Insgesamt konnten die Funktionsweise der Charakterisierungsmethode sowie die Methode zur Erstellung der viskoelastischen Materialkarten mit dem Materialmodell unter Berücksichtigung der realen Faserorientierung gezeigt werden. Charakteristische Trends ließen sich in Abhängigkeit von Orientierung, Frequenz, Temperatur und Konditionierungszustand ableiten. Die Methode ist besonders für Werkstoffe mit niedrigem Dämpfungsverhalten geeignet. Dies ist speziell bei faserverstärkten Duroplasten, aber auch bei faserverstärkten Thermoplasten in bestimmten Temperaturbereichen gegeben.

## **5.2 Validierung der Methodik an Probekörpern**

Nachdem im vorangegangenen Kapitel 5.1 die Materialkarten der untersuchten Werkstoffe validiert wurden, werden damit im Folgenden die quaderförmigen Probekörper entsprechend Kapitel 4.4.3 berechnet und mit dem Versuch verglichen. Ziel ist die präzise Vorhersage des strukturdynamischen Verhaltens in Form der Resonanzfrequenzen und Resonanzamplituden zur Validierung des Materialmodells. Die Probekörper reagieren aufgrund ihrer Geometrie und dem hohen Grad der

Orientierungen besonders empfindlich auf geringe Unterschiede in ihrer Materialbeschreibung und sind daher hierfür ideal geeignet.

Zunächst wird die Verwendung eines Korrekturfaktors zur direkten Vergleichbarkeit der Übertragungsfunktionen zwischen Versuch und Berechnung erläutert. Anschließend folgt der Vergleich der verschiedenen Annahmen in der Werkstoffbeschreibung hinsichtlich Querkontraktionszahl, Schubmodul sowie Modellierung des FE-Netzes. Daraufhin findet ein Abgleich zwischen Versuch und Berechnung für alle Werkstoffe an repräsentativen Beispielen statt. Abschließend wird ein Vergleich zu einer einfachen isotropen Berechnung sowie der Berechnung mit dem mikromechanischen *Full Mori & Tanaka*-Modell in der Software CONVERSE als kommerziell verfügbarer Stand der Technik dargestellt. Aktuellere mikromechanische Ansätze wie ARDI, siehe Kapitel 2.2.2, sind noch Gegenstand der Forschung und daher nicht für einen Vergleich nutzbar.

In den im folgenden dargestellten Grafiken werden die Messungen in Blau, die untersuchten Modellierungsvarianten in Gelb und die resultierend gewählte Modellierung in Rot dargestellt.

### 5.2.1 Faktor zur Korrektur der Proben-Übertragungsfunktion

Da die Übertragungsfunktion im Versuch nicht direkt am Probekörper, sondern am Impedanzsensor gemessen wird, muss für einen Vergleich zwischen Versuch und Berechnung ein Korrekturfaktor angewendet werden. Dieser kompensiert die höhere notwendige Kraft zur Anregung der Probekörper aufgrund der schwingenden Strukturmasse der Lagerungsstruktur zwischen Kraftmesspunkt und Probenanbindung. Hierbei handelt es sich lediglich um eine vertikale Verschiebung der Übertragungsfunktion zu höheren Werten ohne Änderung des eigentlichen Verlaufs, siehe Erläuterungen in Kapitel 3.1.2. Für die Auswertung der viskoelastischen Werkstoffeigenschaften war dies zunächst nicht relevant, muss aber für den Vergleich mit der Berechnung berücksichtigt werden. Die hierfür notwendige Voraussetzung in Form des linearen Übertragungsverhaltens konnte bereits in Abbildung 5.7 gezeigt werden.

Sämtliche Massen zwischen Kraftmesspunkt und Probe sind in Tabelle A.9 im Anhang A.9 zusammengefasst. Lediglich die Masse des Klebstoffs wurde vernachlässigt. Insgesamt ergibt sich damit ein Gesamtgewicht von  $m_{Aufbau} = 78,446 \text{ g}$ . Unter der Annahme einer konstanten Beschleunigung  $a$  entlang der Anregungskette ergibt sich

Gleichung (5-1) mit der anregenden Gesamtkraft  $F_{ges}$  und der Gesamtmasse  $m_{ges}$  oder der rein die Probe anregenden Kraft  $F_{Probe}$  und der Probenmasse  $m_{Probe}$ . Umgeformt nach  $F_{ges}$  ergibt sich mit  $m_{ges} = m_{Aufbau} + m_{Probe}$  Gleichung (5-2). Durch Einsetzen von  $F_{ges}$  in die in der Praxis gemessene Übertragungsfunktion  $a_{Probe}/F_{ges}$  ergibt sich Gleichung (5-3). Durch Umformen nach der für den Vergleich mit der Berechnung gesuchten Übertragungsfunktion  $a_{Probe}/F_{Probe}$  ergibt sich schlussendlich der Funktionszusammenhang in Gleichung (5-4) mit dem Korrekturfaktor aus  $m_{Aufbau}$  und  $m_{Probe}$ .

$$a = \frac{F_{ges}}{m_{ges}} = \frac{F_{Probe}}{m_{Probe}} \quad (5-1)$$

$$F_{ges} = F_{Probe} \cdot \frac{m_{Probe} + m_{Aufbau}}{m_{Probe}} \quad (5-2)$$

$$\frac{a_{Probe}}{F_{ges}} = \frac{a_{Probe}}{F_{Probe}} \cdot \frac{m_{Probe}}{m_{Probe} + m_{Aufbau}} \quad (5-3)$$

$$\frac{a_{Probe}}{F_{Probe}} = \frac{a_{Probe}}{F_{ges}} \cdot \left(1 + \frac{m_{Aufbau}}{m_{Probe}}\right) \quad (5-4)$$

Zusätzlich zur konstanten Masse des Aufbaus  $m_{Aufbau}$  wird daher für jeden einzelnen Versuch die individuelle Probenmasse  $m_{Probe}$  aus Kapitel 4.2.1 zur Korrektur der Übertragungsfunktion benötigt.

## 5.2.2 Validierung von Modellierung und Annahmen

Nachfolgend werden die verschiedenen zugrunde liegenden Annahmen hinsichtlich Querkontraktionszahl und Schubmodul aus Kapitel 3.3 sowie zur kunststoffgerechten Modellierung aus Kapitel 4.4.1 bestätigt.

### Schubmodul

In Kapitel 3.3 wurden verschiedene Näherungsdefinitionen des orthotropen Schubmoduls als Funktion des komplexen Elastizitätsmoduls sowie der Querkontraktionszahl beschrieben. Diese werden nachfolgend in Abbildung 5.26 am Beispiel des 140 mm Probestabs des A3WG10 in allen vier Orientierungen verglichen. Bei den 0° und 90° Proben sind die Unterschiede zwischen den verschiedenen Ansätzen gering, da der Schubmodul erst bei Belastung außerhalb der Hauptachsen der orthotropen Steifigkeitsmatrix zum Tragen kommt. Schubkopplung tritt vor allem in den

Ausschnittorientierungen  $30^\circ$  und  $45^\circ$  auf. Die Diskrepanz zwischen den verschiedenen Ansätzen in der Vorhersage der Verbundsteifigkeit ist hier besonders groß. Die Definitionen nach Huber oder Li und Barbic (LB) zeigen große Abweichungen der berechneten Ergebnisse im Vergleich zum Versuch. Die verwandten Definitionen nach Hoffmann und Kohnke liegen näher am Versuch, wobei Kohnke im Bereich der  $30^\circ$ -Proben die genauesten Ergebnisse liefert. Ein Einfluss der Schubmoduldefinition auf die Dämpfung ist nicht festzustellen. Daher ist der Ansatz von Kohnke am besten geeignet zur Abbildung der Schubmoduln auf Basis des funktionalen Zusammenhangs mit den Elastizitätsmoduln und wird im Rahmen dieser Arbeit für alle Berechnungen verwendet.

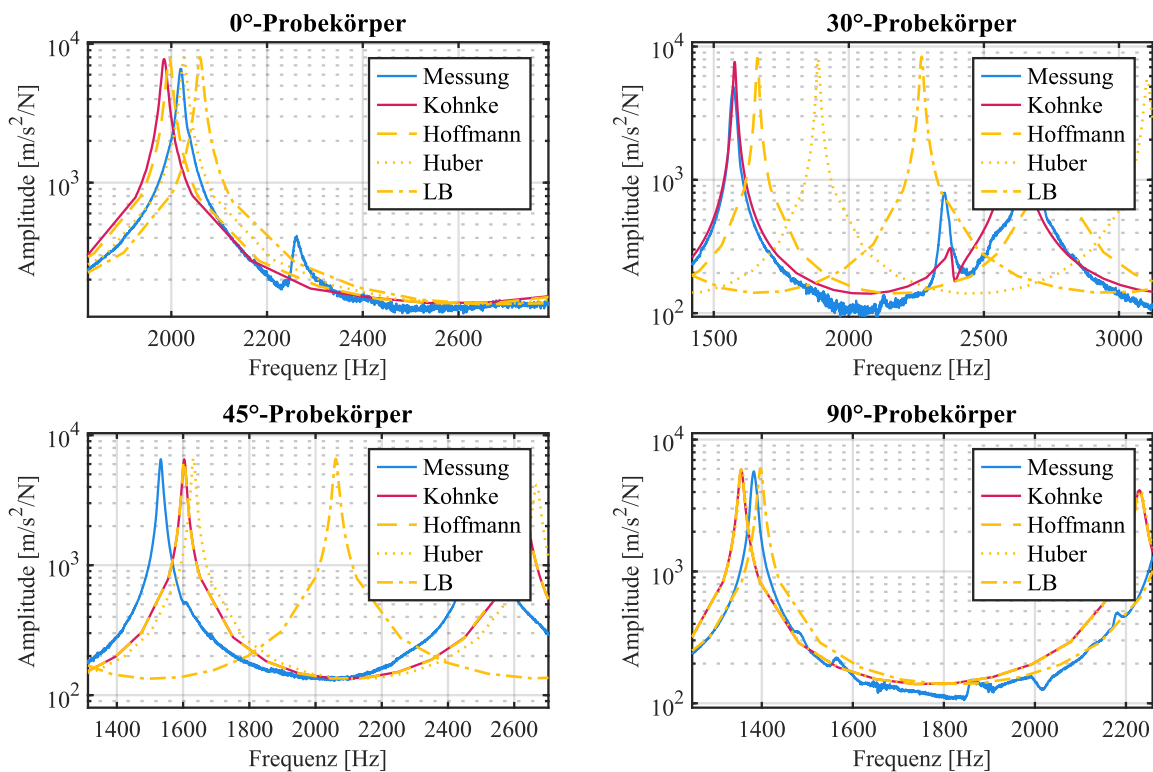


Abbildung 5.26: Vergleich Schubmoduldefinition, A3WG10 23 °C 0 %RH 140mm

### Querkontraktionszahl

In Kapitel 3.3 wurde beschrieben, dass Literaturwerte für die orthotropen Querkontraktionszahlen ausreichend sind. Mangels verfügbarer Daten wurden diese mit dem in der Software CONVERSE implementierte *Full Mori & Tanaka* Ansatz auf Basis der realen Orientierungsverteilung berechnet, siehe Tabelle 4.8. Am Beispiel des A3WG10 werden diese Werte nachfolgend in Abbildung 5.27 mit einer Auswahl unterschiedlicher Daten verglichen, die keinen Zusammenhang mit dem realen Werkstoff haben.

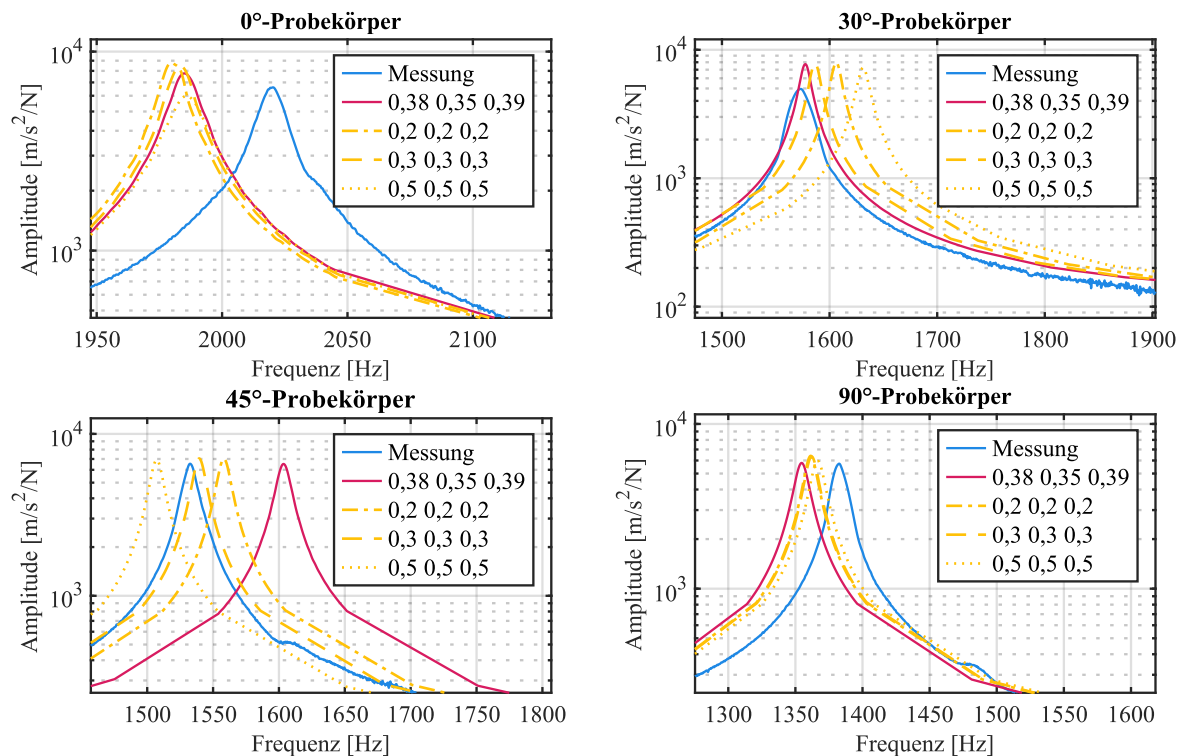


Abbildung 5.27: Vergleich Querkontraktionszahl, A3WG10 23 °C 0 %RH 140mm

Wie zuvor beim Schubmodul haben die verschiedenen Querkontraktionszahlen kaum einen Einfluss auf die Proben mit der Ausschnittorientierung 0° und 90°. Hingegen ist für die Probekörper der Winkel 30° und 45° ein größerer Einfluss festzustellen. Die berechneten Werte der Querkontraktionszahl (Rot) zeigen bei der 30°-Probe eine gute Übereinstimmung mit dem Versuch, bei der 45°-Probe weisen sie im direkten Vergleich hingegen die größte Abweichung zum Versuch auf. Aufgrund fehlender dynamischer Querkontraktionszahlen handelt es sich bei den berechneten orthotropen Daten um einen Kompromiss zur Nutzung und Bewertung des Materialmodells. Erwartungsgemäß ist der Einfluss nicht so groß wie durch die anderen Eingangsgrößen, Definitionen und Annahmen in der Materialmodellierung.

### Elementtyp

Der verwendete FE-Elementtyp hat hingegen einen bedeutsamen Einfluss auf die Ergebnisse der Berechnung. Wie in Kapitel 4.4.1 beschrieben, ist für eine kunststoffgerechte Modellierung eine größtmögliche Anzahl an Elementen in der Höhe notwendig. Die verwendete Prozesssimulation mit CADMOULD erzeugte insgesamt zehn Schichten. Ein Probestab mit den Abmessungen 140x15x2 mm würde jedoch mit würfelförmigen Elementen der Kantenlänge 0,2 mm aus insgesamt 525.000 Elementen



bestehen. Um einen Kompromiss aus Rechenzeit und Berechnungsgenauigkeit zu erzielen, mussten daher die Elemente gestreckt werden. Durch Verwendung eines Aspektverhältnisses von 12,5 in der Ebene ergeben sich für den Probestab 3.360 quaderförmige Elemente mit einer Kantenlänge von 2,5 mm. Die klassischen C3D8-Elemente mit linearer Ansatzfunktion (4.389 Knoten, 1,4s CPU-Zeit pro Inkrement) sind hierfür jedoch nicht geeignet. C3D20-Elemente mit quadratischer Ansatzfunktion (16.453 Knoten, 15s CPU-Zeit pro Inkrement) sind zwar aufwendiger in der Berechnung, lassen sich jedoch fehlerfrei in viel größerem Maß strecken. Der Vergleich der Übertragungsfunktionen der zuvor diskutierten Kantenlänge von 2,5 mm sowie andere Varianten sind für beide Elementtypen nachfolgend in Abbildung 5.28 dargestellt. Hierbei zeigt sich, dass die gewählte Elementgröße der C3D20-Elemente gute Ergebnisse bei vertretbarer Berechnungszeit erzeugt. Um vergleichbare Ergebnisse mit C3D8-Elementen zu erzeugen, wäre eine Kantenlänge von 0,5 mm notwendig. Dies würde die Rechenzeit jedoch verachtfachen.

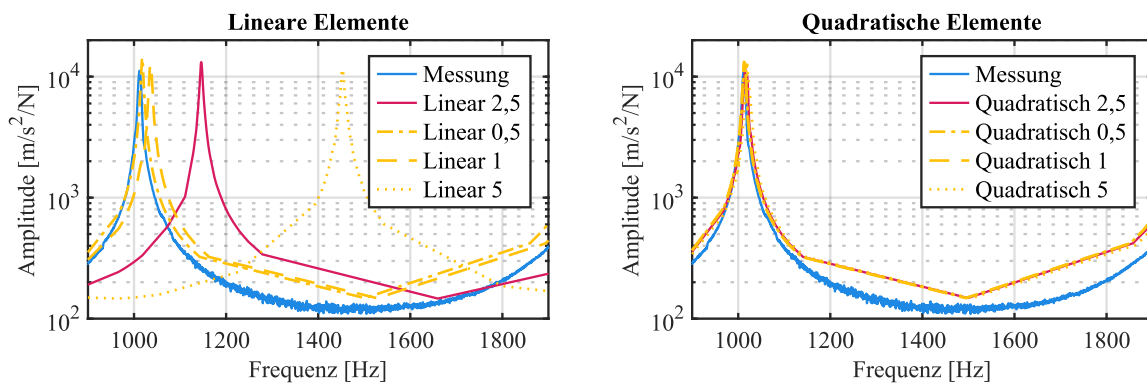


Abbildung 5.28: Vergleich gestreckte Kantenlänge [mm] zusammen mit Elementtyp, 10 Elemente in Höhenrichtung entspricht 0,2 mm je Element, A3WG10 23 °C 0 %RH 140mm, 0°-Probekörper

### Elementanzahl in Höhenrichtung

Für eine kunststoffgerechte Modellierung ist weiterhin die Kopplung mit der Prozesssimulation von großer Relevanz. Durch Verwendung der maximalen Schichtanzahl kann der größtmögliche Informationsgehalt in die Berechnung integriert werden. Durch Reduktion kann diese hingegen beschleunigt werden, für Probekörper mit zwei anstatt zehn Elementen in der Höhe um den Faktor 16. Aufgrund der verwendeten Nearest-Neighbour-Methode werden jedoch nur die geometrisch nächstgelegenen Faserinformationen übertragen. Der Gesamtverbund wird nicht mehr im richtigen Verhältnis der einzelnen Schichten zueinander dargestellt, was zu einer

Verschiebung der Verbundsteifigkeit und damit der Eigenfrequenzen führt. Dies ist im Vergleich nachfolgend in Abbildung 5.29 zu erkennen. Bei Reduktion der Elementanzahl von zehn zu sechs Elementen in der Höhe verringern sich zunächst die Eigenfrequenzen und damit die Gesamtsteifigkeit. Bei vier und zwei Elementen sind hingegen ein deutlicher Sprung zu höheren Frequenzen und damit einer höheren Gesamtsteifigkeit zu sehen. Ursächlich hierfür ist die Zuordnung der Schichten zu den FE-Elementen und Knoten, siehe Schichtaufbau in Abbildung A.17 in Anhang A.5. Bei vier oder zwei Elementen wird die quer zur Fließrichtung orientierte, in Fließrichtung weiche und sehr dünne Mittelschicht nicht mehr in den Orientierungstensenoren der Elemente berücksichtigt.

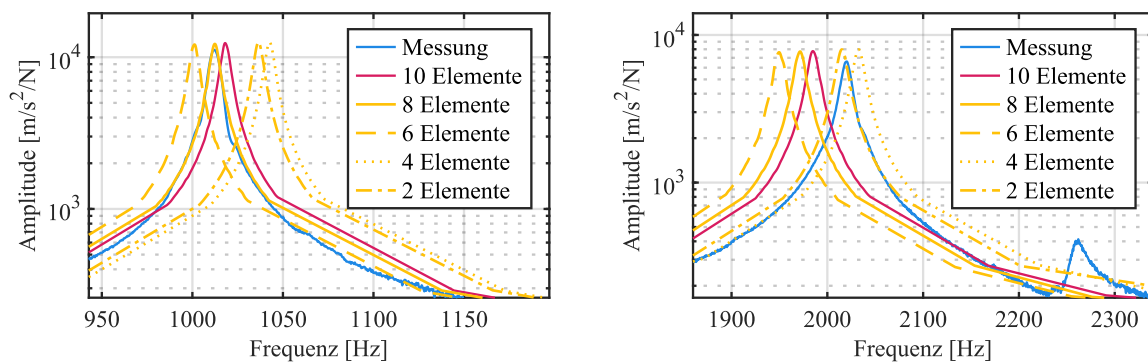


Abbildung 5.29: Vergleich Elementanzahl in Höhenrichtung mit C3D20-Elementen, A3WG10 23 °C 0 %RH 140mm, 0°-Probekörper

### 5.2.3 Vergleich der Methodik mit dem Versuch

Mit den zuvor beschriebenen Annahmen in der Modellierung wurde nun für alle Probekörper eine Berechnung der Strukturmechanik durchgeführt. Ziel ist die Bestätigung der Funktionsweise der erzeugten Materialkarten in Zusammenhang mit dem Materialmodell für alle Werkstoffe.

Nachfolgend werden nur die 0°-Probekörper einer einzelnen Probenlänge betrachtet. Eine Ausnahme bildet das A3WG10, für das beispielhaft die zweite Probenlänge dargestellt wird. Sämtliche anderen Orientierungen sind in Anhang A.9 in Abbildung A.42 bis Abbildung A.57 dargestellt. Je Werkstoff und Konditionierungszustand wird zusätzlich nur jeweils eine charakteristische Temperatur unterhalb und oberhalb sowie im Glasübergang betrachtet. Der Duroplast befindet sich im gesamten betrachteten Temperaturspektrum unterhalb des Glasübergangs. Für alle Vergleiche wird das gesamte untersuchte Frequenzspektrum bis 6,4 kHz dargestellt. Die Bandbreite wurde

zugunsten der Quantität bei gleichzeitiger Erhaltung der Qualität beschränkt, siehe Erläuterungen in Kapitel 4.2.2. Um insbesondere die Abbildung der modellierten Steifigkeit und Dämpfung und der unterschiedlich stark ausgeprägten Frequenzabhängigkeit zu bestätigen werden je Resonanz die Frequenzlage des Maximums sowie die Amplituden zueinander verglichen und eine prozentuale Abweichung bestimmt. Daraus werden wiederum die maximale sowie die gemittelte Abweichung berechnet und im Anschluss in Tabelle 5.4 und Tabelle 5.5 für die Orientierung  $0^\circ$  sowie für die anderen Orientierungen in Tabelle A.10 bis Tabelle A.15 zusammengefasst.

Ein guter Vergleich zwischen Berechnung und Versuch ist nur für Messungen mit symmetrischen und ungekoppelten Resonanzen möglich. Trotz des optimierten Versuchsaufbaus zeigen sich in der Praxis jedoch immer wieder Modenkopplungen in der Übertragungsfunktion. Diese können von torsionalen Resonanzen der Probe, vom Versuchsaufbau selbst oder in Form von Rauschen aus dem Messsystem kommen und müssen bei einer quantitativen Bewertung der Ergebnisse bedacht werden.

### A3WG10

Nachfolgend sind in Abbildung 5.30 drei repräsentative Beispiele für die 140 mm Proben des A3WG10 im trocken konditionierten Zustand dargestellt. Sowohl die Steifigkeit in Form der Resonanzfrequenzen als auch die Dämpfung in Form der Resonanzamplituden wird für die unterschiedlichen Temperaturen über den Glasübergang hinweg gut abgebildet. Die absolute Abweichung im Frequenzbereich nimmt zu höheren Frequenzen zu. Zur Bewertung der Steifigkeit ist jedoch nur die relative Abweichung relevant. Sie bleibt über das gesamte Frequenzspektrum in etwa gleich. Bei  $23^\circ\text{C}$  weicht die Berechnung (rot) um durchschnittlich  $-1,1\%$  vom Versuch (blau) ab, bei  $70^\circ\text{C}$  ergibt sich im Mittel  $-1,5\%$ . Lediglich oberhalb des Glasübergangs bei  $130^\circ\text{C}$  ist die relative Abweichung größer bei durchschnittlich  $-3,6\%$ . Dies liegt insbesondere an den unsymmetrischen Resonanzmaxima in Versuch und Berechnung bei Frequenzen oberhalb von  $1\text{ kHz}$ . Unterhalb dieser Frequenz ist die Berechnung jedoch ähnlich genau wie bei den anderen beiden Temperaturen. Die Dämpfung in Form der Resonanzamplitude wird ebenfalls gut abgebildet. Bei  $23^\circ\text{C}$  überschätzt die Berechnung den Versuch um durchschnittlich  $+8,2\%$ , bei  $130^\circ\text{C}$  wird die Amplitude hingegen im Mittel um  $-12,2\%$  unterschätzt.

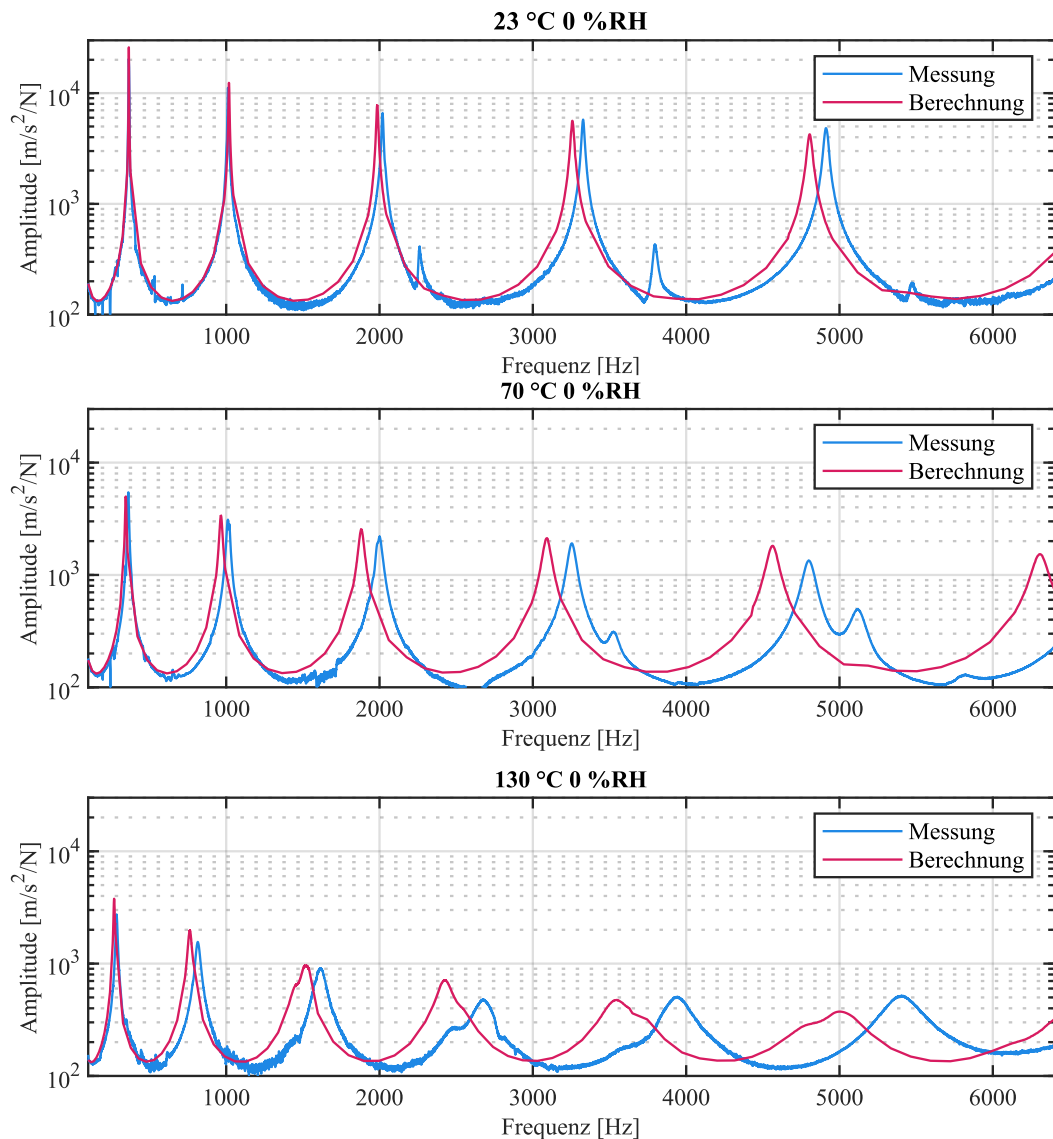


Abbildung 5.30: Vergleich zwischen Messung und Berechnung: A3WG10 0 %RH, 140mm 0°-Probe

In Abbildung 5.31 sind drei repräsentative Beispiele für den im Normklima konditionierten Zustand des A3WG10 für die 140 mm Proben dargestellt. Hier zeigt sich ebenfalls eine gute Abbildung der Resonanzfrequenzen mit einer durchschnittlichen Abweichung von bis zu  $-1,9\%$ . Die Messung ist wie zuvor aufgrund von Interferenzen oberhalb des Glasübergangs bei  $50\text{ °C}$  schwerer zu vergleichen und die Abweichungen fallen größer aus. Für die Amplitude ist eine Überschätzung von durchschnittlich  $+10,3\%$  festzustellen. Die Berechnungsergebnisse der anderen beiden Temperaturen zeigen im Vergleich mit den Messungen für die Amplitude eine bessere Prognosegüte von durchschnittlich  $+3,1\%$  und  $+5,8\%$ . Dies wird jedoch hauptsächlich durch die im Vergleich größeren Unterschiede in der ersten dargestellten Resonanz beeinflusst.

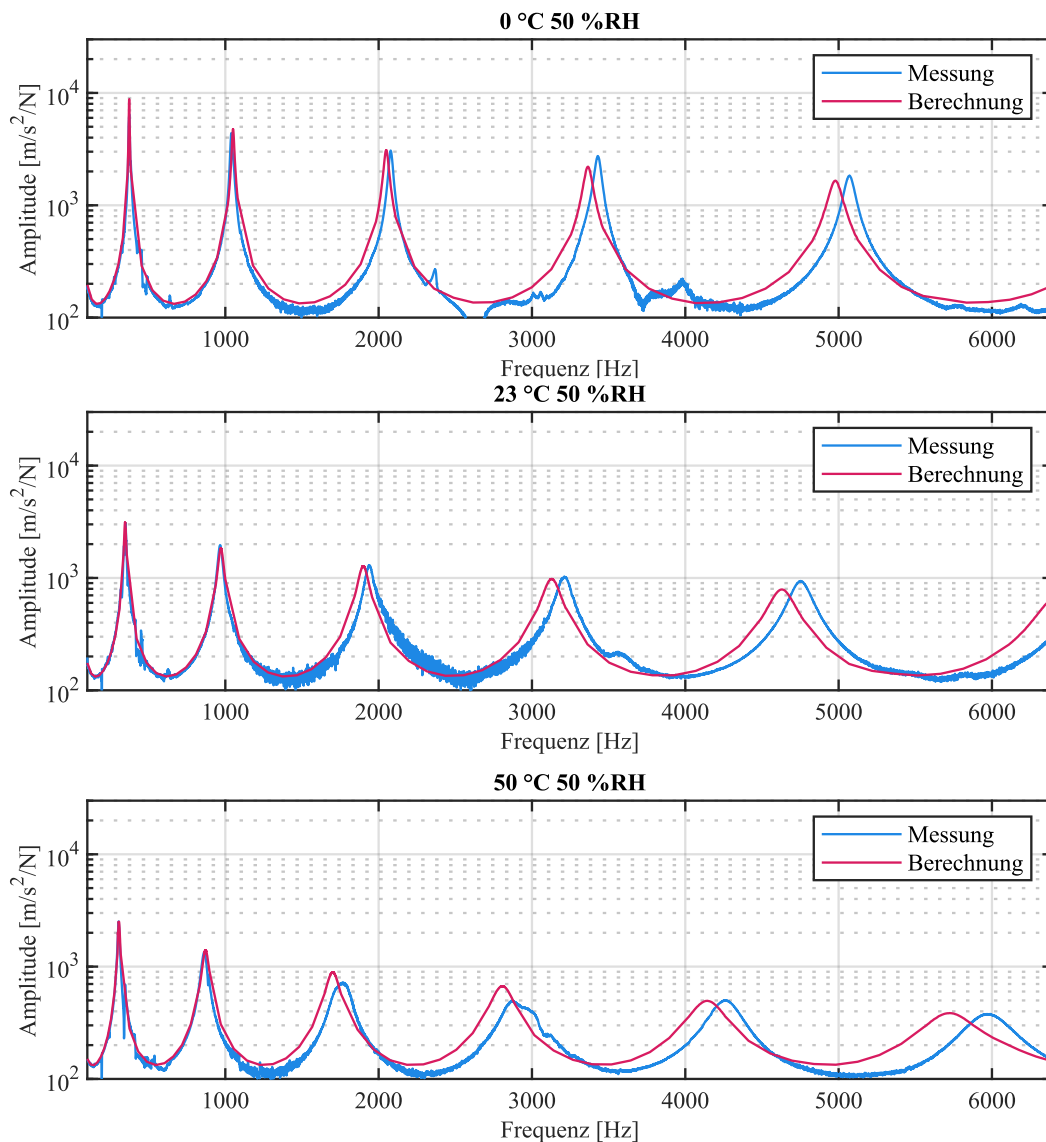


Abbildung 5.31: Vergleich zwischen Messung und Berechnung: A3WG10 50 %RH, 140mm 0°-Probe

Abbildung 5.32 stellt zusätzlich Beispiele für die trocken konditionierten 180 mm Proben des A3WG10 dar. Die Resonanzfrequenz zeigt im direkten Vergleich mit den 140 mm Proben in Abbildung 5.30 eine etwa doppelt so große relative Abweichung, die jedoch durchschnittlich nicht größer als  $-4,2\%$  ausfällt. Ein möglicher Grund hierfür sind Schwierigkeiten in der korrekten Abbildung der Faserorientierungsverteilungen in den Randbereichen der Probenplatten, die für die längeren Probekörper von Relevanz sind. Die berechnete Resonanzamplitude weicht von der 23 °C Messung im Durchschnitt um  $+31,0\%$  ab. Grund hierfür sind die Interferenzen in der ersten, zweiten und fünften dargestellten Resonanzordnung. Bei den anderen beiden Temperaturen beträgt die durchschnittliche Abweichung der Amplitude nur  $+12,8\%$  und  $+13,2\%$ .

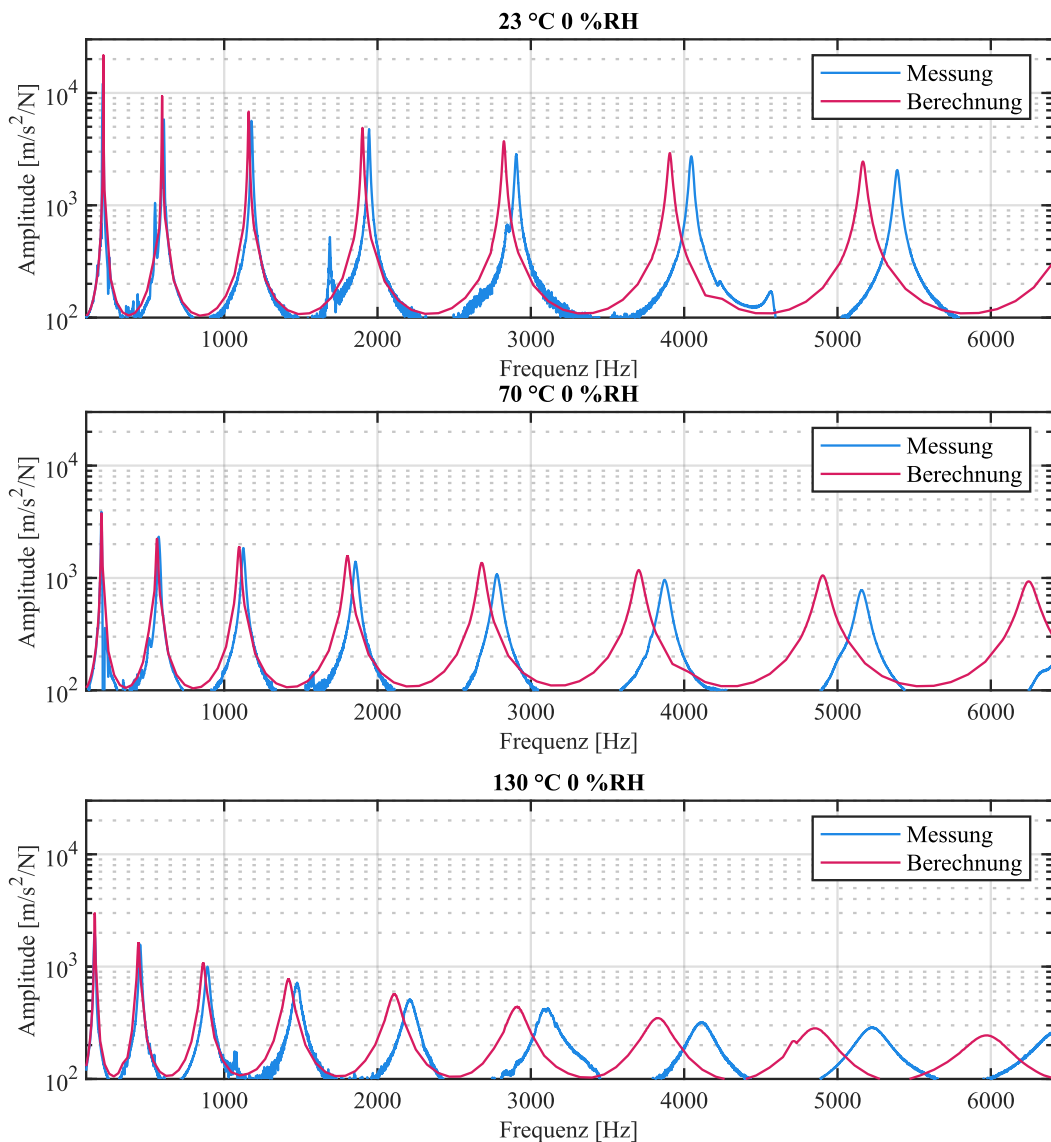


Abbildung 5.32: Vergleich zwischen Messung und Berechnung: A3WG10 0 %RH, 180 mm 0°-Probe

### 70G50HSLA

In Abbildung 5.33 und Abbildung 5.34 findet der Vergleich zwischen Berechnung und Versuch der 90 mm Proben des 70G50HSLA statt. In Kapitel 5.1.4 konnte zuvor gezeigt werden, dass die Materialkarte eine große Ähnlichkeit zum A3WG10 hat. Aufgrund der kompakteren Geometrie der Probekörper sind mehr Modenkopplungen in der Übertragungsfunktion festzustellen. Ein qualitativer Vergleich ist in diesem Fall der quantitativen Betrachtung der Abweichungen vorzuziehen, auch weil weniger Resonanzen zur Verfügung stehen. Hierbei zeigt sich, dass durch die Berechnung sowohl Resonanzfrequenzen als auch Resonanzamplituden ähnlich gut wie beim A3WG10 abgebildet werden. Tabelle 5.4 und Tabelle 5.5 sind nicht aussagekräftig.

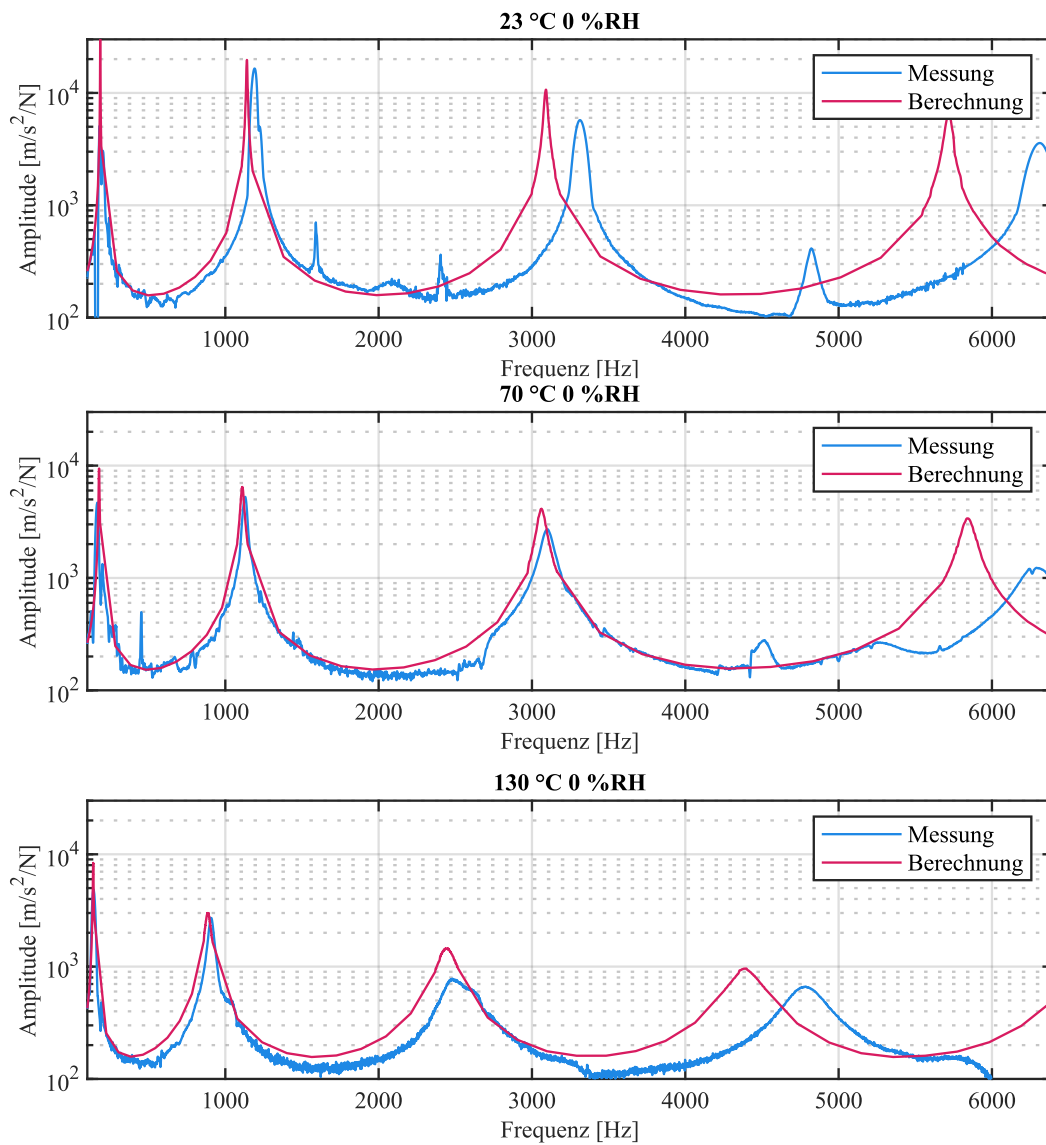


Abbildung 5.33: Vergleich zwischen Messung und Berechnung: 70G50HSLA 0 %RH, 0°-Probe

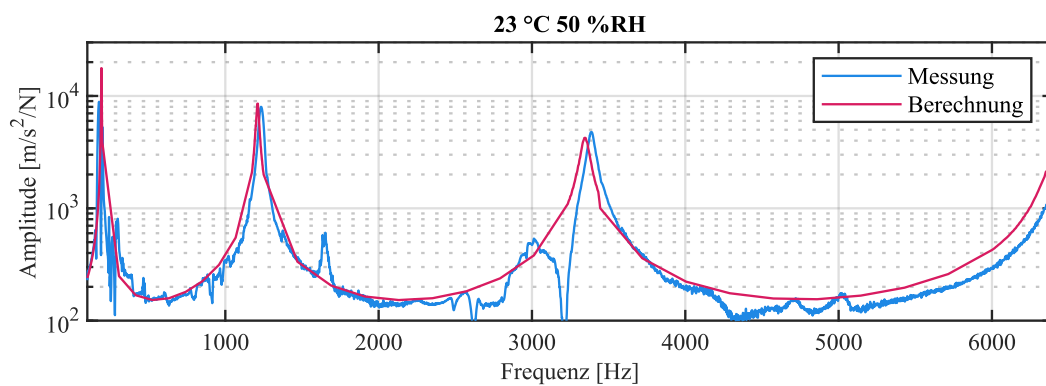


Abbildung 5.34: Vergleich zwischen Messung und Berechnung: 70G50HSLA 50 %RH, 0°-Probe

## X6952

Für den Duroplast X6952 ist der Vergleich zwischen Messung und Berechnung in Abbildung 5.35 dargestellt. Die Resonanzen werden in Frequenz und Amplitude qualitativ gut abgebildet. Dies spricht für eine gute Modellierung von Steifigkeit und Dämpfung in Materialkarte und Materialmodell. Die Abweichungen im Frequenzbereich fallen geringer aus als für das A3WG10, insbesondere bei hohen Temperaturen. Sie liegen in einem Bereich zwischen durchschnittlich +0,7 % und +1,8 %. Die berechnete Amplitude weicht durchschnittlich zwischen -5,1 % und +74,6 % vom Versuch ab, dies ist quantitativ höher als beim A3WG10 und hauptsächlich bedingt durch die durch Modenkopplung reduzierten Amplituden der ersten und dritten Resonanzordnung.

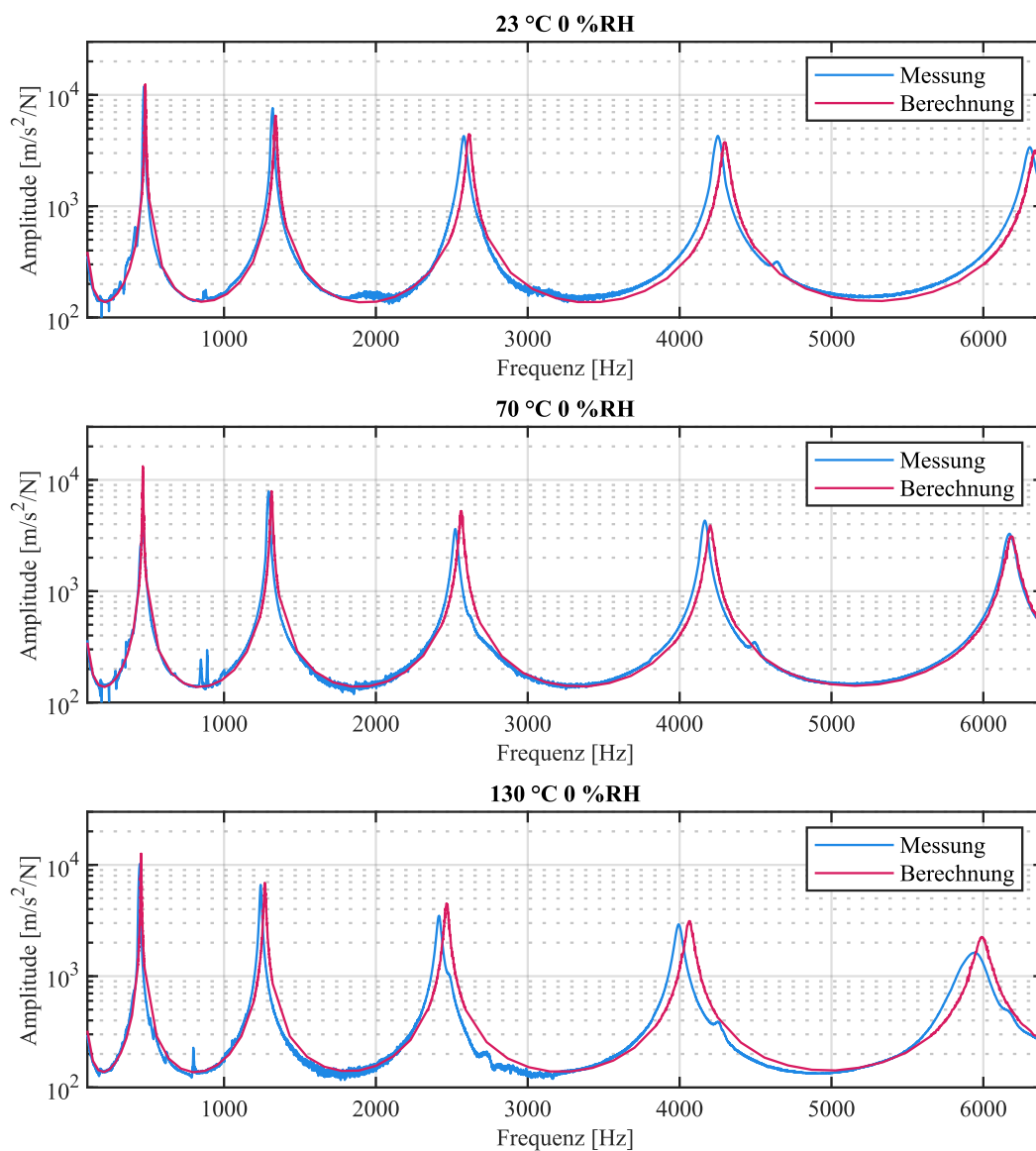


Abbildung 5.35: Vergleich zwischen Messung und Berechnung: X6952 0 %RH, 130mm 0°-Probe



## Zusammenfassung der relativen Abweichungen 0°-Proben

Temperatur	A3WG10 140mm 0 %RH	A3WG10 140mm 50 %RH	A3WG10 180mm 0 %RH	70G50HSLA 0 %RH	70G50HSLA 50 %RH	X6952 130mm
0 °C	-	-0,8 % / -1,8 % (5)	-	-	-	-
23 °C	-1,1 % / -2,1 % (5)	-1,4 % / -2,6 % (5)	-2,1 % / -4,2 % (7)	-3,4 % / -6,1 % (1)	1,9 % / 8,9 % (1)	1,2 % / 1,7 % (1)
50 °C	-	-1,9 % / -4,4 % (6)	-	-	-	-
70 °C	-1,5 % / -2,8 % (5)	-	-2,8 % / -4,9 % (7)	-1,2 % / -6,6 % (1)	-	0,7 % / 1,4 % (2)
130 °C	-3,6 % / -6,1 % (3)	-	-4,2 % / -7,6 % (8)	-3,9 % / -7,9 % (4)	-	1,8 % / 2,2 % (2)

Tabelle 5.4: Gemittelte (links) und maximale (rechts) relative Abweichungen der Vergleiche Berechnung zu Messung in der **Frequenz**, in Klammern Resonanzordnung der maximalen Abweichung, 0°-Proben

Temperatur	A3WG10 140mm 0 %RH	A3WG10 140mm 50 %RH	A3WG10 180mm 0 %RH	70G50HSLA 0 %RH	70G50HSLA 50 %RH	X6952 130mm
0 °C	-	3,1 % / 35,8 % (1)	-	-	-	-
23 °C	8,2 % / 27,1 % (1)	5,8 % / -16,1 % (5)	31,0 % / 77,1 % (1)	243,3 % / 624,2 % (1)	31,3 % / 98,6 % (1)	-5,1 % / -15,0 % (2)
50 °C	-	10,3 % / 34,5 % (4)	-	-	-	-
70 °C	2,9 % / 16,0 % (3)	-	12,8 % / 35,0 % (7)	58,1 % / 100,2 % (1)	-	74,6 % / 342,6 % (1)
130 °C	-12,2 % / -36,5 % (5)	-	13,2 % / 49,7 % (1)	55,1 % / 93,1 % (3)	-	20,5 % / 38,7 % (5)

Tabelle 5.5: Gemittelte (links) und maximale (rechts) relative Abweichungen der Vergleiche Berechnung zu Messung in der **Amplitude**, in Klammern Resonanzordnung der maximalen Abweichung, 0°-Proben

### 5.2.4 Vergleich mit dem Stand der Technik

Aufgrund ihrer Geometrie und Faserorientierung reagieren die verwendeten Probekörper in ihren strukturdynamischen Eigenschaften empfindlich auf selbst geringe Veränderungen in der Modellierung. Ein quantitativer Vergleich mit dem in kommerzieller Software verfügbaren Stand der Technik zur Modellierung der Viskoelastizität gestaltet sich daher schwierig.

Der beispielhafte Vergleich für die unterschiedlichen Orientierungen des 140 mm Probestabs aus A3WG10 im trocken konditionierten Zustand bei 23 °C ist nachfolgend in

Abbildung 5.36 dargestellt. Das entwickelte makroskopische Materialmodell wird hier als *Makro* bezeichnet.

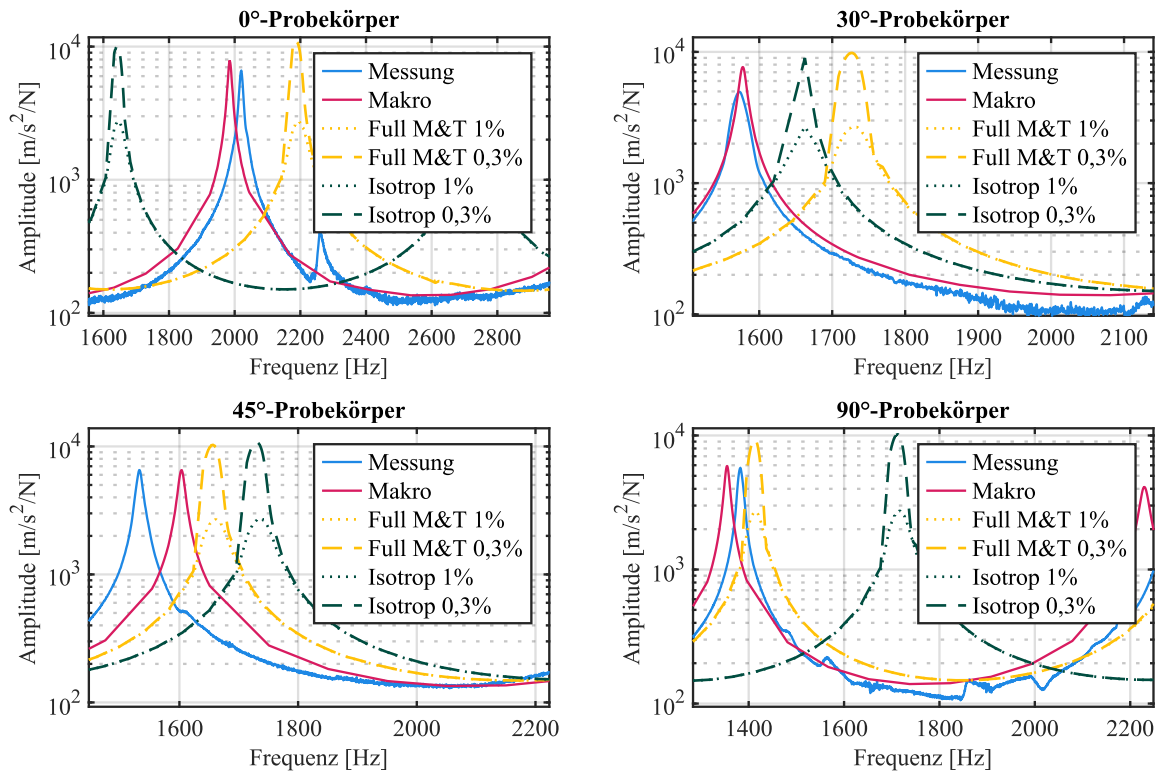


Abbildung 5.36: Vergleich zwischen Messung und Berechnung mit isotroper und mikromechanischer (*Full M&T*) Modellierung, zwei modale Dämpfungswerte, A3WG10 23 °C 0 %RH 140mm, *Makro* bezeichnet die makroskopische Modellierung programmiert als Materialmodell

Die Verbundsteifigkeit wurde für den Vergleich sowohl über einen mikromechanischen Modellierungsansatz als auch über eine einfache isotrope Betrachtung dargestellt. Für Letztere wird in [SSK18] vorgeschlagen, den Datenblattwert der Steifigkeit des Werkstoffs multipliziert mit einem Abminderungsfaktor von 0,65 zu verwenden. Für A3WG10 wurden die Daten aus [CAM22b] verwendet. Die mikromechanische Modellierung ist in der Software CONVERSE auf Basis des mikromechanischen *Full Mori & Tanaka*-Modells (*Full M&T*) implementiert und wurde bereits in Kapitel 2.2.2 beschrieben. Hierfür wurden die Daten aus der implementierten Materialdatenbank für den Werkstoff A3WG10 verwendet.

Für diese Art der Modellierung stehen lediglich einfache Dämpfungsmodelle, wie die modale Dämpfung, zur Verfügung. In üblichen Anwendungen im Stand der Technik werden die Kennwerte hierfür aus Referenzversuchen mit Reverse Engineering bestimmt. Sind Versuchsdaten nicht vorhanden, müssen einfache Abschätzungen

verwendet werden. Ein in den Standardfällen für eine erste Abschätzung üblicherweise gut passender Wert für die modale Dämpfung faserverstärkter Kunststoffe beträgt 1 % der kritischen Dämpfung. Dieser wird auch nachfolgend verwendet, da andernfalls ein valider Vergleich mit der ebenfalls ohne iteratives Reverse Engineering auskommenden Methodik nicht gegeben ist. Zusätzlich wurde der minimale Wert des Verlustfaktors aus den Biegeresonanzversuchen im trocken konditionierten Klima von 0,3 % zur besseren Einordnung der Ergebnisse aus den Methoden des Stands der Technik verwendet. Dies ist zulässig, da für kleine Dämpfungen das Lehrsche Dämpfungsmaß der modalen Dämpfung  $D$  dem Verlustfaktor  $\tan(\delta)$  entspricht, siehe auch Kapitel 2.2.1 [KR19].

Mit dem isotropen Ansatz ist keine valide Prognose der Resonanzen der Probekörper möglich, der Einfluss des orientierungsabhängigen Werkstoffverhaltens ist in diesem Beispiel zu groß. Der mit dem Abminderungsfaktor ermittelte Steifigkeitswert von 10920 MPa entspricht am besten der 30°- sowie 45°-Probe. Dies zeigt sich auch im Vergleich mit den orientierungsabhängigen Daten der Materialkarte in Abbildung 5.24. Der abgeminderte Materialkartenwert liegt am nächsten zu den Werten der 30°- sowie 45°-Probe. Der mikromechanische Ansatz ist hingegen auch ohne Kalibrierung der hinterlegten Materialkarte in der Lage, die Resonanzfrequenzen näherungsweise gut abzuschätzen. Dabei wird der Gesamtverbund der 90°-Probe am besten vorhergesagt. Die Prognose der Verbundsteifigkeit ist bei beiden Modellierungsmethoden jedoch ungenauer als die des makroskopischen Materialmodells.

Die verwendete modale Dämpfung von 1 % ist nur für eine erste Abschätzung, jedoch nicht für eine genaue Prognose des strukturdynamischen Verhaltens geeignet. Auf Basis der mit dem Biegeresonanzversuch gemessenen Dämpfungseigenschaften in Form des Verlustfaktors als modaler Dämpfungsparameter ist eine deutlich zuverlässigere Prognose möglich. Der verwendete Wert von 0,3 % stellt den geringsten im Versuch bestimmten Wert dar. Je nach Probenorientierung sind auch Werte bis 0,6 % charakterisiert worden, eine Orientierungsabhängigkeit kann mittels der Modellierung jedoch nicht berücksichtigt werden. Ohne umfangreiche und genaue Referenzversuche sind die berechneten Ergebnisse mit großer Unsicherheit behaftet. Gleiches gilt für die Einflussgrößen Temperatur, Konditionierung sowie Anregungsfrequenz. Dies sind wie zuvor gezeigt, gerade bei der Dämpfung, nicht zu unterschätzenden Einflussfaktoren. Das entwickelte Materialmodell ermöglicht hier in jeder Hinsicht die genaueste Prognose der Amplitude ohne Verwendung von Reverse Engineering mit den notwendigen Referenzversuchen.

### 5.2.5 Zusammenfassung

In diesem Kapitel wurde zunächst die Verwendung eines Korrekturfaktors für die im Versuch gemessenen Übertragungsfunktionen erläutert. Dieser diente der Kompensation der höheren notwendigen Anregungskraft aufgrund der Masse der Lagerungsstruktur zwischen dem kraftmessenden Impedanzsensor und dem Probekörper. Für die Übertragungsfunktion ergab sich dabei ein vertikaler Verschiebungsfaktor in Abhängigkeit von der Masse der Probekörper. Erst hierdurch war ein direkter Vergleich zwischen Versuch und Berechnung möglich, da die Probestäbe ohne Lagerungsstruktur und Probenadapter modelliert wurden.

Anschließend wurden verschiedene Aspekte der Modellierung selbst validiert. Die Definition des Schubmoduls nach *Kohnke* als Funktion aus Elastizitätsmodul und Querkontraktionszahl zeigte die höchste Genauigkeit in der Prognose der Verbundsteifigkeit. Eine reine Betrachtung der  $0^\circ$  und  $90^\circ$  Orientierungen der Probekörper reichte hierfür nicht aus. Der Schubmodul selbst kam erst bei den Faserorientierungen der  $30^\circ$  und  $45^\circ$  orientierten Probekörper zum Tragen und die Unterschiede zwischen den möglichen Varianten wurden deutlich. Einen Einfluss auf die Dämpfung in der komplexen Steifigkeitsmatrix durch die Definition des Schubmoduls konnte hingegen nicht festgestellt werden. Aufgrund der schwierigen Bestimmung der dynamischen Querkontraktionszahl galten Literaturwerte als ausreichend. Der Einfluss der Annahme auf die Prognose der orientierungsabhängigen Steifigkeit und Dämpfung stellte sich in ihrer Gesamtheit als ausreichend gering heraus. Eine passende Modellierung der Probekörper war nur mit dem Elementtyp C3D20 möglich. Dieser zeigte mit einem Aspektverhältnis von 12,5 den besten Kompromiss aus Elementanzahl, Berechnungsaufwand und Genauigkeit der Ergebnisse. Um bei den Werkstoffen mit einem hohen Orientierungsgrad das Verhältnis von Rand- zu Mittelschicht adäquat abzubilden, sollte die maximal mögliche Schichtanzahl aus der Prozesssimulation verwendet werden.

Im direkten Vergleich der Berechnungsergebnisse mit den gemessenen Übertragungsfunktionen der Probekörper zeigten sich in der Bestimmung der Resonanzfrequenzen und damit der Verbundsteifigkeit Fehler zwischen durchschnittlich  $+1,8\%$  und  $-4,2\%$ . Die Amplitude und damit die Verbunddämpfung wird in den Fällen ohne Ausreißer mit einem durchschnittlichen Fehler von  $-12,2\%$  bis  $+13,2\%$  vorhergesagt. Die Ausreißer sind durch Modenkopplungen in der Messung bedingt,

wodurch kein idealer Kurvenverlauf der Übertragungsfunktion wie in der Berechnung entsteht. Eine quantitative Bewertung ist so nicht ohne Weiteres möglich, qualitativ ist jedoch durchgehend eine gute Übereinstimmung der berechneten und gemessenen Übertragungsfunktionen zu beobachten. Somit kann die Funktionsweise der entwickelten Methodik bestätigt werden. Die Verwendung der Probekörper sowohl zur Erstellung der Materialkarten als auch zur Validierung der Berechnung ist keine Garantie für eine Übereinstimmung der Ergebnisse, da im Versuch lediglich ein homogenisierter Winkel bestimmt wurde. In der Berechnung wird hingegen jedem Element eine individuelle Steifigkeits- und Dämpfungsmatrix zugewiesen, die in ihrer Gesamtheit das strukturdynamische Verhalten des Probekörpers beschreiben.

Schlussendlich wurde ein Vergleich mit den etablierten und kommerziell verfügbaren Berechnungsmethoden aus dem Stand der Technik durchgeführt. Eine isotrope Modellierung ist für hohe Orientierungsgrade nicht sinnvoll. Die mikromechanische Modellierung auf Basis des *Full Mori & Tanaka* zeigte unkalibriert gute Ergebnisse, die jedoch nicht die Genauigkeit des entwickelten makroskopischen Ansatzes aufwiesen. Mit dem Stand der Technik können nur einfache Dämpfungsmodelle wie eine modale Dämpfung dargestellt werden. Eine übliche Annahme wie ein Wert von 1 % ist nur für eine erste Abschätzung geeignet. Ein Wert auf Basis eines direkt gemessenen Verlustfaktors zeigt eine bessere Übereinstimmung in der Amplitude. Hierfür ist jedoch eine umfangreiche Charakterisierung notwendig, eine Orientierungsabhängigkeit ist auf diese Art und Weise nicht darstellbar. Im Vergleich zeigte die makroskopische Methodik weiterhin die beste Prognosegüte.

### **5.3 Validierung der Methodik an Motorträgern**

Nachfolgend werden auf Basis der Erkenntnisse aus der Validierung von Materialkarte und Materialmodell in den vorangegangenen Kapiteln 5.1 und 5.2 nun die Motorträger in ihrem strukturdynamischen Verhalten entsprechend Kapitel 4.4.3 berechnet und mit Messungen verglichen. Ziel ist die Validierung der Übertragbarkeit von Materialmodell und Materialkarte auf grundlegend unterschiedliche Geometrien und Orientierungsverteilungen sowie die Anwendbarkeit auf Strukturbauteile aus duroplastischen Kunststoffen. Dabei werden je Konditionierungszustand eine charakteristische Temperatur unterhalb und oberhalb sowie im Glasübergang betrachtet.

Im Gegensatz zu den Probekörpern ist aufgrund des großen Berechnungsaufwandes ein Kompromiss aus Ergebnisgenauigkeit und Rechenzeit notwendig. Daher werden zunächst verschiedene Varianten der Elementdichte in Wandnormalenrichtung verglichen. Anschließend findet der Vergleich der Übertragungsfunktionen aus Messung und Berechnung statt. Dies wird sowohl für den 1K-Motorträger aus A3WG10 als auch den 2K-Motorträger aus Thermo- und Duroplast betrachtet. Abschließend findet für den 1K-Motorträger ein Vergleich mit dem kommerziell verfügbaren Stand der Technik in Form einer isotropen Berechnung sowie dem mikromechanischen *Full Mori & Tanaka*-Modell aus der Software CONVERSE statt.

### 5.3.1 Auswerte- und Vergleichsmethode

Zur Bewertung der Ergebnisgenauigkeit kann jedoch nicht wie bei den Probekörpern die resultierende uniaxiale Beschleunigung am freien Ende verwendet werden. Bei den untersuchten Motorträgern bilden sich lokal unterschiedliche und räumliche Schwingformen aus. Das *Modal Assurance Criterion* (MAC) vergleicht nur die Übereinstimmung modaler Schwingformen, jedoch nicht Frequenzlage und Amplitude zur Bewertung der Abbildung von Steifigkeit und Dämpfung und ist daher auch aufgrund der schlechten Abbildung lokal begrenzter Moden höherer Frequenz in diesem Fall nicht geeignet. Stattdessen muss wie zuvor die Übertragungsfunktion aus resultierender Beschleunigung auf der Oberfläche bezogen auf die anregende Kraft verglichen werden. Um Unterschiede in den Koordinatensystemen sowie Oberflächennetzen des Motorträgers zwischen Versuch und Berechnung anzugleichen und zu kompensieren, wird der Vektorbetrag gemittelt über alle Punkte einer Seitenfläche betrachtet. Hierdurch werden sämtliche globale und lokale Schwingformen zulasten der räumlichen Auflösung in einer einzigen Übertragungsfunktion erfasst und vergleichbar gemacht.

### 5.3.2 Validierung der Modellierung

Aufgrund der komplexen Geometrie wurden für die Motorträger C3D10-Tetraederelemente mit quadratischer Ansatzfunktion verwendet, siehe Kapitel 4.4.1. Weiterhin musste die Anzahl an Elementen in Wandnormalenrichtung reduziert werden. Die Nutzung der vollständigen Information aus den zehn Schichten der Prozesssimulation war aufgrund der resultierenden Größe des FE-Modells nicht möglich. Um einen Kompromiss zwischen Ergebnisgenauigkeit und

Berechnungsaufwand zu ermitteln, wurden die Übertragungsfunktionen von fünf unterschiedlichen und berechenbaren Modellierungsdichten des 1K-Motorträgers verglichen. Die Ergebnisse sind nachfolgend in Abbildung 5.37 zusammengefasst. Die größtmögliche berechenbare Modellierungsdichte mit sechs Elementen liefert hierbei nicht die besten Ergebnisse, stattdessen wird das strukturdynamische Verhalten des Werkstoffverbunds mit vier Lagen aus der Prozesssimulation am besten abgebildet. Dies ist sowohl für die erste dargestellte Resonanz wie auch die weiteren charakteristischen Überhöhungen der Übertragungsfunktion bei höheren Frequenzen gegeben. Eine mögliche Ursache ist ein zufällig passendes, lokales Verbundoptimum der einzelnen Schichten durch automatisierte Auswahl im Mapping mittels Nearest-Neighbor-Methode.

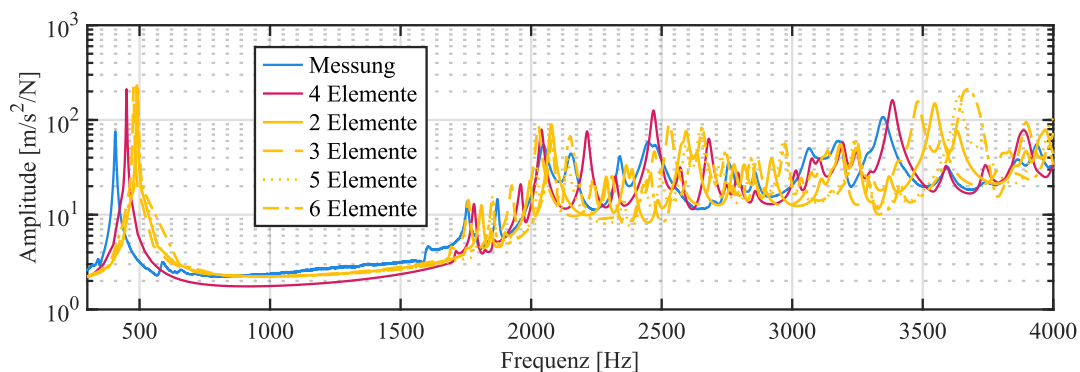


Abbildung 5.37: Vergleich zwischen Messung und Berechnung: 1K-Motorträger 23 °C 0 %RH, verschiedene Modellierungsdichten der C3D10-Elemente in Wandnormalenrichtung

Dies zeigt sich ebenfalls bei dem Vergleich der Ergebnisgenauigkeit mit der notwendigen Berechnungszeit in Abbildung 5.38. Die geringste Abweichung zwischen Berechnung und Versuch ergibt sich bei einer Modellierung von vier Elementen in Wandnormalenrichtung und weist eine für die Größe des Problems vertretbare Berechnungszeit auf, siehe Kapitel 4.4.3. Eine weitere Erhöhung der Modellierungsdichte auf bis zu zehn Elemente würde eine unverhältnismäßige Erhöhung des Rechenaufwands bedeuten. Für eine bestmögliche Vergleichbarkeit zwischen Versuch und Berechnung werden daher im Folgenden der C3D10-Elementtyp und die Dichte von vier Elementen in Wandnormalenrichtung für beide Motorträger verwendet.

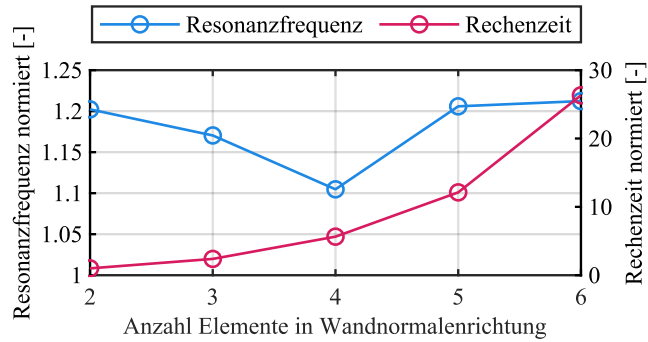


Abbildung 5.38: Vergleich der ersten Resonanz des 1K-Motorträgers, 23 °C 0 %RH, normierte Resonanzfrequenz (berechnet relativ zu gemessenen) und normierte CPU-Zeit je Frequenzinkrement gegenüber Modellierungsdichte in Wandnormalenrichtung

### 5.3.3 Vergleich der Methodik mit dem Versuch

Nachdem zuvor ein Optimum in der Modellierungsdichte der C3D10-Elemente gefunden wurde, werden nachfolgend die Motorträger in Berechnung und Versuch verglichen. Hierfür werden die 1K- sowie 2K-Motorträger wie bei den Probekörpern zuvor in beiden Konditionierungszuständen bei repräsentativen Temperaturen um den Glasübergang betrachtet. Das Frequenzspektrum wurde auf maximal 4 kHz (1K-MT) sowie 4,5 kHz (2K-MT) beschränkt, da nur in diesem Bereich relevantes strukturdynamisches Verhalten vorhanden ist, siehe auch Kapitel 4.2.3

#### 1K-Motorträger

In Abbildung 5.39 ist der Vergleich des 1K-MT im trocken konditionierten Zustand dargestellt. Bei allen Temperaturen wird der charakteristische Verlauf der Übertragungsfunktion qualitativ gut abgebildet. Unterhalb des Glasübergangs bei 23 °C überschätzt die Berechnung die erste Resonanz in der Frequenz um etwa 10 % und in der Amplitude um etwa das Dreifache. Ursächlich hierfür sind die großen Dämpfungseinflüsse der Lagerung bei einer globalen Schwingungsmoden im Verhältnis zur reinen Werkstoffdämpfung. Bei höheren Frequenzen sind im Bereich der lokalen Resonanzen nur geringe Frequenzverschiebungen zu beobachten. Bei höheren Temperaturen im Glasübergang bei 70 °C und darüber bei 130 °C ist sowohl in Frequenz als auch Amplitude eine insgesamt bessere Übereinstimmung festzustellen. Der dämpfende Einfluss der Lagerung tritt in der ersten Resonanz hierbei in den Hintergrund.



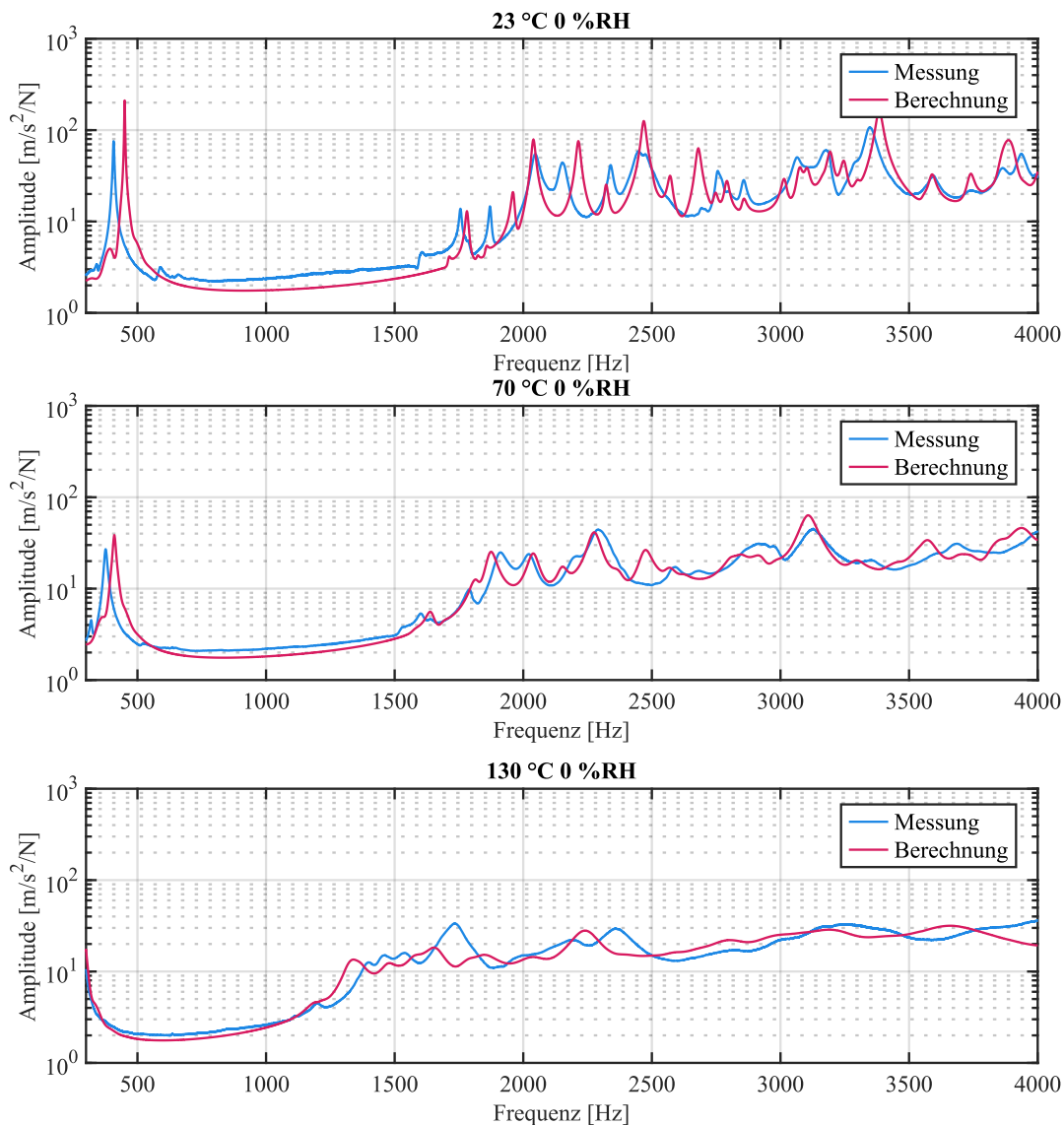


Abbildung 5.39: Vergleich zwischen Messung und Berechnung: 1K-Motorträger 0 %RH  
 Ein ähnliches Bild zeigt sich im Normklima-konditionierten Zustand in Abbildung 5.40. Die Übereinstimmung der ersten Resonanz wächst mit zunehmender Temperatur. Die beobachteten Abweichungen verhalten sich ähnlich zum trocken konditionierten Zustand. Gerade bei hohen Frequenzen ist weiterhin eine gute Abbildung der einzelnen, lokalen Resonanzen des Motorträgers gegeben. Dies bestätigt die gute Prognose der Verbundsteifigkeit und –dämpfung sowohl global für die gesamte Struktur im niedrigeren Frequenzbereich ebenso wie lokal für die einzelnen Flächen im höheren Frequenzbereich.

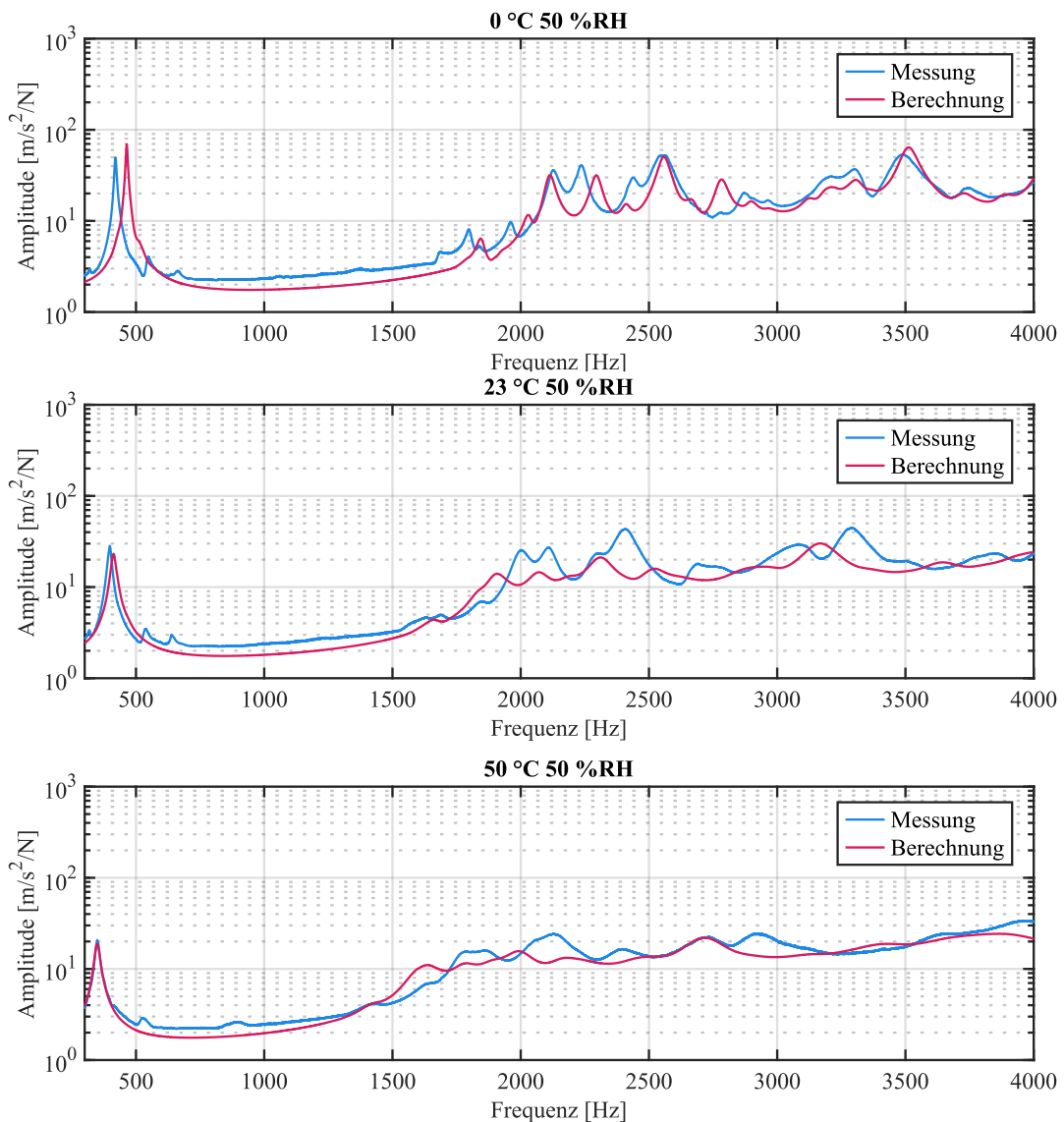


Abbildung 5.40: Vergleich zwischen Messung und Berechnung: 1K-Motorträger 50 %RH

### 2K-Motorträger

Nach der Validierung der Methodik anhand des 1K-Motorträgers aus dem bekannten thermoplastischen Kunststoff A3WG10 folgt der Übertrag der zuvor gewonnenen Erkenntnisse auf den 2K-Motorträger als Verbund aus Thermo- und Duroplast. Dabei soll überprüft werden, ob eine geringere Datenbasis aus dem Biegeresonanzversuch ausreichend für die Abbildung von Steifigkeit und Dämpfung ist, siehe Kapitel 5.1.

Nachfolgend ist in Abbildung 5.41 der Vergleich zwischen Versuch und Berechnung für die drei charakteristischen Temperaturen um den Glasübergang im trocken konditionierten Zustand dargestellt. Der charakteristische Verlauf der Übertragungsfunktion wird gut abgebildet. Unterhalb des Glasübergangs bei 23 °C

beträgt die Abweichung der Resonanzen im Frequenzbereich höchstens 1,6 %, die Amplitude wird hingegen wie beim 1K-Motorträger um bis zu dem Dreifachen überschätzt. Aufgrund der massiveren Struktur bilden sich im Vergleich mehr globale und weniger lokale Resonanzen aus. Daher ist der im Verhältnis zum Werkstoff große Dämpfungseinfluss der Lagerung auch bei höheren Frequenzen präsent. Zu höheren Temperaturen nimmt die Genauigkeit in der Vorhersage der Amplitude aufgrund der größeren Dämpfung des Werkstoffs zu, die Abbildung der Frequenz wird jedoch schlechter. Ein möglicher Einflussfaktor ist die ungenauere Materialkarte. Insgesamt wird der Gesamtverbund aus faserverstärktem Thermoplast und Duroplast in einem Bauteil sowohl in den Steifigkeiten wie auch in den vor allem im Glasübergang unterschiedlichen Dämpfungen der beiden Werkstoffe gut abgebildet.

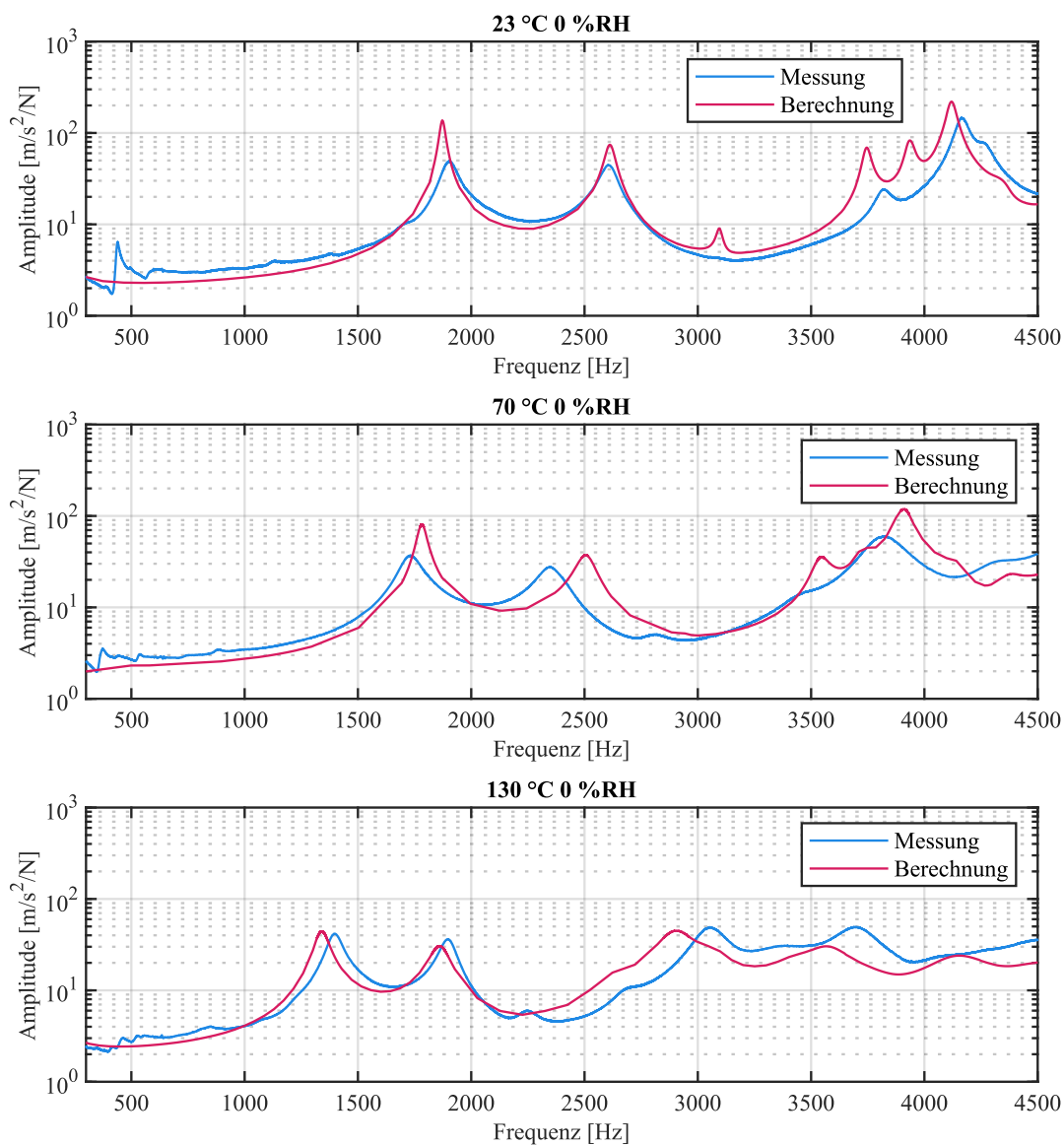


Abbildung 5.41: Vergleich zwischen Messung und Berechnung: 2K-Motorträger 0 %RH

Dies bestätigt sich auch bei Betrachtung des im Normklima konditionierten Zustands in nachfolgender Abbildung 5.42. Hier wurde nur die im Glasübergang befindliche Temperatur von 23 °C betrachtet. Der Kurvenverlauf wird weiterhin qualitativ gut abgebildet. Die Steifigkeit in Form der Resonanzfrequenzen zeigt ähnliche Unterschiede wie im trocken konditionierten Zustand. Die Dämpfung in Form der Amplitude fällt in der Berechnung aufgrund der großen Dämpfung erwartungsgemäß gering aus, im Versuch ist sie jedoch auch im Vergleich zum trocken konditionierten Zustand deutlich höher. Eine mögliche Ursache hierfür sind geringe Unterschiede im Aufbau der Lagerung des Motorträgers nach erfolgter Konditionierung.

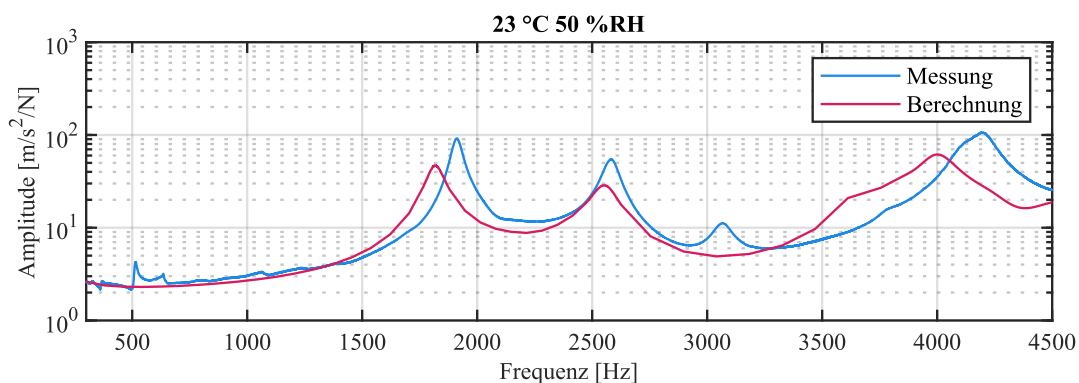


Abbildung 5.42: Vergleich zwischen Messung und Berechnung: 2K-Motorträger 23 °C 50 %RH

### 5.3.4 Vergleich mit dem Stand der Technik

Ein Vergleich mit dem kommerziell verfügbaren Stand der Technik erfolgt wie bei den Probekörpern für den Werkstoff A3WG10 am Beispiel des 1K-Motorträgers im trocken konditionierten Zustand unterhalb des Glasübergangs bei 23 °C. Für die isotrope Modellierung wurde ebenfalls ein Abminderungsfaktor von 0,65 auf den Datenblattwert der Steifigkeit in Fließrichtung gewählt, damit ergab sich ein Elastizitätsmodul von 10920 MPa. Das Ergebnis ist für die beiden zuvor verwendeten modalen Dämpfungen von 1 % und 0,3 % in Abbildung 5.43 dargestellt. Das in dieser Arbeit entwickelte makroskopische Materialmodell wird in dem dargestellten Vergleich als *Makro* bezeichnet. In Abbildung 5.43 ist ebenfalls das Ergebnis des mikromechanischen *Full Mori & Tanaka*-Modells (*Full M&T*) aus der Software CONVERSE mit beiden Dämpfungswerten dargestellt. Hierfür wurde, wie bei dem Vergleich der Probekörper, die nicht kalibrierte Materialkarte des Werkstoffs A3WG10 für 23 °C im trocken konditionierten Zustand aus der implementierten Materialdatenbank verwendet. Eine

Vergleichbarkeit der Ergebnisse ist nur durch Verzicht auf Reverse Engineering gegeben, da die hierdurch ermittelten Steifigkeits- und Dämpfungswerte zwar gute Ergebnisse für den vorliegenden Versuch liefern würden, die Materialkarte jedoch nicht allgemeingültig wäre.

Die isotrope Modellierung in Form eines einfachen Steifigkeitswertes für alle Orientierungen war aufgrund der großen Diskrepanz in der Faserorientierungsverteilung nicht für Probekörper geeignet. Für den Motorträger wird hingegen eine gute qualitative Abbildung der Verbundsteifigkeit durch den Abminderungsfaktor erreicht. Im Vergleich mit der Materialkarte in Abbildung 5.24 zeigt sich, dass der isotrope Wert in etwa einen Mittelwert aller Steifigkeitswerte der Materialkarte darstellt und daher den niedrigeren Orientierungsgrad in einer komplexeren Geometrie gut approximiert.

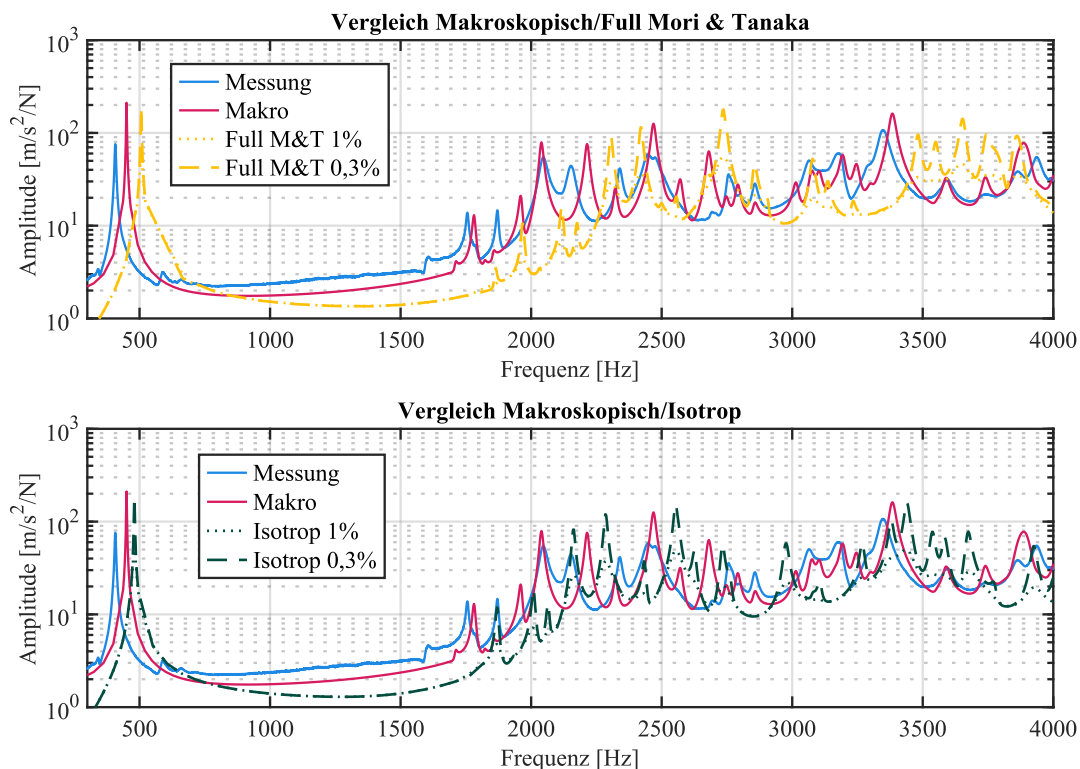


Abbildung 5.43: Vergleich Berechnung mit isotroper und mikromechanischer (*Full M&T*) Modellierung sowie zwei modaler Dämpfungswerte, 1K-Motorträger 23 °C 0 %RH, *Makro* bezeichnet das programmierte makroskopische Materialmodell

Um die Abweichungen zwischen den verschiedenen Modellierungsmöglichkeiten zu quantifizieren, ist eine Betrachtung des gesamten Frequenzspektrums nicht geeignet. Daher werden nachfolgend in Abbildung 5.44 einzelne Frequenzbereiche detaillierter betrachtet und verglichen. Zur Übersichtlichkeit wird nur ein Dämpfungswert

verwendet. In Abbildung 5.43 zeigt sich wie zuvor bei den Probekörpern, dass die Variante mit 1 % modaler Dämpfung für die Darstellung des trocken konditionierten Werkstoffzustands nicht geeignet ist. Lediglich im Bereich der ersten, globalen Resonanz wird eine gute Übereinstimmung beobachtet. Diese ist jedoch nicht auf das Werkstoffmodell, sondern auf eine zu hohe Dämpfung durch die Lagerung des Motorträgers selbst zurückzuführen. Im Bereich der lokalen Resonanzen bei höheren Frequenzen sind für diesen Dämpfungswert hingegen große Abweichungen in den Amplituden zum Versuch zu beobachten. Daher wird nachfolgend für den detaillierten Vergleich lediglich die bereits bei den Probekörpern besser übereinstimmende Dämpfungsvariante mit 0,3 % modaler Dämpfung verwendet.

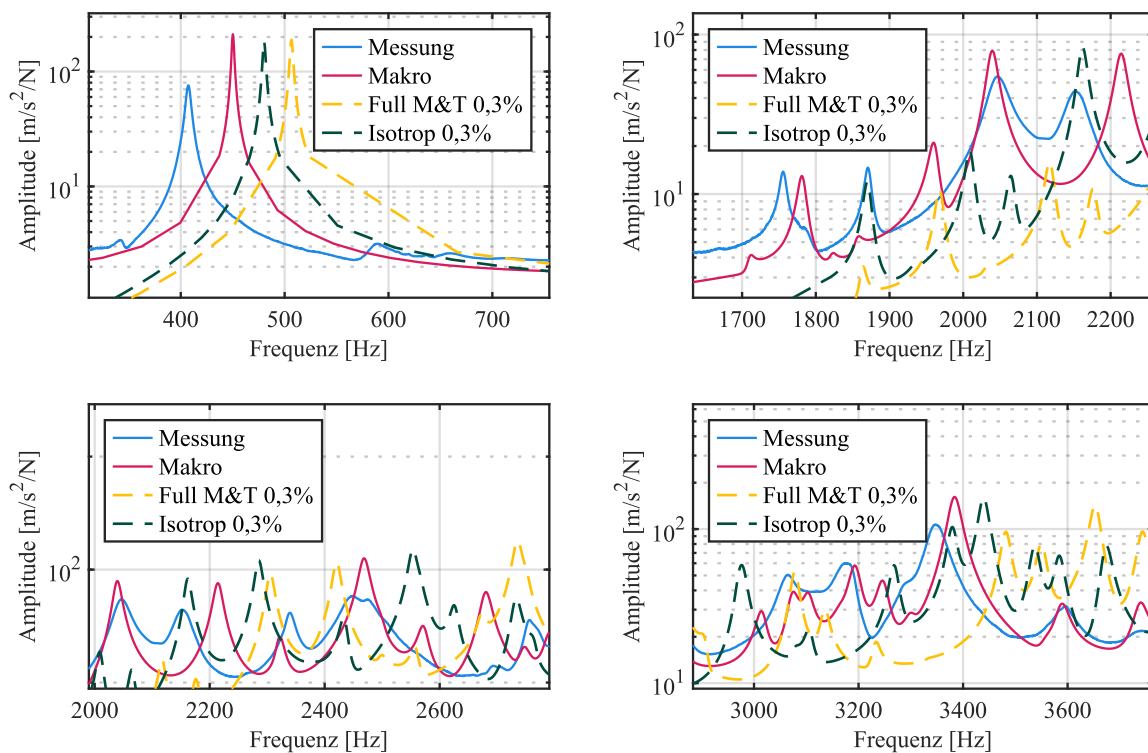


Abbildung 5.44: Vergleich Berechnung mit isotroper und mikromechanischer Modellierung, 1K-Motorträger 23 °C 0 %RH, eine Dämpfungsvariante, zwei Modellierungsvarianten, Darstellung unterschiedlicher Frequenzbereiche einer Messung, *Makro* bezeichnet das programmierte makroskopische Materialmodell

Im Frequenzbereich bis 2 kHz ist noch eine gute Zuordnung der Resonanzen aus Versuch und Berechnung möglich. Die erste globale Resonanz des Versuchs bei 407 Hz oben links in Abbildung 5.44 wird in der Frequenz durch das makroskopische Materialmodell um 10 %, durch die isotrope Modellierung um 18 % und durch das mikromechanischen *Full Mori & Tanaka*-Modell um 24 % überschätzt. Die oben rechts dargestellte zweite

Resonanz bei 1756 Hz zeigt bereits größere absolute Abweichungen, die jedoch in der relativen Betrachtung geringer ausfallen. Der makroskopische Ansatz berechnet die Frequenzlage auf 1,5 % genau. Die korrespondierende Resonanz des isotropen Ansatzes liegt bei 1871 Hz und überschätzt das Versuchsergebnis im Frequenzbereich um 6,5 %. Die berechnete Resonanz des mikromechanischen *Full Mori & Tanaka*-Modells liegt bei 1968 Hz und liegt damit 12,1 % über dem Versuchsergebnis.

In Frequenzbereichen oberhalb von 2 kHz kann aufgrund der vielen lokalen Resonanzen eine Zuordnung nur durch charakteristische Muster in der Übertragungsfunktion in Kombination mit einem Abgleich der Schwingformen in Versuch und Berechnung erfolgen. Dies ist möglich, da der experimentelle Kurvenverlauf der Übertragungsfunktion durch die komplexe Geometrie selbst bestimmt wird. Weiterhin wird der Werkstoffverbund durch die gewählten Materialmodelle bereits gut abgebildet und unterscheidet sich nicht mehr maßgeblich voneinander.

Ein Beispiel hierfür ist unten links in Abbildung 5.44 im Frequenzbereich zwischen 2000 Hz und 2500 Hz dargestellt. In der Übertragungsfunktion aus dem Versuch ist eine Doppelspitze mit Resonanzen im Bereich von 2050 Hz und 2150 Hz sowie eine kleinere Resonanz im Bereich von 2350 Hz zu beobachten. Dieser charakteristische Verlauf ist in allen Berechnungsvarianten im näheren Frequenzbereich ebenfalls zu finden, wenn auch jeweils mit Unterschieden. Das makroskopische Materialmodell unterschätzt die erste in dem Ausschnitt dargestellte Resonanz um 0,5 %, die zweite Resonanz wird hingegen um 2,9 % überschätzt und die dritte Resonanz wieder um 0,8 % unterschätzt. Somit ist hierbei keine reine Verschiebung, sondern eine Verzerrung des Werkstoffverhaltens zu beobachten. Diese ist auf verschiedene strukturdynamisch wirkende Bereiche des Motorträgers in Zusammenhang mit Unterschieden in dem jeweils in der Berechnung verwendeten lokalen Werkstoffverbund zurückzuführen. Die Berechnungsergebnisse aus dem Stand der Technik weisen hingegen eine näherungsweise konstante Verschiebung in der Frequenz auf. Der isotrope Ansatz schätzt die Resonanz um etwa 6 % höher als im Versuch, der mikromechanische Ansatz liegt um etwa 12 % über den Versuchsergebnissen. Die Abweichung ist daher vergleichbar zu der einzelnen vorangegangenen Resonanz bei 1756 Hz.

Der letzte betrachtete Frequenzbereich unten rechts in Abbildung 5.44 liegt zwischen 3000 Hz und 3700 Hz. Die optische Zuordnung eines charakteristischen Musters zu den gemessenen Resonanzen bei 3065 Hz, 3176 Hz und 3348 Hz ist nicht für alle Verfahren

auf den ersten Blick möglich, da Stauchungen der Frequenzspektren im Vergleich zum Versuch zu beobachten sind. Durch Abgleich mit den Schwingformen aus der Berechnung ließen sich für den makroskopischen Ansatz die Resonanzen bei 3193 Hz (4,2 % höher), 3246 Hz (2,2 % höher) und 3384 Hz (1,1 % höher) zuordnen. Isotrop korrelieren die Resonanzen bei 3381 Hz (10,3 % höher), 3441 Hz (8,3 % höher) und 3538 Hz (5,4 % höher). Mikromechanisch liegen die entsprechenden Resonanzen bei 3482 Hz (13,6 % höher), 3549 Hz (11,6 % höher) und 3652 Hz (9,1 % höher).

Somit ist festzustellen, dass die relativen Abweichungen in der Prognose der Resonanzfrequenzen vergleichbar sind und ein einheitliches Muster über das gesamte Frequenzspektrum zeigen. Die berechneten Amplituden des makroskopischen Ansatzes sowie die einheitlich verwendete modale Dämpfung von 0,3 % weisen auch in der Detailbetrachtung für den trocken konditionierten Werkstoffzustand bei 23 °C vergleichbar gute Ergebnisse auf. Der Unterschied zu der Übertragungsfunktion des Versuchs wurde bereits zuvor in Kapitel 5.3.3 beschrieben und erläutert. Dieser Dämpfungswert wurde jedoch aus Daten des Biegeresonanzversuchs in einem gegebenen Klima abgeschätzt und kann daher nicht auf andere Temperaturen und Konditionierungszustände übertragen werden. Für einen Vergleich ohne Reverse Engineering kann er daher als Qualitätskriterium für die Abbildung der Dämpfung nicht herangezogen werden.

### **5.3.5 Zusammenfassung**

Bei Übertragung des Materialmodells und der Materialkarte auf eine komplexe Struktur wurde die Prognose des strukturdynamischen Verhaltens ungenauer. Ursächlich könnte hierfür die zur Berechnung notwendige gröbere Modellierung in Wandnormalenrichtung sowie signifikantere Abweichungen der Prozesssimulation von der realen Faserorientierungsverteilung aufgrund des komplexeren Problems. Eine genaue Überprüfung war aufgrund der begrenzten Berechnungskapazität nicht möglich. Die größeren Unterschiede zwischen Versuch und Berechnung im Vergleich zu den zuvor betrachteten Probekörpern konnten jedoch nicht allein auf die Berechnung zurückgeführt werden. Auch der Versuch bildete keinen idealen, nahezu ungedämpften und frei gelagerten Zustand ab. Globale Schwingungsmoden waren von einer nicht zu vernachlässigenden Dämpfung betroffen, die einen direkten Vergleich und die Bewertung von Materialmodell und Materialkarte im schwach gedämpften Bereich unterhalb des Glasübergangs erschwerte. Insgesamt zeigte sich jedoch, dass eine



belastbare Prognose des strukturdynamischen Verhaltens im Frequenz- und Amplitudenbereich durch das makroskopische Materialmodell ohne Reverse Engineering und daher auch ohne Referenzversuch des Bauteils bei gleichzeitig reduzierter Elementdichte möglich war.

Bei Betrachtung der Vergleiche für den 1K-Motorträger aus faserverstärktem Thermoplast zeigte sich eine gute Übereinstimmung von Versuch und Berechnung bei unterschiedlichen Temperaturen um den Glasübergang sowie bei unterschiedlichen Konditionierungszuständen. Eine Übertragbarkeit von Materialmodell und Materialkarte auf eine grundlegend unterschiedliche Geometrie und Orientierungsverteilung konnte hier bereits nachgewiesen werden. Selbst eine geringere Datenbasis in Frequenz und Orientierung ermöglichte beim 2K-Motorträger eine belastbare Abschätzung des strukturdynamischen Verhaltens. Weiterhin wurde die Anwendbarkeit des makroskopischen Materialmodells auf einen faserverstärkten Duroplasten bestätigt.

Die Vorteile in der Prognose der Verbundsteifigkeit durch das makroskopische Materialmodell zeigten sich bei Vergleich mit Berechnungsergebnissen aus dem kommerziell verfügbaren Stand der Technik. Mit diesem wurden die geringsten Abweichungen der Resonanzen vom Versuch festgestellt. Der isotrope Ansatz mit Abminderungsfaktor zeigte anders als bei den Probekörpern gute Ergebnisse für eine erste Abschätzung des strukturdynamischen Verhaltens, die relativen Abweichungen zum Versuch waren jedoch doppelt so groß wie beim makroskopischen Ansatz. Das mikromechanische *Full Mori & Tanaka*-Modell zeigte hingegen im Vergleich die ungenaueste Prognose der Verbundsteifigkeit, die relative Abweichung zum Versuch war im Vergleich zum makroskopischen Ansatz sogar mehr als das Dreifache höher. Eine Ursache hierfür war die nicht kalibrierte Materialkarte. Dennoch ist auch diese Berechnungsmethode ohne Kalibrierung für eine erste Abschätzung der Verbundsteifigkeit geeignet. Dies zeigte sich insbesondere für den höheren Orientierungsgrad der Probekörper, bei dem der isotrope Ansatz ungeeignet war. Die fehlende Möglichkeit zur Implementierung einer Frequenzabhängigkeit im Stand der Technik war von keinerlei Relevanz, da sich die Steifigkeit im betrachteten Frequenzbereich als nahezu konstant herausstellte, siehe Kapitel 5.1.2.

Der noch größere Vorteil der makroskopischen Modellierungsmethode zeigte sich in der Prognose des Dämpfungsverhaltens des Werkstoffverbunds. Um mit den im Stand der

Technik etablierten Abschätz- und Berechnungsverfahren ein gutes Ergebnis in der Prognose der Amplitude der Übertragungsfunktion zu erhalten, waren plausible Dämpfungswerte für den vorhandenen Konditionierungszustand des Kunststoffes notwendig. Die pauschale Annahme von 1 % modaler Dämpfung konnte für den trocken konditionierten Zustand, der einen gut untereinander vergleichbaren Werkstoffzustand darstellt, nicht verwendet werden. Mit den vorhandenen Biegeresonanzversuchen war eine grobe Abschätzung der modalen Dämpfung auf einen Wert von 0,3 % möglich. Dieser war jedoch in diesem Fall konstant und im Gegensatz zum makroskopischen Modell nicht abhängig von Frequenz, Orientierung, Temperatur sowie Konditionierungszustand. Daher konnte der ermittelte Dämpfungswert nicht für einen direkten Vergleich mit der Methodik herangezogen werden und diente nur für eine Vergleichbarkeit der Übertragungsfunktion im Frequenzbereich.

## 6 Zusammenfassung und Ausblick

### Übersicht

Im Rahmen dieser Arbeit wurde eine gesamtheitliche Methodik aus Versuch und Berechnung für die Vorhersage des strukturdynamischen Werkstoffverhaltens kurzfaserverstärkter Kunststoffe vorgestellt. Hierfür wurden linear-viskoelastische Werkstoffeigenschaften in Form von Steifigkeit und Dämpfung an quaderförmigen Probekörpern unter Berücksichtigung der Faserorientierung, Frequenz, Temperatur und dem Konditionierungszustand des Werkstoffs bestimmt. Für die Werkstoffe wurden repräsentative Vertreter der thermoplastischen und duroplastischen Kunststoffe in Form eines Polyamids mit 50 %-Glasfasergewichtsgehalt und einem Phenolharz mit 55 %-Glasfasergewichtsgehalt ausgewählt. Anschließend wurden die ermittelten Werkstoffdaten mit Inter- und Extrapolation sowie einem makroskopischen Materialmodell zur Bestimmung der homogenisierten Orientierung der jeweiligen Probekörper in einer Materialkarte abgelegt. Die FE-Berechnung konnte anschließend zusammen mit Orientierungstensenoren aus der gekoppelten Spritzgussprozesssimulation und dem programmierten makroskopischen Materialmodell durchgeführt werden. Die Validierung erfolgte an den zur Charakterisierung der Werkstoffeigenschaften verwendeten Biegeresonanzproben sowie zusätzlich an zwei spritzgegossenen Motorträgern bei verschiedenen Temperaturen und Konditionierungszuständen. Im Vergleich zu etablierten Methoden aus dem kommerziell verfügbaren Stand der Technik konnte eine durchweg bessere Übereinstimmung der Versuchs- und Berechnungsergebnisse gezeigt werden.

Die Methodik ist für Anwendungen geeignet, bei denen derselbe Werkstoff häufig für unterschiedliche Anwendungen zum Einsatz kommt und sich die einmalige, jedoch umfangreiche Charakterisierung des Werkstoffverbunds auszahlt. Voraussetzung ist die einheitliche Verwendung eines nahezu identischen Modells der Prozesssimulation. Dies zusammen mit der direkten Verwendung des Biegeresonanzversuchs umgeht die übliche Nutzung eines Reverse Engineering Ansatzes zur Bestimmung der viskoelastischen Werkstoffeigenschaften. Hierdurch kann das Modell auf beliebige Komponenten desselben Werkstoffs übertragen werden, ohne weitere Abgleiche der Werkstoffdaten mit Referenzversuchen zu benötigen. Die Vorhersagegüte von Steifigkeit

und Dämpfung ist für quantitative Variantenvergleiche verlässlich genau und kann daher für mehr als nur eine erste Abschätzung des Werkstoffverhaltens verwendet werden.

Versuch und Materialmodellierung sowie deren Verknüpfung zur Bedatung des Materialmodells aus dem zuvor bekannten Stand des Wissens wurden weiterentwickelt und optimiert. Die einzelnen Aspekte sind nachfolgend zusammengefasst.

### Versuchsmethodik

Die in der Vergangenheit zu wenig beachtete und für gegeben angenommene Versuchsmethodik wurde durch geschickten Einsatz der richtigen Komponenten und gezielte Weiterentwicklung bewehrter Erkenntnisse auf eine breitere und zuverlässigere Basis gestellt. Dabei wurde besonderer Wert auf die Entwicklung einer möglichst ungedämpften Lagerung und Anregung des biegebeanspruchten, quaderförmigen Probekörpers beliebigen Werkstoffs sowie einer unbeeinflussten Charakterisierung der bei konstanter Kraftamplitude gemessenen Resonanzkurve gelegt. Diese konnte somit direkt auf die viskoelastischen Werkstoffeigenschaften im gesamten für die Berechnung benötigten Frequenzbereich ohne Verwendung von Reverse Engineering-Ansätzen ausgewertet werden.

Hierfür war die Verwendung eines Klimaprüfchranks zur Untersuchung der viskoelastischen Werkstoffeigenschaften unter konstanten Konditionierungsbedingungen in einem weiten Temperatur- und Konditionierungsspektrum von entscheidender Bedeutung. Weiterhin wurde Messtechnik in passender Größe und Empfindlichkeit zu dem Gewicht der Probekörper verwendet, sodass eine direkte Messung der Anregungskraft für die Bestimmung der kraftnormierten Übertragungsfunktion zur Charakterisierung von Steifigkeit und Dämpfung bis zu einer maximalen Frequenz von 10 kHz ermöglicht wurde. Zusätzlich erfolgte die Entwicklung einer im geforderten Bereich der Umgebungsbedingungen nutzbaren Lagerungsstruktur, die eine möglichst ungedämpfte Lagerung, Anregung und Messung der Anregungskraft am Probekörper in der Klimakammer ermöglichte. Der Probekörper wird dabei einseitig an einem Ende befestigt, um ein möglichst breites Frequenzspektrum an Resonanzen ohne Interferenzen darzustellen. Schlussendlich wurde eine dämpfungsfreie Anbindung der Probekörper an die Lagerungsstruktur in Form einer temperaturbeständigen Klebeanbindung an einen schnell auswechselbaren Probenadapter realisiert.

## Materialmodellierung

Dank der zuverlässigeren und umfangreicheren Versuchsdaten wurde ein vereinfachter Modellierungsansatz entwickelt, der alle kurzfaserverstärkten Kunststoffe auf makroskopischer Ebene betrachtet und gleichbehandelt. Hierdurch musste keine Faser-Matrix-Interaktion mehr im Detail auf mikroskopischer Ebene berücksichtigt werden und es entfiel ein von Annahmen behafteter Homogenisierungsschritt. Das orientierungsabhängige Verhalten wurde aus dem aus einer Prozesssimulation stammenden Orientierungstensor zweiter Ordnung abgeleitet. Der komplexe Elastizitätstensor konnte durch eine einfache Homogenisierung aus den makroskopischen Winkelabweichungen zu den Hauptachsen des lokalen Faserkoordinatensystems befüllt werden. Im Vordergrund stand die universelle Anwendbarkeit auf thermoplastische und duroplastische Werkstoffe ebenso wie die Berücksichtigung der Dämpfung, Frequenz, Temperatur und des Konditionierungszustands.

Der makroskopische Modellierungsansatz auf Kugelbasis im Hauptachsensystem des Orientierungstensors zweiter Ordnung verwendet eine einfache, transversal isotrope Betrachtung mit den idealisierten Faserorientierungswinkeln  $0^\circ$  und  $90^\circ$ . Ein durch die Eigenwerte aufgespannter, homogenisierter Vektor beschreibt das orientierungsabhängige Werkstoffverhalten im lokalen Element. Die orthotropen, komplexen Steifigkeitsmatrizen wurden durch Projektion des homogenisierten Vektors in die Ebenen des Hauptachsensystems und Berechnung der Winkelabweichung zu den Hauptachsen bestimmt. Die Einträge des Elastizitätsmoduls wurden schlussendlich aus den mit dem Orientierungstensor gewichteten winkelabhängigen Kennwerten von Steifigkeit und Dämpfung bestimmt. Für den orthotropen Schubmodul wurde eine funktionale Ersatzbeschreibung aus komplexer Steifigkeit und Querkontraktionszahl zur Berücksichtigung der von Frequenz, Temperatur und Konditionierungszustand abhängigen Werkstoffkennwerte verwendet. Die Querkontraktionszahl wurde zur Einfachheit orientierungsabhängig, aber unabhängig von Frequenz, Temperatur und Konditionierungszustand angenommen. Die Eingangsdaten sind komplexe Elastizitätsmoduln in Abhängigkeit idealisierter Faserorientierungswinkel zwischen  $0^\circ$  und  $90^\circ$ . Dabei wurden real gemessene Verbunddaten aus dem Versuch verwendet.

### Bedatung des Materialmodells

Die für das Materialmodell notwendige Materialkarte wurde aus Messungen an Probekörpern unterschiedlicher Orientierung zur Fließrichtung des Spritzgussprozesses bestimmt. Da die Probekörper jedoch zunächst nur eine gemischte Orientierungsverteilung und keine diskrete Winkelorientierung der Fasern aufwiesen, mussten die makroskopisch charakterisierten Werkstoffdaten mit dem Winkelkonzept des Materialmodells verknüpft werden. Nur durch Ermittlung des strukturdynamisch wirksamen Faserorientierungswinkels konnte eine Verwendung der direkt gemessenen Werkstoffdaten in der Berechnung erfolgen.

Hierfür wurde das entwickelte Materialmodell auf die charakterisierten Probekörper zur Kopplung der homogenisierten Faserorientierung aus der Prozesssimulation und den viskoelastischen Werkstoffeigenschaften angewendet. Anschließend wurden den Probekörpern homogenisierte, resultierende Orientierungswinkel relativ zu deren Längsrichtung zugewiesen, die den charakterisierten viskoelastischen Werkstoffeigenschaften der Gesamtheit der enthaltenen Faserorientierungen entspricht. Der faserorientierungswinkelabhängige Verlauf wurde dann aus idealerweise vier unterschiedlich orientierten Probekörpern mit einem hohem Orientierungsgrad der Fasern bestimmt. Die Durchführung der Bedatung ist nur einmal zu Beginn notwendig. Die resultierende Materialkarte ist ohne Reverse Engineering universell anwendbar und auf beliebige Geometrien übertragbar. Voraussetzung hierfür ist die Nutzung einer einheitlichen Prozesssimulation.

### Auswirkung der Einflussgrößen Frequenz, Temperatur und Konditionierungszustand

Da neben der Faserorientierung auch die anderen Einflussgrößen auf die viskoelastischen Werkstoffeigenschaften untersucht wurden, sind deren Auswirkungen und Relevanz für die Vorhersagegüte nachfolgend kurz zusammengefasst. Dabei ist zu beachten, dass sowohl die Frequenz als auch der Konditionierungszustand einen Einfluss auf die Phasenübergänge der Kunststoffe oder die Verschiebung der viskoelastischen Werkstoffeigenschaften entlang der Temperaturachse hat. Dies ist beispielsweise im Bereich des Glasübergangs von besonderer Relevanz. In anderen Temperaturbereichen kann der resultierende Einfluss auf Steifigkeit und Dämpfung geringer ausfallen. Grundsätzlich muss immer die Kombination der Einflussfaktoren betrachtet werden.

Der betrachtete, akustisch bedeutsame Frequenzbereich lag zwischen 100 Hz und 10 kHz. Über diese zwei Zehnerpotenzen der Frequenz war für Thermo- und Duroplaste

kein relevanter Einfluss auf den Speichermodul zu erkennen. Der Verlustmodul des Thermoplast unter- und oberhalb des Glasübergangs verdoppelte sich hingegen über zwei Zehnerpotenzen. Im Bereich des Glasübergangs ebenso wie beim Duroplast war eine geringe, jedoch keine eindeutige Frequenzabhängigkeit zu beobachten.

Die enthaltene Feuchtigkeit im Werkstoff hatte einen signifikanten Einfluss auf die viskoelastischen Werkstoffeigenschaften der Thermoplaste. Bei identischer Temperatur war der Speichermodul im Normklima konditionierten Zustand im Vergleich zum trocken konditionierten Zustand etwas reduziert. Der Verlustmodul hingegen war um das 2- bis 4-Fache erhöht. Die Herausforderung und der Nutzen der korrekten und vergleichbaren Konditionierung des Werkstoffzustands zeigten sich im direkten Vergleich mit Ergebnissen aus der DMA. Dort war es nicht möglich, einen konstanten Werkstoffzustand im Experiment herzustellen, wodurch die charakterisierten Werkstoffeigenschaften signifikante Unterschiede aufwiesen.

Ursächlich für die zuvor genannten Beobachtungen sind der charakteristische Kurvenverlauf über der Temperatur sowie der Glasübergang. Dieser wird durch eine Variation von Anregungsfrequenz sowie Konditionierungszustand beeinflusst und resultiert in einer Verschiebung der temperaturabhängigen Werkstoffkurve entlang der Temperaturachse. Bei konstanter Beobachtungstemperatur und Variation von Frequenz und Konditionierungszustand ergibt sich somit eine Veränderung der viskoelastischen Werkstoffeigenschaften. Eine Erhöhung der Anregungsfrequenz um eine Zehnerpotenz verschiebt die Werkstoffkurve um etwa 10 °C zu höheren Temperaturen. Die Änderung des Konditionierungszustandes von trocken zu Normklima verschiebt die Kurve hingegen um etwa 50 °C zu niedrigeren Temperaturen. Der Kurvenverlauf selbst zeigte im Speicher- sowie im Verlustmodul den üblicherweise bekannten Verlauf mit einem deutlichen Abfall des Speichermoduls sowie einer Überhöhung des Verlustmoduls im Bereich des Glasübergangs. Daher wirkte sich eine Variation von Frequenz und Konditionierung in diesem Bereich signifikant auf die Werkstoffeigenschaften aus.

### Ausblick

Die vorgestellte Methodik konnte eine neue Perspektive für die Werkstoffcharakterisierung sowie Materialmodellierung schaffen. Daraus ergaben sich weitere Aspekte, die einer tiefergehenden Untersuchung bedürfen.

Die Untersuchungen in der vorliegenden Arbeit wurden anhand einer einzigen Prozesssimulationssoftware sowie den zugrunde liegenden Materialmodellen

durchgeführt. Von besonderem Interesse wären eine Variation des Prozesssimulationsmodells sowie eine weitere Erhöhung der Schichten, die auf eine Komponente oder einen Probekörper übertragen werden könnten. Dabei ist zu beachten, dass die Kalibrierung der Materialkarte ebenfalls auf dem gleichen Modell und der maximalen Schichtanzahl aufbauen müsste. Hierdurch könnte eine Aussage über die benötigte Genauigkeit und Datenmenge der Prozesssimulation sowie anschließenden FE-Modellierung getroffen werden.

Die verwendete Definition des Schubmoduls mitsamt den Annahmen zur Querkontraktionszahl sind ein Kompromiss zur Reduktion der Komplexität der vorgestellten Methodik. Eine dynamische Charakterisierung unter den bereits betrachteten Randbedingungen der Biegeresonanzversuche und ein Vergleich zu den verwendeten Werten wäre sinnvoll. Hierdurch könnten die bisher unbelegte Schubmodulfunktion sowie die konstanten Querkontraktionszahlen hinsichtlich ihrer Genauigkeit und Einflussgröße quantifiziert und Verbesserungen der Berechnungsergebnisse erzielt werden.

Die Probekörper und Motorträger zeigten mit der gewählten Modellierung einen im Vergleich zur Ergebnisgenauigkeit hohen Berechnungsaufwand. Um die Ergebnisse beispielsweise für eine Strukturoptimierung oder Mehrkörpersimulation einzusetzen, wäre es daher notwendig, eine neue Modellierungsstrategie für kurzfaserverstärkte Kunststoffe zu entwickeln. Diese sollte eine deutliche Reduktion der Elementdichte bei gleichzeitig geringem Verlust der Ergebnisqualität ermöglichen. Eine Weiterentwicklung der Prozess-Strukturkopplung könnte dabei ein entscheidender Ansatzpunkt sein.

Die im Rahmen dieser Arbeit entwickelte Methodik kombiniert Versuch und Modellierung über die Kopplungsmethode, die einen rein winkelabhängigen Werkstoffdatenverlauf erzeugt. Im Vergleich mit dem Kurvenverlauf aus dem Ansatz von *Tandon & Weng* konnte bereits eine gute Übereinstimmung gezeigt werden. Interessant wäre daher, ob die berechneten, winkelabhängigen Werkstoffdaten aus der Mikromechanik mit dem makroskopischen Modell vergleichbare Ergebnisse erzielen. Hierdurch könnte gegebenenfalls der Versuchsaufwand in manchen Fällen reduziert werden. Umgekehrt wäre interessant, ob die mit dem Biegeresonanzverfahren charakterisierten Verbunddaten als Winkelkurve auch in anderen Modellierungsansätzen Anwendung finden könnten.



## Literaturverzeichnis

- [AA09] ARPING, T. ; ATZLER, M. *Akustik Kunststoffbauteilsimulation: Entwicklung eines Verfahrens zur werkstoffgerechten Simulation des akustischen Verhaltens von Kunststoffbauteilen* - Abschlussbericht Vorhaben Nr. 899. Frankfurt am Main, 2009 (Forschungsvereinigung Verbrennungskraftmaschinen e.V 871). – Abschlussbericht Vorhaben Nr. 899.
- [AB73] ADAMS, R. D. ; BACON, D. G. C. *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.
- [Abd15] ABDIN, Y. *Micro-Mechanics Based Fatigue Modelling of Composites Reinforced with Straight and Wavy Short Fibers* - Dissertation. Leuven, 2015.
- [Adv94] ADVANI, S. G. *Flow and Rheology in Polymer Composites Manufacturing*. Amsterdam, New York : Elsevier, 1994 (Composite materials series 10).
- [AM94] ADAMS, R. D. ; MAHERI, M. R. *Dynamic Flexural Properties of Anisotropic Fibrous Composite Beams*. In: *Composites Science and Technology* 50 (1994), Nr. 4, S. 497–514.
- [Arp10] ARPING, T. W. *Werkstoffgerechte Charakterisierung und Modellierung des akustischen Verhaltens thermoplastischer Kunststoffe für Körperschallsimulationen* - Dissertation. Aachen : Mainz, 2010 (IKV-Berichte aus der Kunststoffverarbeitung 202).
- [AS14] ARCHODOULAKI, V.-M. ; SEIDLER, S.: *Viscoelastic Properties - Data*. In: ARNDT, K.-F; LECHNER, M. D. (Hrsg.): *Polymer Solids and Polymer Melts : Mechanical and Thermomechanical Properties of Polymers*. Berlin, Heidelberg : Springer, 2014, S. 54–66.
- [AST15] ASTM D5023-15, 2015. *Standard Test Method for Plastics: Dynamic Mechanical Properties: In Flexure (Three-Point Bending)*.
- [AST17] ASTM E756-05, 2017. *Standard Test Method for Measuring Vibration-Damping Properties of Materials*.

- [AT87] ADVANI, S. G. ; TUCKER, C. L. *The Use of Tensors to Describe and Predict Fiber Orientation in Short Fiber Composites*. In: *Journal of Rheology* 31 (1987), Nr. 8, S. 751–784.
- [Bar13] BARBERO, E. J. *Finite Element Analysis of Composite Materials Using Abaqus*. Boca Raton, Fla. : CRC Press, 2013 (Composite materials).
- [Bes21] BESTLE, D. *Technische Mechanik III - Schwingungen und Hydromechanik: 7 - Eigenschwingungen des Balkens*. 2021.
- [BG14] BIERÖGEL, C. ; GRELLMANN, W.: Bend loading - Data. In: ARNDT, K.-F; LECHNER, M. D. (Hrsg.): *Polymer Solids and Polymer Melts : Mechanical and Thermomechanical Properties of Polymers*. Berlin, Heidelberg : Springer, 2014, S. 197–220.
- [BH16] BRANDT, P. ; HOPMANN, C. *Der Klang von Kurzglasfasern in Kunststoffen*. In: *Kunststoffe* 106 (2016), Nr. 5, S. 73–76.
- [BLS76] BATZER, H. ; LOHSE, F. ; STAUDINGER, H. *Einführung in die makromolekulare Chemie*. 2., verb. und erw. Aufl. Basel : Hüthig Buch, 1976.
- [Böh19] BÖHM, H. J.: A Short Introduction to Continuum Micromechanics, Bd. 42. In: BÖHM, Helmut J. (Hrsg.): *Mechanics of Microstructured Materials*. 1. Aufl. Vienna : Springer, 2019 (International Centre for Mechanical Sciences), S. 1–40.
- [Bow97] BOWER, A. *EN224 - Linear Elasticity: 9 - Solution for anisotropic materials*. 1997.
- [BPD10] BELDER, K. de ; PINTELON, R. ; DEMOL, C. ; ROOSE, P. *Estimation of the Equivalent Complex Modulus of Laminated Glass Beams and its Application to Sound Transmission Loss prediction*. In: *Mechanical Systems and Signal Processing* 24 (2010), Nr. 3, S. 809–822.
- [BS14] BLASCHKE, P. ; SCHNEIDER, T.: Reactionless Test to Identify Dynamic Young's Modulus and Damping of Isotropic Plastic Materials, Bd. 7. In: ALLEMANG, Randall; CLERCK, James de; NIEZRECKI, Christopher; WICKS, Alfred (Hrsg.): *Topics in Modal Analysis, Volume 7 : Proceedings of the 31st IMAC, A Conference on Structural Dynamics, 2013*. New York, NY : Springer, 2014, S. 511–516.

- [BSK19] BREUER, K. ; STOMMEL, M. ; KORTE, W. *Analysis and Evaluation of Fiber Orientation Reconstruction Methods*. In: *Journal of Composites Science* 3 (2019), Nr. 3, S. 67.
- [BSS19] BREUER, K. ; SCHÖNEICH, M. ; STOMMEL, M. *Viscoelasticity of Short Fiber Composites in the Time Domain: From Three-Phases Micromechanics to Finite Element Analyses*. In: *Continuum Mechanics and Thermodynamics* 31 (2019), Nr. 2, S. 363–372.
- [CAM22a] CAMPUS ONLINE DATASHEETS *Zytel® 70G50HSLA BK039B - Datasheet*. URL <https://www.campusplastics.com/material/pdf/161327?sLg=en>. – Aktualisierungsdatum: 03.04.2022.
- [CAM22b] CAMPUS ONLINE DATASHEETS *Ultramid® A3WG10 - Datasheet*. URL <https://www.campusplastics.com/material/pdf/160612?sLg=en>. – Aktualisierungsdatum: 03.04.2022.
- [CAM22c] CAMPUS ONLINE DATASHEETS *Ultramid® A3W - Datasheet*. URL <https://www.campusplastics.com/material/pdf/160608?sLg=en>. – Aktualisierungsdatum: 03.04.2022.
- [CE07] CORTÉS, F. ; ELEJABARRIETA, M. J. *Viscoelastic Materials Characterisation Using the Seismic Response*. In: *Materials & Design* 28 (2007), Nr. 7, S. 2054–2062.
- [CG91] 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.
- [CGG04] CARACCIALO, R. ; GASPARETTO, A. ; GIOVAGNONI, M. *An Experimental Technique for Complete Dynamic Characterization of a Viscoelastic Material*. In: *Journal of Sound and Vibration* 272 (2004), 3-5, S. 1013–1032.
- [CLC15] CALMELS, S. ; LESUEUR, M. ; CHERUET, A. *Anisotropic Damping Behavior of Reinforced Plastic Parts for NVH Simulations (SPE Automotive Composites Conference)*. Novi, Michigan, USA, 10.09.2015.
- [Con98] CONNORS, K. A. *Chemical Kinetics: The Study of Reaction Rates in Solution*. New York : John Wiley & Sons, 1998.
- [CSG99] CHANDRA, R. ; SINGH, S. ; GUPTA, K. *Damping Studies in Fiber-Reinforced Composites – a Review*. In: *Composite Structures* 46 (1999), Nr. 1, S. 41–51.

- [Dam08] DAMERAU, J. *Untersuchung der dynamischen Eigenschaften von Balken mit fraktionalen Stoffgesetzen: eine theoretische und experimentelle Untersuchung*. Saarbrücken : VDM Verlag, 2008.
- [Das17] DASSAULT SYSTÈMES *Abaqus 2018 Theory Guide*. 2017.
- [DEE12] DOMININGHAUS, H. ; ELSNER, P. ; EYERER, P. ; HIRTH, T. *Kunststoffe: Eigenschaften und Anwendungen*. Berlin, Heidelberg : Springer, 2012 (VDI-Buch).
- [DIN02] DIN 1311-2, 2002-08. *Schwingungen und schwingungsfähige Systeme - Teil 2: Lineare, zeitinvariante schwingungsfähige Systeme mit einem Freiheitsgrad*.
- [DIN08] DIN EN ISO 291, 2008-08. *Kunststoffe - Normklimate für Konditionierung und Prüfung*.
- [DIN19a] DIN EN ISO 178, 2019-08. *Kunststoffe - Bestimmung der Biegeeigenschaften*.
- [DIN19b] DIN EN ISO 1183-1, 2019-09. *Kunststoffe - Verfahren zur Bestimmung der Dichte von nicht verschäumten Kunststoffen - Teil 1: Eintauchverfahren, Verfahren mit Flüssigkeitspyknometer und Titrationsverfahren*.
- [DIN19c] DIN EN ISO 6721-1, 2019-09. *Kunststoffe - Bestimmung dynamisch-mechanischer Eigenschaften - Teil 1: Allgemeine Grundlagen*.
- [DIN19d] DIN ISO 5348, 2019-12. *Mechanische Schwingungen und Stöße - Mechanische Ankopplung von Beschleunigungsaufnehmern*.
- [DIN96] DIN EN ISO 6721-3, 1996-12. *Kunststoffe - Bestimmung dynamisch-mechanischer Eigenschaften - Teil 3: Biegeschwingung*.
- [DIN98] DIN EN ISO 1110, 1998-03. *Kunststoffe Polyamide - Beschleunigte Konditionierung von Probekörpern*.
- [DIN99] DIN 65583, 1999-04. *Faserverstärkte Kunststoffe - Bestimmung des Glasübergangs von Faserverbundwerkstoffen unter dynamischer Belastung*.
- [Døs88] DØSSING, O. *Structural Testing: Part I: Mechanical Mobility Measurements*. 1988.
- [Dvo13] DVORAK, G. *Micromechanics of Composite Materials*. Dordrecht : Springer, 2013 (Solid Mechanics and Its Applications 186).

- [EGP17] EL-HAFIDI, A. ; GNING, P. B. ; PIEZEL, B. ; BELAÏD, M. ; FONTAINE, S. *Determination of Dynamic Properties of Flax Fibres Reinforced Laminate Using Vibration Measurements*. In: *Polymer Testing* 57 (2017), S. 219–225.
- [Ehr11] EHRENSTEIN, G. W. *Polymer Werkstoffe: Struktur - Eigenschaften - Anwendung*. 3. Aufl. München : Carl Hanser, 2011.
- [Ehr20] EHRENSTEIN, G. W. *Thermische Analyse: Brandprüfung, Wärme- und Temperaturleitfähigkeit, DSC, DMA, TMA*. München : Carl Hanser, 2020.
- [Esh57] ESHELBY, J. D. *The Determination of the Elastic Field of an Ellipsoidal Inclusion, and Related Problems*. In: *Proceedings of the Royal Society of London. Series A. Mathematical and Physical Sciences* 241 (1957), Nr. 1226, S. 376–396.
- [e-X18] E-XSTREAM *Digimat User's Manual Release 2018.1*. 2018.
- [FG16] FENG, J. ; GUO, Z. *Temperature-Frequency-Dependent Mechanical Properties Model of Epoxy Resin and its Composites*. In: *Composites Part B: Engineering* 85 (2016), S. 161–169.
- [FS17] FRICK, A. ; STERN, C. *Einführung in die Kunststoffprüfung*. München : Carl Hanser, 2017.
- [FST14] FAHRENWALDT, H. J. ; SCHULER, V. ; TWRDEK, J. *Praxiswissen Schweißtechnik*. 4. Aufl. Wiesbaden : Springer, 2014.
- [GGL10] GRACIA-FERNÁNDEZ, C. A. ; GÓMEZ-BARREIRO, S. ; LÓPEZ-BECEIRO, J. ; TARRÍO SAAVEDRA, J. ; NAYA, S. ; ARTIAGA, R. *Comparative Study of the Dynamic Glass Transition Temperature by DMA and TMDSC*. In: *Polymer Testing* 29 (2010), Nr. 8, S. 1002–1006.
- [Gib00] GIBSON, R. F. *Modal Vibration Response Measurements for Characterization of Composite Materials and Structures*. In: *Composites Science and Technology* 60 (2000), Nr. 15, S. 2769–2780.
- [Gib89] GIBSON, R. F.: *Vibration-Test Methods for Dynamic-Mechanical-Property Characterization*. In: PENDLETON, Richard L.; TUTTLE, Mark E. (Hrsg.): *Manual on Experimental Methods for Mechanical Testing of Composites*. Dordrecht : Springer, 1989, S. 151–164.

- [Gie19] GIEß, M. *Untersuchungen zur akustischen Formteilauslegung* - Dissertation. Aachen : Shaker, 2019 (Forschungsberichte des Lehrstuhls für Umformtechnik Band 11).
- [Gla01] GLASER, S. *GFK-Bauteile: Berechnung des dynamischen Verhaltens mittels FEM*. In: *Kunststoffe* 91 (2001), Nr. 7, S. 86–90.
- [GP77] GIBSON, R. F. ; PLUNKETT, R. *A Forced-Vibration Technique for Measurement of Material Damping*. In: *Experimental Mechanics* 17 (1977), Nr. 8, S. 297–302.
- [GS15] GRELLMANN, W. ; SEIDLER, S. *Kunststoffprüfung*. 3. Aufl. München : Carl Hanser, 2015.
- [HB15] HARRIS, D. M. ; BUSH, J. W. *Generating Uniaxial Vibration with an Electrodynamical Shaker and External Air Bearing*. In: *Journal of Sound and Vibration* 334 (2015), S. 255–269.
- [HK76] HALPIN, J. C. ; KARDOS, J. L. *The Halpin-Tsai Equations: A Review*. In: *Polymer Engineering and Science* 16 (1976), Nr. 5, S. 344–352.
- [HM15] HOPMANN, C. ; MICHAELI, W. *Einführung in die Kunststoffverarbeitung*. 7. Aufl. München : Carl Hanser, 2015.
- [HN93] HORI, M. ; NEMAT-NASSER, S. *Double-Inclusion Model and Overall Moduli of Multi-Phase Composites*. In: *Mechanics of Materials* 14 (1993), Nr. 3, S. 189–206.
- [Hof12] HOFFMANN, J. *Charakterisierung faserverstärkter Elastomere für formvariable Strukturflächen* - Dissertation, 2012.
- [Hub23] HUBER, M. T. *Die Theorie der kreuzweise bewehrten Eisenbetonplatten nebst Anwendungen auf mehrere bautechnisch wichtige Aufgaben über Rechteckplatten*. In: *Der Bauingenieur* 4 (1923), 12+13, 354–360+392-395.
- [HXL18] HE, Y. ; XIAO, Y. ; LIU, Y. ; ZHANG, Z. *An Efficient Finite Element Method for Computing Modal Damping of Laminated Composites: Theory and Experiment*. In: *Composite Structures* 184 (2018), S. 728–741.
- [ID88] ISAYEV, A. I. ; DENG, J. S. *Nonisothermal Vulcanization of Rubber Compounds*. In: *Rubber Chemistry and Technology* 61 (1988), Nr. 2, S. 340–361.
- [Ilg15] ILG, J. *Bestimmung, Verifikation und Anwendung frequenzabhängiger mechanischer Materialkennwerte* - Dissertation. München : Dr. Hut, 2015 (Ingenieurwissenschaften).

- [ISO19] ISO 6721-5, 2019. *Plastics - Determination of Dynamic Mechanical Properties - Part 5: Flexural Vibration - Non-Resonance Method*.
- [Jon01] JONES, D. I. G. *Handbook of Viscoelastic Vibration Damping*. Chichester : John Wiley & Sons, 2001.
- [Kai13] KAISER, J.-M. *Beitrag zur mikromechanischen Berechnung kurzfaserverstärkter Kunststoffe - Deformation und Versagen* - Dissertation. Saarbrücken, 2013.
- [KG99] KLOMPEN, E. ; GOVAERT, L. E. *Nonlinear Viscoelastic Behaviour of Thermorheologically Complex Materials*. In: *Mechanics of time-dependent materials* 3 (1999), Nr. 1, S. 49–69.
- [Koh89] KOHNKE, P. C. *ANSYS - Engineering Analysis System: Theoretical Manual for Rev. 4.4. 5. Aufl.* Houston : Swanson Analysis Systems Inc., 1989.
- [Kor20] KORTE, W. *Efficient Workflow for Applying the Abaqus Multiscale Modeling Approach* (EuroCentral - 3DEXPERIENCE Conference 2020). 26.11.2020.
- [KR19] KUTTNER, T. ; ROHNEN, A. *Praxis der Schwingungsmessung: Messtechnik und Schwingungsanalyse mit MATLAB®*. Wiesbaden : Springer, 2019.
- [Kre14] KREMER, H. *Materialdatenermittlung thermoplastischer Kunststoffe für Körperschallsimulationen auf Basis von Reverse Engineering* - Dissertation. Aachen : Mainz, 2014 (IKV-Berichte aus der Kunststoffverarbeitung 245).
- [KS20] KRIWET, A. ; STOMMEL, M. *Arbitrary-Reconsidered-Double-Inclusion (ARDI) Model to Describe the Anisotropic, Viscoelastic Stiffness and Damping of Short Fiber-Reinforced Thermoplastics*. In: *Journal of Composites Science* 4 (2020), Nr. 2, S. 37.
- [Kun13] KUNSTSTOFFE *Ultramid: Motorträger aus Kunststoff in Mercedes GL-Klasse* - Produktmeldung. URL <https://www.kunststoffe.de/a/produktmeldung/ultramid-248601>. – Aktualisierungsdatum: 03.04.2022.
- [KWK07] KARWATH, M. ; WAGNER, R. ; KRÖPLIN, B. *Ein orthotropes Werkstoffgesetz für Folien*. In: *Stahlbau* 76 (2007), Nr. 5, S. 297–304.
- [LB14] LI, Y. ; BARBIČ, J. *Stable Orthotropic Materials* (Eurographics/ ACM SIGGRAPH Symposium on Computer Animation). Copenhagen, 2014.

- [Lin00] LINK, M. *Was kann man von Rechnerisch auf Testdaten angepaßten Finite-Elemente Modellen erwarten?* (VDI- Schwingungstagung). Kassel, 2000.
- [Lio07] LION, A. *Einführung in die Lineare Viskoelastizität*. In: *Beiträge zur Materialtheorie* (2007), Nr. 4.
- [LJ15] LINZHEN, Z. ; JINGLONG, H. *Optimum Design of Electrodynamical Shaker's Support Spring to Improve Low Frequency Performance*. In: *Journal of Vibroengineering* (2015), Nr. 17, S. 346–356.
- [LN93] LANDEL, R. F. ; NIELSEN, L. E. *Mechanical Properties of Polymers and Composites*. Boca Raton, Fla. : CRC Press, 1993.
- [MAS08] MAHI, A. E. ; ASSARAR, M. ; SEFRANI, Y. ; BERTHELOT, J.-M. *Damping Analysis of Orthotropic Composite Materials and Laminates*. In: *Composites Part B: Engineering* 39 (2008), 7-8, S. 1069–1076.
- [ME11] MARTINEZ-AGIRRE, M. ; ELEJABARRIETA, M. J. *Dynamic Characterization of High Damping Viscoelastic Materials from Vibration Test Data*. In: *Journal of Sound and Vibration* 330 (2011), Nr. 16, S. 3930–3943.
- [Mez20] MEZGER, T. *The Rheology Handbook: For Users of Rotational and Oscillatory Rheometers*. 5. Aufl. Hannover : Vincentz Network, 2020 (European coatings library).
- [MG82] MENGES, G. ; GEISBÜSCH, P. *Die Glasfaserorientierung und ihr Einfluß auf die mechanischen Eigenschaften thermoplastischer Spritzgießteile — Eine Abschätzungsmethode*. In: *Colloid and Polymer Science* 260 (1982), Nr. 1, S. 73–81.
- [MHM11] MENGES, G. ; HABERSTROH, E. ; MICHAELI, W. ; SCHMACHTENBERG, E. *Menges Werkstoffkunde Kunststoffe*. 6. Aufl. München : Carl Hanser, 2011.
- [MM20] MENARD, K. P. ; MENARD, N. R. *Dynamic Mechanical Analysis*. 3. Aufl. Boca Raton, Fla. : CRC Press, 2020.
- [MPS16] MAGNUS, K. ; POPP, K. ; SEXTRO, W. *Schwingungen: Grundlagen - Modelle - Beispiele*. 10. Aufl. Wiesbaden : Springer, 2016.
- [MSB06] MICHAELI, W. ; SCHMACHTENBERG, E. ; BRANDT, M. ; BRINKMANN, M. *Simulation des nicht-linear viskoelastischen Werkstoffverhaltens von Kunststoffen mit dem 3D-Deformationsmodell*. In: *Kunststofftechnik* 2 (2006), Nr. 5.



- [MT73] MORI, T. ; TANAKA, K. *Average Stress in Matrix and Average Elastic Energy of Materials with Misfitting Inclusions*. In: *Acta Metallurgica* 21 (1973), Nr. 5, S. 571–574.
- [MWG22] MÜLLER, F. ; WOIWODE, L. ; GROSS, J. ; SCHEEL, M. ; KRACK, M. *Nonlinear damping quantification from phase-resonant tests under base excitation*. In: *Mechanical Systems and Signal Processing* 177 (2022), S. 109170.
- [NA84] 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 (1984), Nr. 2, S. 104–121.
- [Nas15] NASDALA, L. *FEM-Formelsammlung Statik und Dynamik: Hintergrundinformationen, Tipps und Tricks*. 3. Aufl. Wiesbaden : Springer, 2015.
- [Nie97] NIEDERSTADT, G. *Ökonomischer und ökologischer Leichtbau mit faserverstärkten Polymeren: Gestaltung, Berechnung und Qualifizierung*. 2. Aufl. Renningen-Malmsheim : Expert, 1997 (Kontakt & Studium 167).
- [NMT13] NAYA, S. ; MENESES, A. ; TARRÍO-SAAVEDRA, J. ; ARTIAGA, R. ; LÓPEZ-BECEIRO, J. ; GRACIA-FERNÁNDEZ, C. *New Method for Estimating Shift Factors in Time–Temperature Superposition Models*. In: *Journal of Thermal Analysis and Calorimetry* 113 (2013), Nr. 2, S. 453–460.
- [Par] PART ENGINEERING GMBH *Converse Documentation V4.2*.
- [PjL17] PENG, H. ; JIANG, J. ; LU, J. ; CAO, J. *Application of Time–Temperature Superposition Principle to Chinese fir Orthotropic Creep*. In: *Journal of Wood Science* 63 (2017), Nr. 5, S. 455–463.
- [Ras17] RASCHKE, K. *Grundlagenuntersuchungen zur Prozess- und Struktursimulation von Phenolharzformmassen mit Kurz- und Langglasfaserverstärkung - Dissertation*. Chemnitz : Universitätsverlag, 2017.
- [RHB16] RÖSLER, J. ; HARDERS, H. ; BÄKER, M. *Mechanisches Verhalten der Werkstoffe*. 5. Aufl. Wiesbaden : Springer, 2016.
- [RK19] RASCHKE, K. ; KORTE, W. *Faserverstärkte Motorbauteile besser berechnen: FEM-Simulation sagt Schwingverhalten von Sturkturbauteilen präziser vorher*. In: *Kunststoffe* 109 (2019), Nr. 10, S. 184–189.

- [Rus11] RUST, W. *Nichtlineare Finite-Elemente-Berechnungen: Kontakt, Geometrie, Material*. 2. Aufl. Wiesbaden : Vieweg+Teubner, 2011 (Studium).
- [SBH22] SBHPP CO., LTD. *Vyncolit X6952 - Datasheet*. URL [https://sbhpp-static.s3.amazonaws.com/documents/ds\\_2110\\_g.pdf](https://sbhpp-static.s3.amazonaws.com/documents/ds_2110_g.pdf). – Aktualisierungsdatum: 03.04.2022.
- [Sch07] SCHÜRMAN, H. *Konstruieren mit Faser-Kunststoff-Verbunden*. 2. Aufl. Berlin, Heidelberg : Springer, 2007 (VDI-Buch).
- [Sch16] SCHÖNEICH, M. M. *Charakterisierung und Modellierung viskoelastischer Eigenschaften von kurzglasfaserverstärkten Thermoplasten mit Faser-Matrix Interphase* - Dissertation. Saarbrücken, 2016.
- [SG02] SCHMIDT, A. ; GAUL, L. *Finite Element Formulation of Viscoelastic Constitutive Equations Using Fractional Time Derivatives*. In: *Nonlinear Dynamics* 29 (2002), S. 37–55.
- [SS17] SONG, Z. ; SU, C. *Computation of Rayleigh Damping Coefficients for the Seismic Analysis of a Hydro-Powerhouse*. In: *Shock and Vibration* (2017).
- [SSK18] STOMMEL, M. ; STOJEK, M. ; KORTE, W. *FEM zur Berechnung von Kunststoff- und Elastomerbauteilen*. 2. Aufl. München : Carl Hanser, 2018.
- [TFH05] TAJVIDI, M. ; FALK, R. H. ; HERMANSON, J. C. *Time-Temperature Superposition Principle Applied to a Kenaf-Fiber/High-Density Polyethylene Composite*. In: *Journal of Applied Polymer Science* 97 (2005), Nr. 5, S. 1995–2004.
- [Tsc89] TSCHOEGL, N. W. *The Phenomenological Theory of Linear Viscoelastic Behavior: An Introduction*. Berlin, Heidelberg : Springer, 1989.
- [TvM15] 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.
- [TW84] TANDON, G. P. ; WENG, G. J. *The Effect of Aspect Ratio of Inclusions on the Elastic Properties of Unidirectionally Aligned Composites*. In: *Polymer Composites* 5 (1984), Nr. 4, S. 327–333.
- [UA19] URBAN, F. ; ARMBRUSTER, B.: *Vorrichtung zur Schwingungsanregung eines Probekörpers*, Deutschland. Veröffentlichungsnr. DE 10 2019 001 226.7.

- [UA20] URBAN, F. ; ARMBRUSTER, B.: *Verbindungsstange zur Schwingungsübertragung in einem Kraftwagen*, Deutschland. Veröffentlichungsnr. DE 10 2020 000 154.8.
- [UAM21] URBAN, F. ; ARMBRUSTER, B. ; MIDDENDORF, P. *Development and Validation of a Method for Linear-Viscoelastic Characterization of the Dynamic Complex Modulus of short-fiber reinforced plastics using flexural resonances*. In: *Polymer Testing* (2021), Nr. 94, S. 107055.
- [UM20] URBAN, F. ; MIDDENDORF, P. *Macroscopic Modeling of the Linear Viscoelastic Vibration Behavior of Short-Fiber Reinforced Plastics* (SAMPE Virtual Series). 08.06.2020.
- [Urb22] URBAN, F.: *Vorrichtung mit einem Klimaprüfschrank*, Deutschland. Veröffentlichungsnr. DE 10 2022 000 845.9.
- [VBL14] 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.
- [WAE90] WRAY, S. ; ASHTON, J. N. ; EL-SOBKY, H. *An Investigation of the Influence of Anisotropy and Frequency on Damping in Short Glass Fibre Reinforced Polypropylene*. In: *Composite Structures* 15 (1990), Nr. 1, S. 43–60.
- [Wag18] WAGNER, M. *Thermal Analysis in Practice: Fundamental Aspects*. München, Cincinnati : Carl Hanser, 2018 (Hanser eLibrary).
- [WAR17] WAMPFLER, B. ; AFFOLTER, S. ; RITTER, A. ; SCHMID, M. *Messunsicherheit in der Kunststoffanalytik: Ermittlung mit Ringversuchsdaten*. München : Carl Hanser, 2017.
- [WLF55] 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.
- [Woe01] WOELKE, R. *Thermodynamische Eigenschaften semirigider Polymere und deren Anwendung in faseroptischen Detektoren - Dissertation*. Duisburg, 2001.
- [WWB01] WILLIS, R. L. ; WU, L. ; BERTHELOT, Y. H. *Determination of the Complex Young and Shear Dynamic Moduli of Viscoelastic Materials*. In: *The Journal of the Acoustical Society of America* 109 (2001), Nr. 2, S. 611–621.



# A Anhang

## A.1 Variationen des Versuchsaufbaus

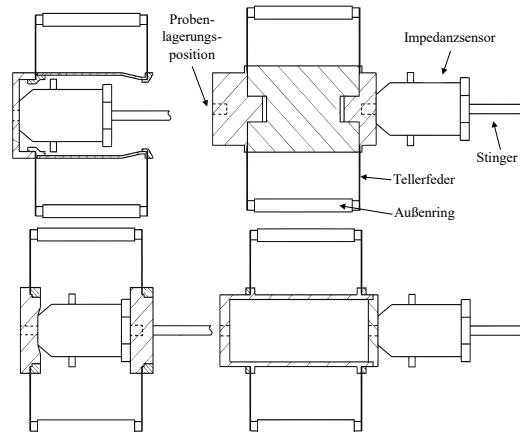


Abbildung A.1: Variationskonzepte der Proben- und Sensorlagerung, Oben links.: verschraubt integriert, Unten Links.: dazwischen integriert, Oben rechts.: Vollzylinder, Unten rechts.: Hohlzylinder [UAM21]

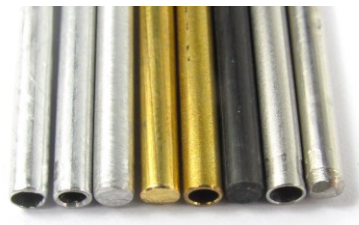


Abbildung A.2: Variation Stingermaterialien [UAM21]

## A.2 Modellierung der Orientierungsabhängigkeit

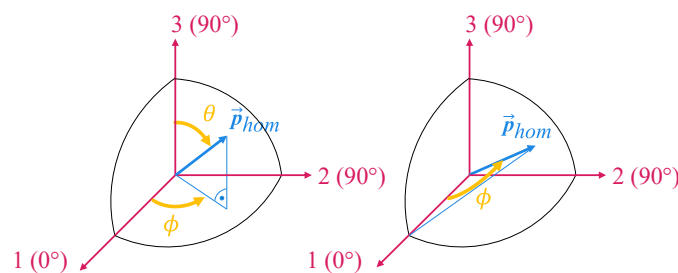


Abbildung A.3: Links: Winkeldarstellung in Kugel-Polarkoordinaten, Rechts: Darstellung der direkten, räumlichen Winkelabweichung zur Hauptachse 1 mit Richtungskosinus

### A.3 Präparation & Konditionierung

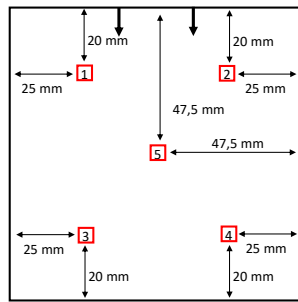


Abbildung A.4: Entnahmepositionen der  $\mu$ -CT-Proben für den Werkstoff 70G50HSLA

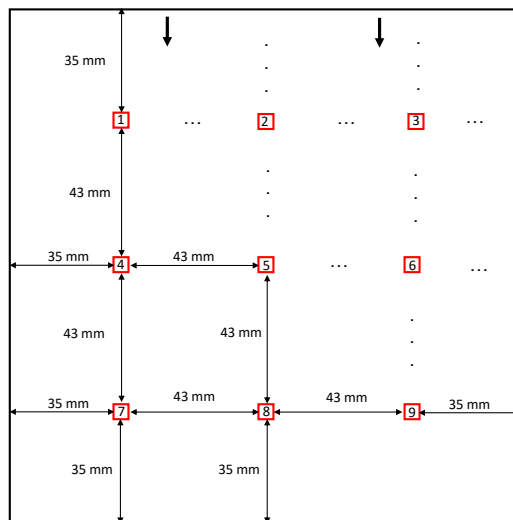


Abbildung A.5: Entnahmepositionen der  $\mu$ -CT-Proben für den Werkstoff X6952

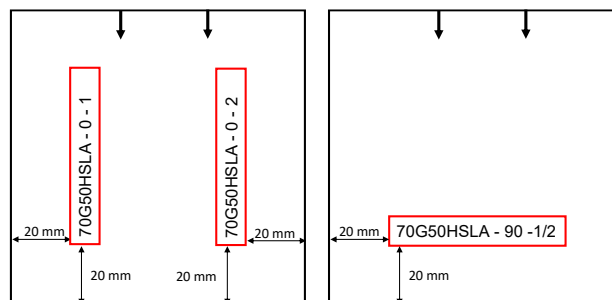


Abbildung A.6: Entnahmepositionen der DMA-Proben für den Werkstoff 70G50HSLA

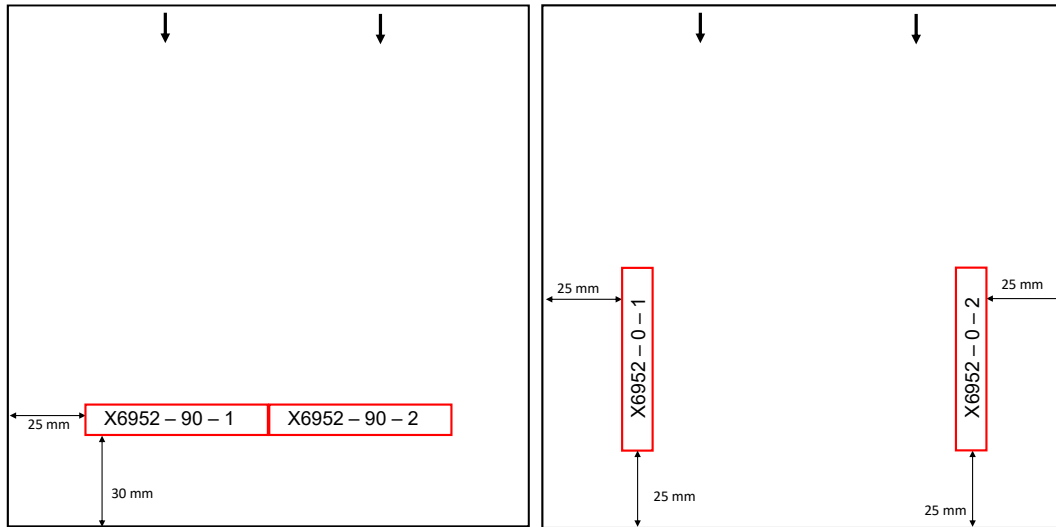


Abbildung A.7: Entnahmepositionen der DMA-Proben für den Werkstoff X6952

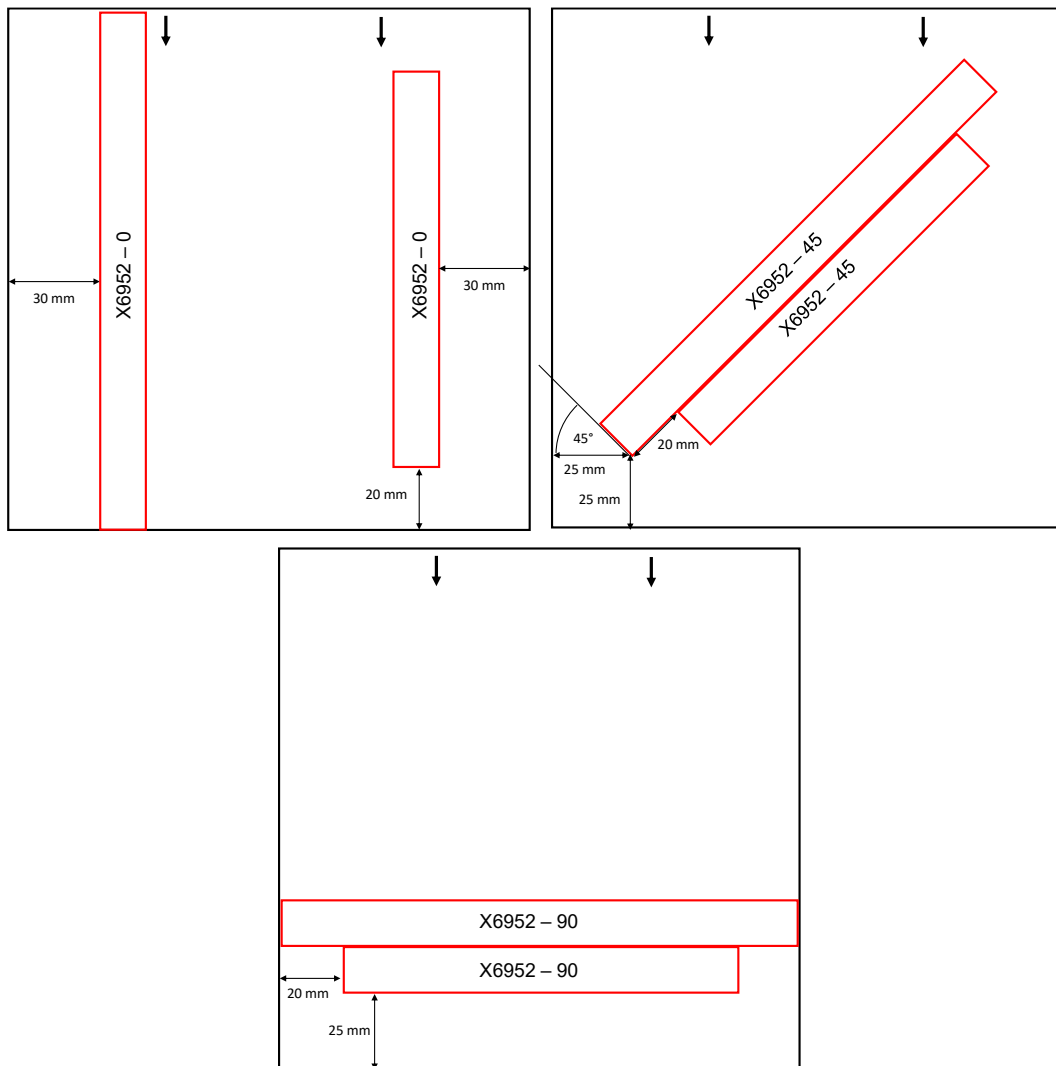


Abbildung A.8: Entnahmeposition der Biegeresonanz-Proben für den Werkstoff X6952

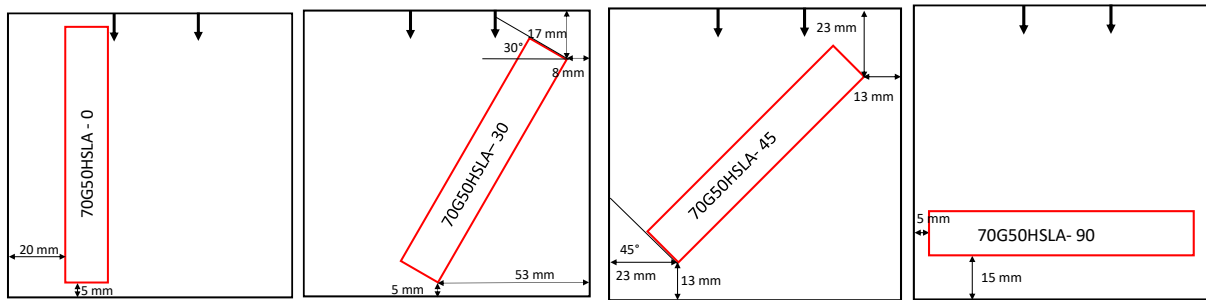


Abbildung A.9: Entnahmeposition der Biegeresonanz-Proben für den Werkstoff 70G50HSLA

## A.4 Charakterisierung

Probe	$l_{gesamt}$	$l_{kleb}$	$l_{eff}$	$b_1$	$b_2$	$b_3$	$b_{eff}$	$h_1$	$h_2$	$h_3$	$h_{eff}$
140 mm 0° Nr. 1	140,60	5,15	<b>135,45</b>	14,78	14,95	15,00	<b>14,91</b>	2,17	2,25	2,30	<b>2,24</b>
140 mm 0° Nr. 2	140,75	5,20	<b>135,55</b>	14,90	14,92	14,94	<b>14,92</b>	2,16	2,24	2,30	<b>2,23</b>
140 mm 0° Nr. 3	139,94	5,15	<b>134,79</b>	14,98	14,94	14,80	<b>14,91</b>	2,28	2,24	2,16	<b>2,23</b>
140 mm 30° Nr. 1	140,00	5,14	<b>134,86</b>	15,04	14,82	14,74	<b>14,87</b>	2,18	2,13	2,02	<b>2,11</b>
140 mm 30° Nr. 2	139,82	5,40	<b>134,42</b>	15,06	14,92	14,74	<b>14,91</b>	2,19	2,14	2,03	<b>2,12</b>
140 mm 30° Nr. 3	139,82	5,24	<b>134,58</b>	14,74	14,88	15,02	<b>14,88</b>	2,02	2,10	2,19	<b>2,10</b>
140 mm 45° Nr. 1	139,96	5,25	<b>134,71</b>	14,54	14,58	14,78	<b>14,63</b>	2,28	2,23	2,18	<b>2,23</b>
140 mm 45° Nr. 2	140,40	5,10	<b>135,30</b>	14,68	14,78	14,92	<b>14,79</b>	2,17	2,23	2,27	<b>2,22</b>
140 mm 45° Nr. 3	139,98	5,20	<b>134,78</b>	14,62	14,74	14,90	<b>14,75</b>	2,16	2,18	2,28	<b>2,21</b>
140 mm 90° Nr. 1	139,15	5,25	<b>133,90</b>	14,97	14,99	15,00	<b>14,99</b>	2,16	2,15	2,17	<b>2,16</b>
140 mm 90° Nr. 2	138,75	5,10	<b>133,65</b>	14,98	14,98	15,00	<b>14,99</b>	2,17	2,19	2,18	<b>2,18</b>
140 mm 90° Nr. 3	139,52	5,20	<b>134,32</b>	15,18	15,14	15,06	<b>15,13</b>	2,15	2,15	2,15	<b>2,15</b>
180 mm 0° Nr. 1	180,30	5,10	<b>175,20</b>	14,93	14,93	14,84	<b>14,90</b>	2,15	2,24	2,29	<b>2,23</b>
180 mm 0° Nr. 2	180,05	5,25	<b>174,80</b>	15,01	14,98	14,93	<b>14,97</b>	2,13	2,23	2,29	<b>2,22</b>
180 mm 0° Nr. 3	179,90	5,25	<b>174,65</b>	14,98	14,90	15,02	<b>14,97</b>	2,15	2,21	2,28	<b>2,21</b>
180 mm 30° Nr. 1	180,40	5,36	<b>175,04</b>	14,80	14,94	15,20	<b>14,98</b>	2,02	2,12	2,20	<b>2,11</b>
180 mm 30° Nr. 2	180,54	5,44	<b>175,10</b>	14,74	14,72	15,00	<b>14,82</b>	2,01	2,12	2,22	<b>2,12</b>
180 mm 30° Nr. 3	180,30	5,18	<b>175,12</b>	14,62	14,46	14,50	<b>14,53</b>	2,03	2,11	2,21	<b>2,12</b>
180 mm 45° Nr. 1	179,92	5,20	<b>174,72</b>	14,58	14,74	14,92	<b>14,75</b>	2,16	2,24	2,29	<b>2,23</b>
180 mm 45° Nr. 2	179,86	5,25	<b>174,61</b>	14,94	14,76	14,68	<b>14,79</b>	2,29	2,24	2,18	<b>2,24</b>
180 mm 45° Nr. 3	179,74	5,25	<b>174,49</b>	14,94	14,72	14,58	<b>14,75</b>	2,29	2,23	2,18	<b>2,23</b>
180 mm 90° Nr. 1	178,15	5,20	<b>172,95</b>	14,98	15,04	15,04	<b>15,02</b>	2,17	2,18	2,19	<b>2,18</b>
180 mm 90° Nr. 2	178,10	5,15	<b>172,95</b>	14,99	15,01	15,00	<b>15,00</b>	2,17	2,19	2,21	<b>2,19</b>
180 mm 90° Nr. 3	180,26	5,15	<b>175,11</b>	15,02	15,04	15,02	<b>15,03</b>	2,15	2,19	2,18	<b>2,17</b>

Tabelle A.1: Probengeometrie A3WG10 in [mm]



Probe	$l_{gesamt}$	$l_{kleb}$	$l_{eff}$	$b_1$	$b_2$	$b_3$	$b_{eff}$	$h_1$	$h_2$	$h_3$	$h_{eff}$
130 mm 0° Nr. 1	129,78	5,80	<b>123,98</b>	14,85	15,05	15,35	<b>15,08</b>	2,11	2,12	2,12	<b>2,12</b>
130 mm 0° Nr. 2	129,30	5,40	<b>123,90</b>	15,18	15,37	15,61	<b>15,39</b>	2,10	2,11	2,10	<b>2,10</b>
130 mm 0° Nr. 3	129,46	5,05	<b>124,41</b>	15,44	15,32	15,28	<b>15,35</b>	2,12	2,13	2,12	<b>2,12</b>
130 mm 45° Nr. 1	129,50	5,50	<b>124,00</b>	14,78	14,80	14,76	<b>14,78</b>	2,11	2,13	2,12	<b>2,12</b>
130 mm 45° Nr. 2	130,02	5,15	<b>124,87</b>	14,82	14,72	14,60	<b>14,71</b>	2,10	2,14	2,12	<b>2,12</b>
130 mm 45° Nr. 3	129,48	5,20	<b>124,28</b>	14,92	14,86	14,82	<b>14,87</b>	2,10	2,13	2,11	<b>2,11</b>
130 mm 90° Nr. 1	129,20	5,30	<b>123,90</b>	14,70	14,68	14,54	<b>14,64</b>	2,09	2,13	2,10	<b>2,11</b>
130 mm 90° Nr. 2	130,55	5,55	<b>125,00</b>	14,72	14,70	14,57	<b>14,66</b>	2,09	2,13	2,10	<b>2,11</b>
130 mm 90° Nr. 3	129,66	5,30	<b>124,36</b>	14,50	14,68	14,66	<b>14,61</b>	2,10	2,12	2,09	<b>2,10</b>
170 mm 0° Nr. 1	170,10	5,30	<b>164,80</b>	15,24	15,22	15,08	<b>15,18</b>	2,09	2,10	2,11	<b>2,10</b>
170 mm 0° Nr. 2	171,10	5,20	<b>165,90</b>	15,19	15,15	15,09	<b>15,14</b>	2,10	2,12	2,14	<b>2,12</b>
170 mm 0° Nr. 3	170,82	5,60	<b>165,22</b>	14,92	15,44	15,82	<b>15,39</b>	2,11	2,10	2,11	<b>2,11</b>
170 mm 45° Nr. 1	169,92	5,55	<b>164,37</b>	14,88	14,80	14,74	<b>14,81</b>	2,09	2,14	2,11	<b>2,11</b>
170 mm 45° Nr. 2	169,72	5,60	<b>164,12</b>	14,72	14,74	14,78	<b>14,75</b>	2,11	2,14	2,13	<b>2,13</b>
170 mm 45° Nr. 3	169,52	5,35	<b>164,17</b>	14,68	14,90	14,84	<b>14,81</b>	2,08	2,14	2,10	<b>2,11</b>
170 mm 90° Nr. 1	169,75	5,45	<b>164,30</b>	14,63	14,72	15,01	<b>14,79</b>	2,07	2,13	2,06	<b>2,09</b>
170 mm 90° Nr. 2	169,95	5,00	<b>164,95</b>	14,63	14,70	15,00	<b>14,78</b>	2,05	2,08	2,06	<b>2,06</b>
170 mm 90° Nr. 3	169,94	5,20	<b>164,74</b>	14,48	14,72	15,08	<b>14,76</b>	2,04	2,12	2,06	<b>2,07</b>

Tabelle A.2: Probengeometrie X6952 in [mm]

Probe	$l_{gesamt}$	$l_{kleb}$	$l_{eff}$	$b_1$	$b_2$	$b_3$	$b_{eff}$	$h_1$	$h_2$	$h_3$	$h_{eff}$
90 mm 0° Nr. 1	91,48	5,42	<b>86,06</b>	15,24	15,18	15,16	<b>15,19</b>	2,98	2,99	2,99	<b>2,99</b>
90 mm 0° Nr. 2	90,10	5,64	<b>84,46</b>	14,98	15,04	15,06	<b>15,03</b>	2,99	2,98	2,99	<b>2,99</b>
90 mm 30° Nr. 1	90,76	5,66	<b>85,10</b>	15,00	15,00	15,06	<b>15,02</b>	2,99	2,99	2,98	<b>2,99</b>
90 mm 30° Nr. 2	90,12	5,46	<b>84,66</b>	15,20	15,16	15,16	<b>15,17</b>	2,98	2,99	2,99	<b>2,99</b>
90 mm 45° Nr. 1	90,70	5,52	<b>85,18</b>	15,28	15,28	15,28	<b>15,28</b>	2,99	2,98	2,98	<b>2,98</b>
90 mm 45° Nr. 2	90,54	5,8	<b>84,74</b>	15,02	14,90	15,00	<b>14,97</b>	2,98	2,98	2,99	<b>2,98</b>
90 mm 90° Nr. 1	90,98	5,44	<b>85,54</b>	15,00	14,98	14,98	<b>14,99</b>	2,98	2,99	2,99	<b>2,99</b>
90 mm 90° Nr. 2	90,26	5,52	<b>84,74</b>	15,14	15,06	15,06	<b>15,09</b>	2,98	2,99	2,99	<b>2,99</b>

Tabelle A.3: Probengeometrie 70G50HSLA in [mm]

<b>Probe</b>	<b>Gewicht Normklima [g]</b>	<b>Gewicht trocken [g]</b>	<b>Delta [%]</b>
140 mm 0° Nr. 1	12,490	12,403	<b>1,20</b>
140 mm 0° Nr. 2	12,513	12,422	<b>1,26</b>
140 mm 0° Nr. 3	12,433	12,342	<b>1,27</b>
140 mm 30° Nr. 1	12,291	12,200	<b>1,29</b>
140 mm 30° Nr. 2	12,062	11,973	<b>1,30</b>
140 mm 30° Nr. 3	12,012	11,925	<b>1,28</b>
140 mm 45° Nr. 1	12,291	12,200	<b>1,29</b>
140 mm 45° Nr. 2	12,392	12,298	<b>1,31</b>
140 mm 45° Nr. 3	12,335	12,240	<b>1,34</b>
140 mm 90° Nr. 1	12,073	11,985	<b>1,29</b>
140 mm 90° Nr. 2	12,083	11,989	<b>1,37</b>
140 mm 90° Nr. 3	12,328	12,238	<b>1,27</b>
180 mm 0° Nr. 1	14,515	14,398	<b>1,26</b>
180 mm 0° Nr. 2	14,546	14,428	<b>1,27</b>
180 mm 0° Nr. 3	14,511	14,394	<b>1,27</b>
180 mm 30° Nr. 1	14,123	14,007	<b>1,31</b>
180 mm 30° Nr. 2	14,066	13,952	<b>1,29</b>
180 mm 30° Nr. 3	13,852	13,741	<b>1,29</b>
180 mm 45° Nr. 1	14,446	14,330	<b>1,26</b>
180 mm 45° Nr. 2	14,441	14,325	<b>1,26</b>
180 mm 45° Nr. 3	14,500	14,383	<b>1,27</b>
180 mm 90° Nr. 1	14,308	14,187	<b>1,34</b>
180 mm 90° Nr. 2	14,331	14,214	<b>1,29</b>
180 mm 90° Nr. 3	14,380	14,276	<b>1,14</b>

Tabelle A.4: Gewichte Proben inklusive Probenadapter A3WG10 in [g]

<b>Probe</b>	<b>Gewicht Normklima</b>	<b>Gewicht trocken</b>	<b>Delta [%]</b>
90 mm 0° Nr. 1	6,663	6,575	<b>1,34</b>
90 mm 0° Nr. 2	6,438	6,357	<b>1,28</b>
90 mm 30° Nr. 1	6,468	6,384	<b>1,31</b>
90 mm 30° Nr. 2	6,469	6,392	<b>1,22</b>
90 mm 45° Nr. 1	6,590	6,516	<b>1,14</b>
90 mm 45° Nr. 2	6,417	6,338	<b>1,25</b>
90 mm 90° Nr. 1	6,488	6,389	<b>1,55</b>
90 mm 90° Nr. 2	6,435	6,353	<b>1,30</b>

Tabelle A.5: Gewichte Proben inklusive Probenadapter 70G50HSLA in [g]

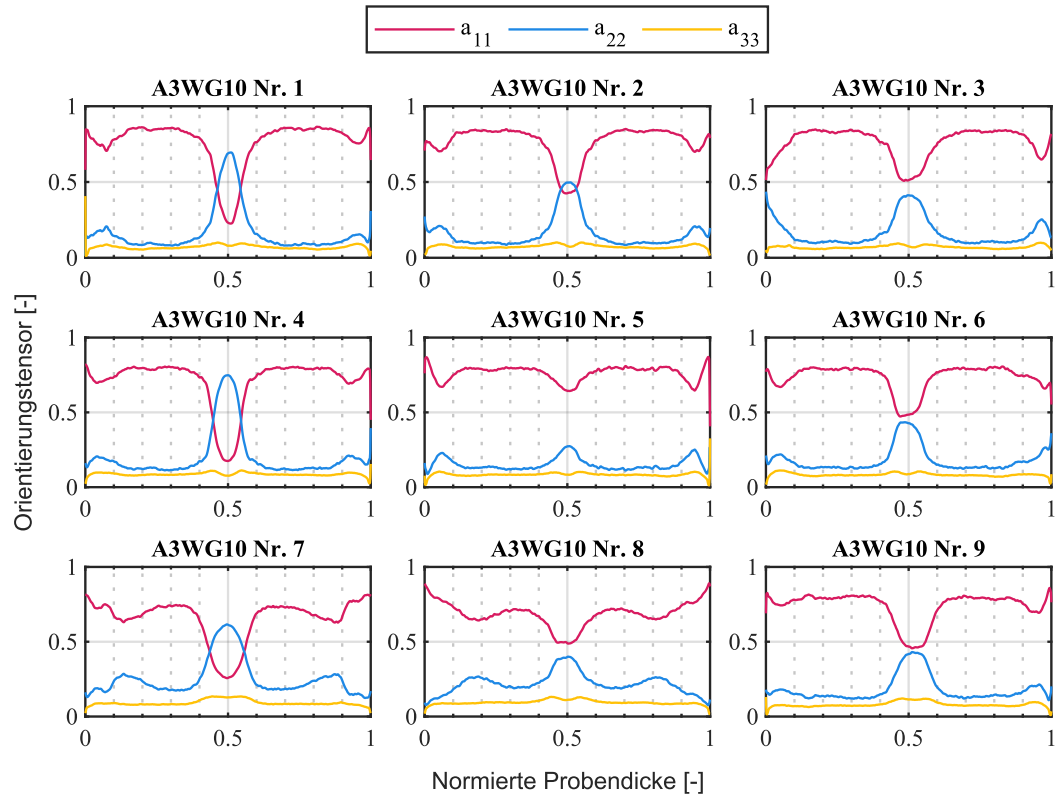


Abbildung A.10: Orientierungstensor  $\mu$ -CT-Proben A3WG10

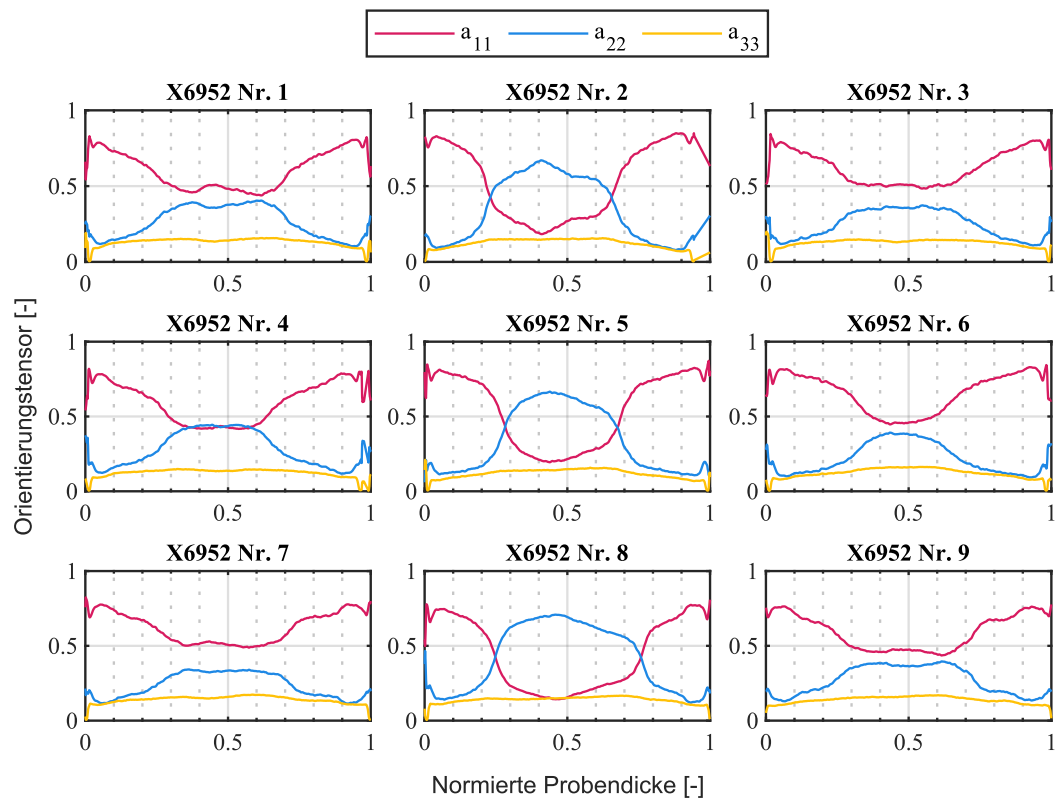


Abbildung A.11: Orientierungstensor  $\mu$ -CT-Proben X6952

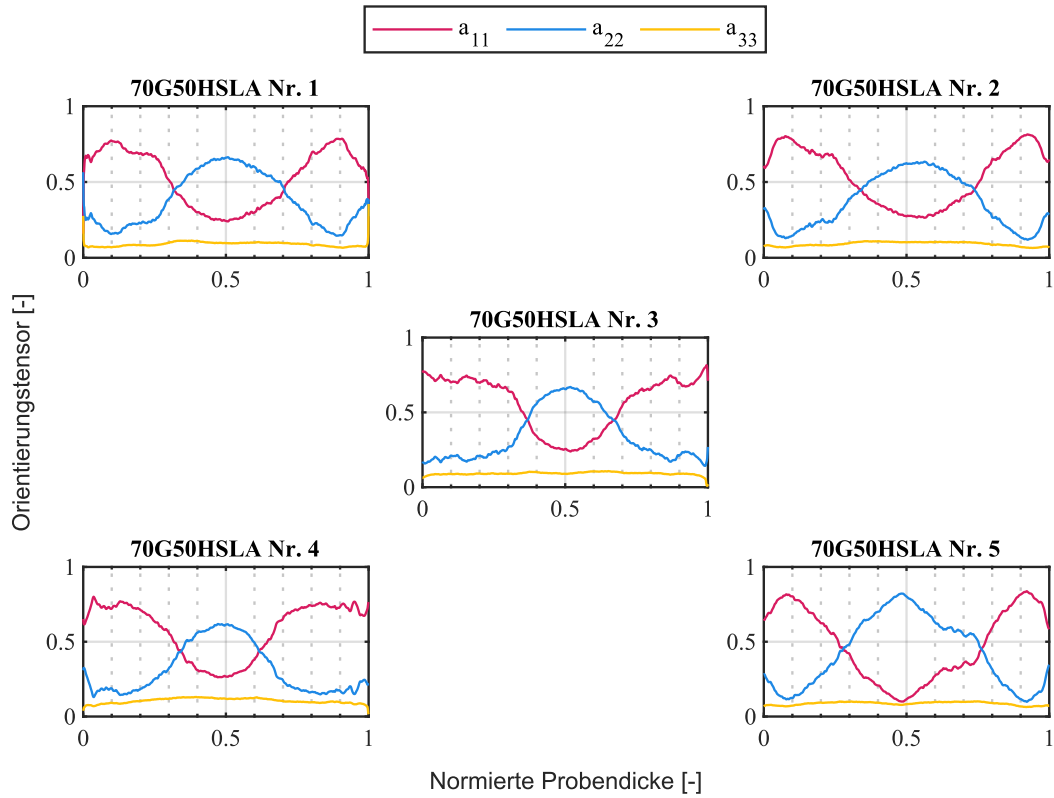


Abbildung A.12: Orientierungstensor  $\mu$ -CT-Proben 70G50HSLA

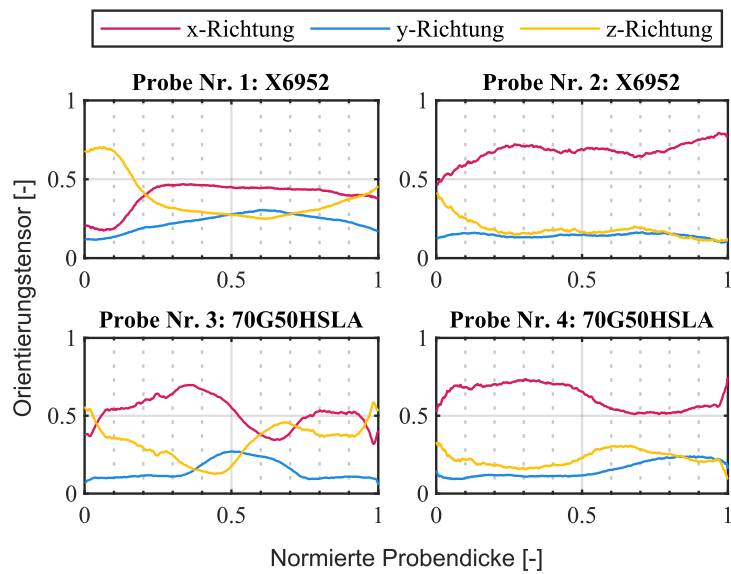


Abbildung A.13: Orientierungstensor  $\mu$ -CT-Proben 2K-MT, blau:  $x$ , gelb:  $y$ , rot:  $z$

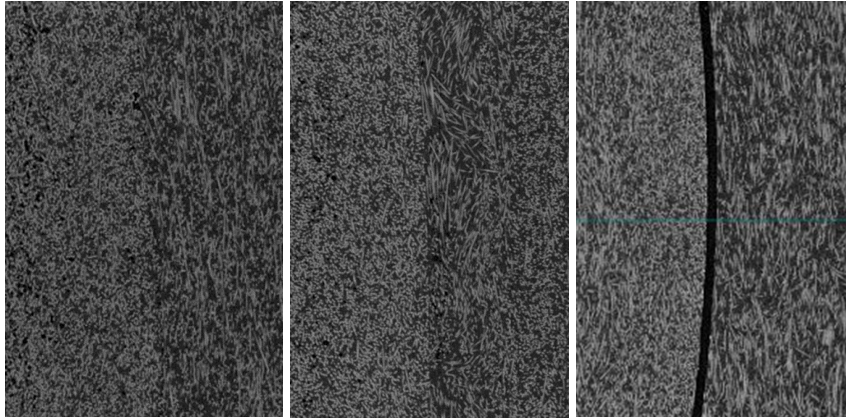


Abbildung A.14: Schnittbild CT-Proben 2K-MT, jew. linke Seite: Duroplast, v. l. n. r.: Probe 5, 6, 7, Probe Nr. 7 weist eine Ablösung beider Schichten aufgrund einer ungünstigen Geometrie in Kombination mit mechanischer Belastung in der Präparation der Proben auf

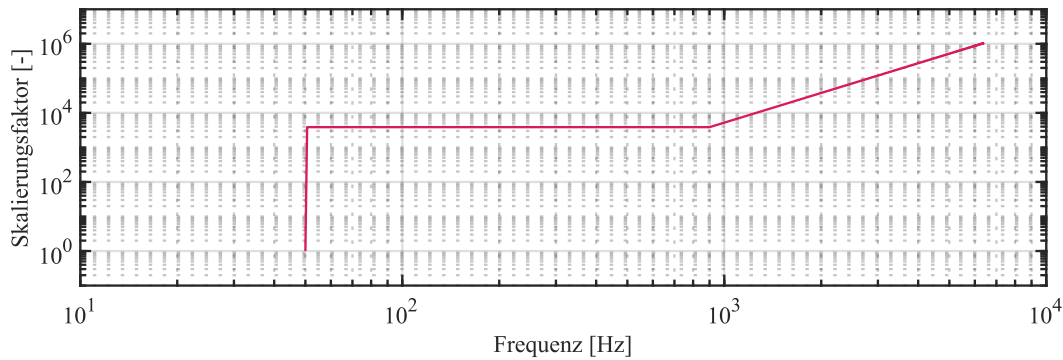


Abbildung A.15: Funktion zur Amplitudenkorrektur des Signalgenerators

## A.5 Erzeugung der Materialkarte

Alle grafischen Ergebnisse in diesem Kapitel wurden durch die Firma PART ENGINEERING GmbH erstellt.

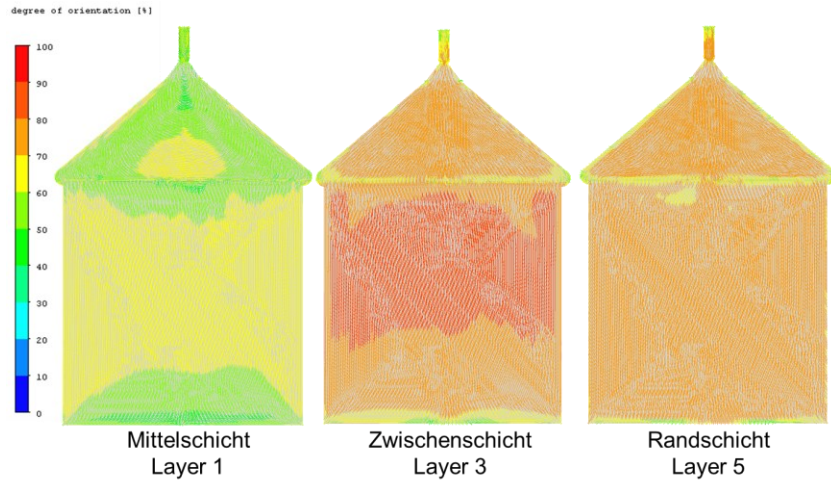


Abbildung A.16: Orientierungsverteilung Probenplatte A3WG10 aus Prozesssimulation

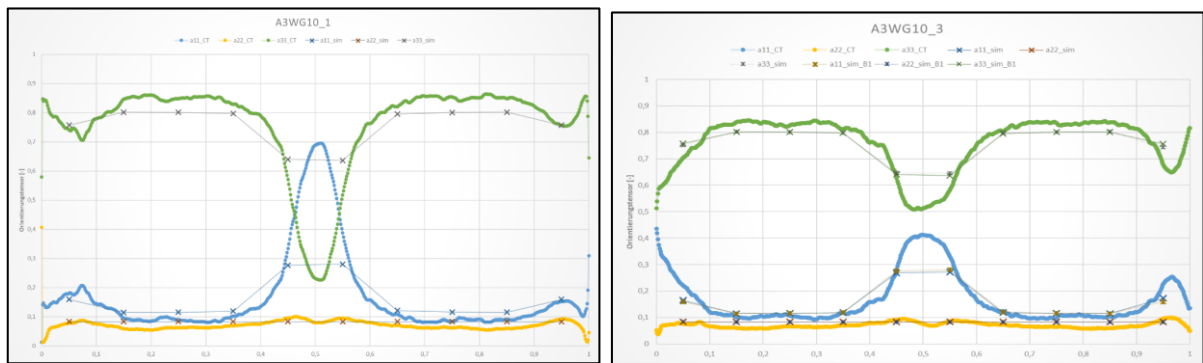


Abbildung A.17: Auszug Ergebnisse Abgleich CT/Prozesssimulation Probenplatte A3WG10, Probennummer 1 (links) 3 (rechts), farbige Linie: CT, Kreuze: Schichten der Prozesssimulation

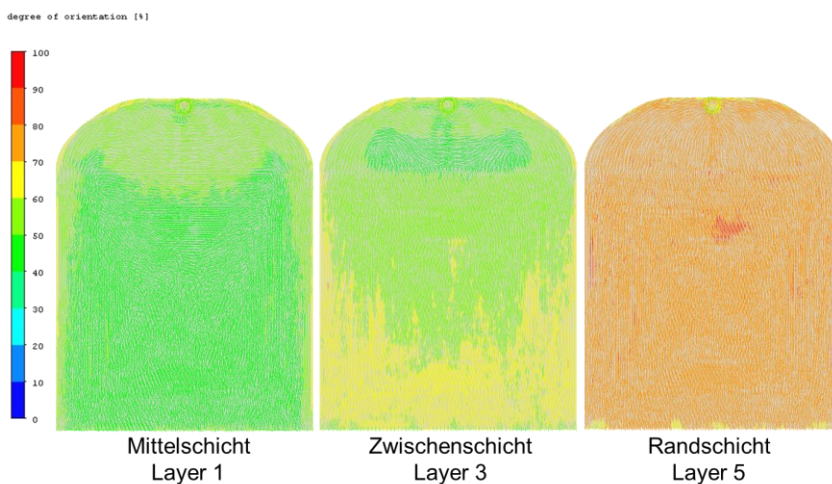


Abbildung A.18: Orientierungsverteilung Probenplatte X6952 aus Prozesssimulation

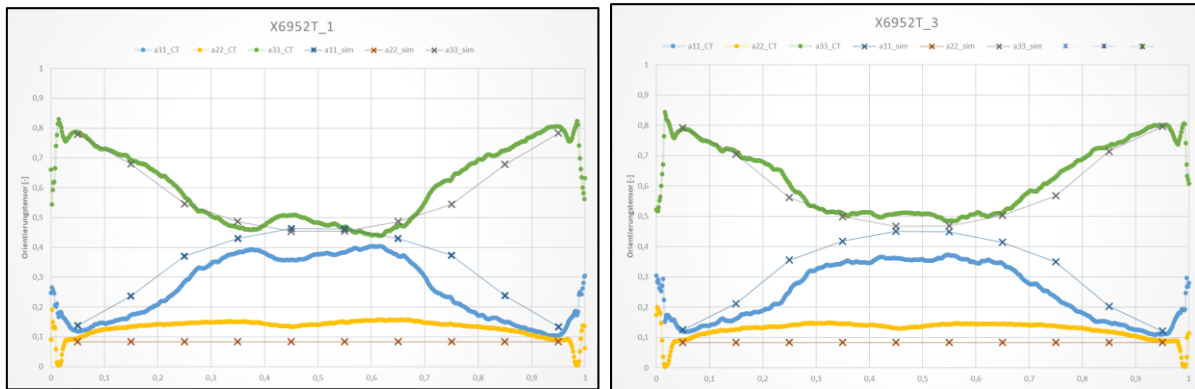


Abbildung A.19: Auszug Ergebnisse Abgleich CT/Prozesssimulation Probenplatte X6952, Probennummer 1 (links) 3 (rechts), farbige Linie: CT, Kreuze: Schichten der Prozesssimulation

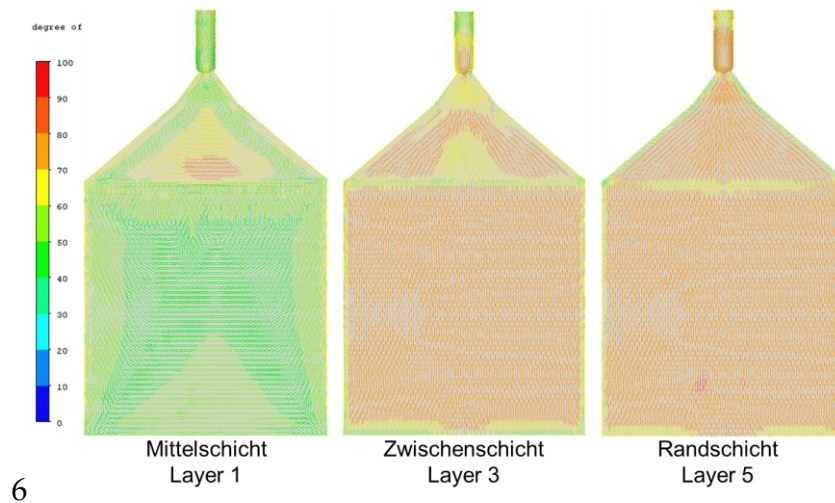


Abbildung A.20: Orientierungsverteilung Probenplatte 70G50HSLA aus Prozesssimulation

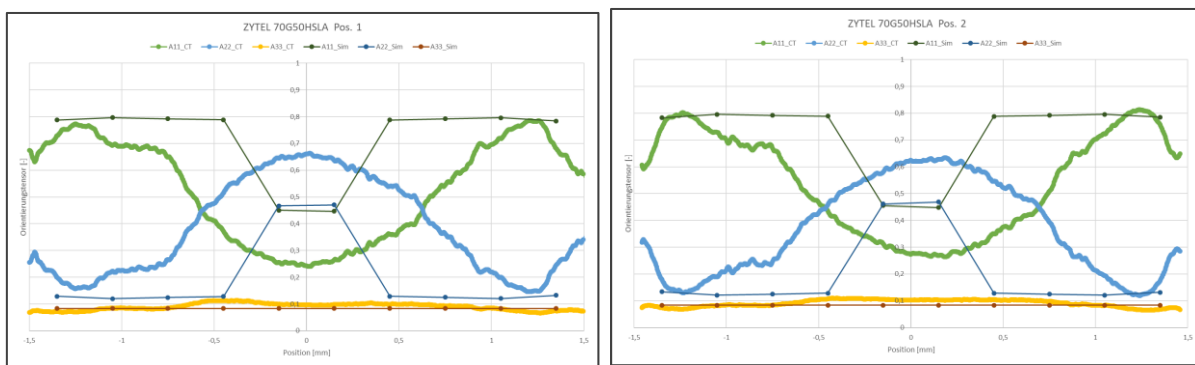


Abbildung A.21: Auszug Ergebnisse Abgleich CT/Prozesssimulation Probenplatte 70G50HSLA, Probennummer 1 (l.) 2 (r.), farbige Linie: CT, Punkte: Schichten der Prozesssimulation

Variable	Wert
$E_M$	3,27 GPa
$E_F$	73 GPa
$\nu_M$	0,34
$\nu_F$	0,22
$\rho_M$	1,11 $\frac{g}{cm^3}$
$\rho_F$	2,6 $\frac{g}{cm^3}$
$L/D$	35
$\Phi_F$	0,5

Tabelle A.6: Eingangsdaten Berechnung Querkontraktionszahl für PA66-GF50, Quelle: Converse 4.5 / MatEditor 1.8.2 / MIMDataBase 1.8, Part Engineering GmbH und [CAM22a] [CAM22b]

Variable	Wert
$E_M$	4,3 GPa
$E_F$	73 GPa
$\nu_M$	0,34
$\nu_F$	0,22
$\rho_M$	1,2 $\frac{g}{cm^3}$
$\rho_F$	2,6 $\frac{g}{cm^3}$
$L/D$	30
$\Phi_F$	0,55

Tabelle A.7: Eingangsdaten Berechnung Querkontraktionszahl für PF-GF55, Quelle: Converse 4.5 / MatEditor 1.8.2 / MIMDataBase 1.8, Part Engineering GmbH und [SBH22]

## A.6 Materialkarten

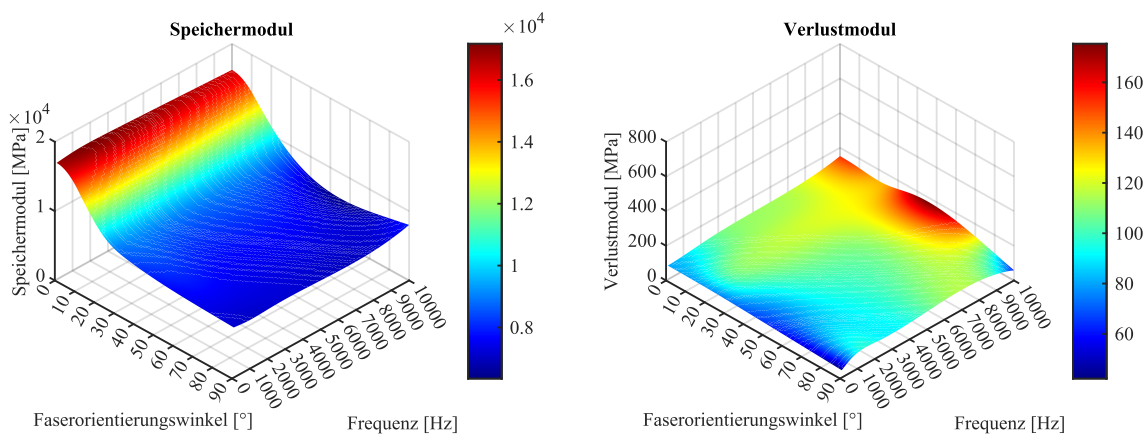


Abbildung A.22: 3D-Plot resultierende Materialkarte A3WG10 0 °C 0 %RH



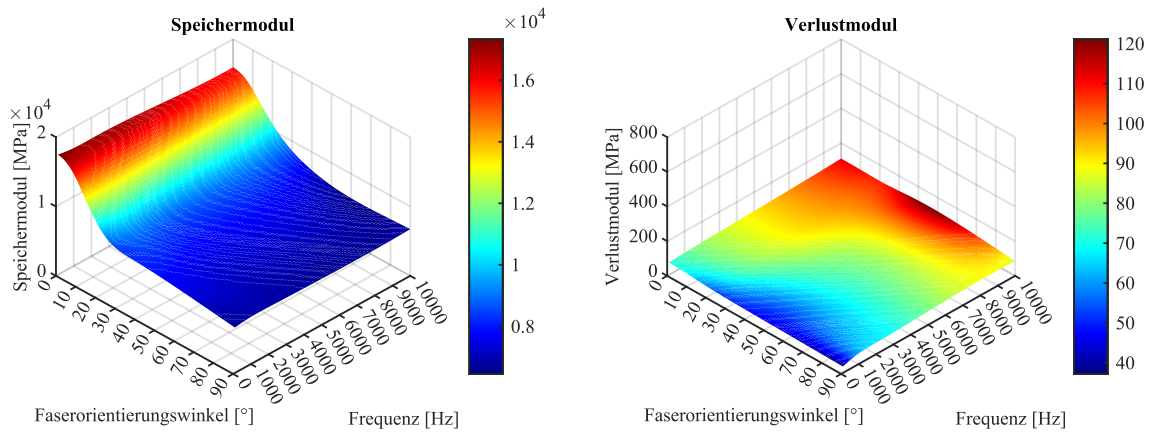


Abbildung A.23: 3D-Plot resultierende Materialkarte A3WG10 23 °C 0 %RH

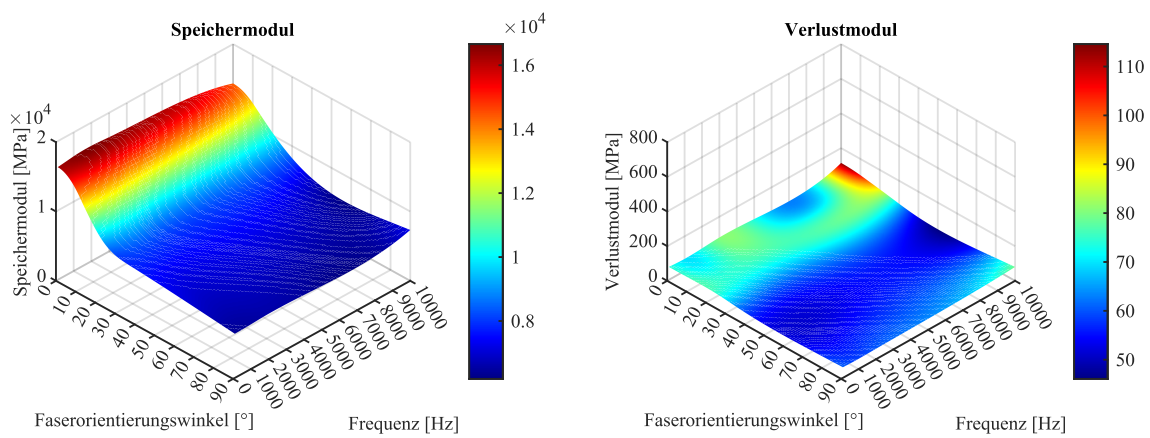


Abbildung A.24: 3D-Plot resultierende Materialkarte A3WG10 50 °C 0 %RH

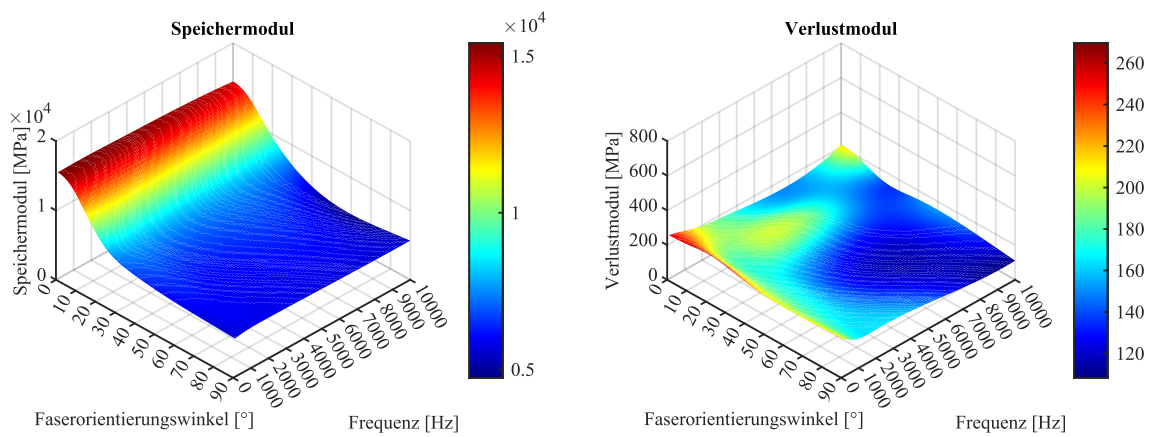


Abbildung A.25: 3D-Plot resultierende Materialkarte A3WG10 70 °C 0 %RH

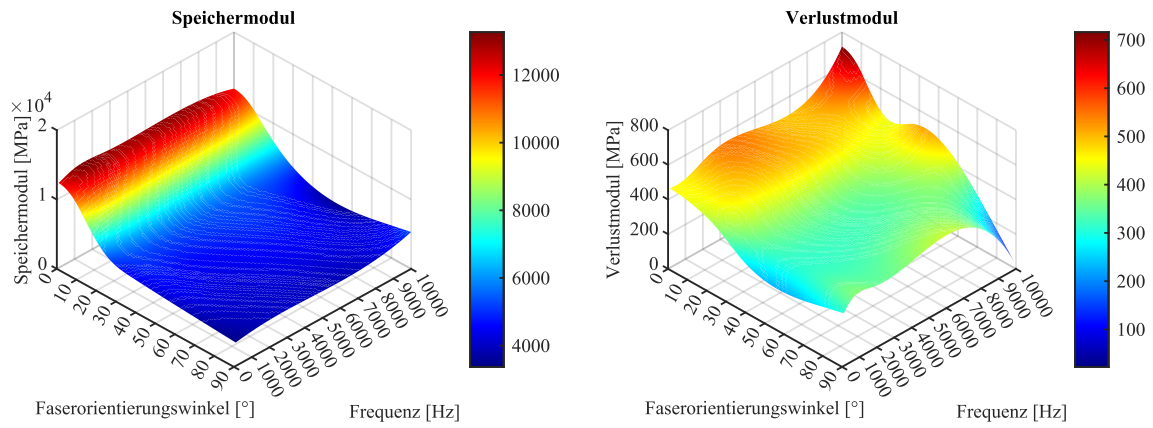


Abbildung A.26: 3D-Plot resultierende Materialkarte A3WG10 100 °C 0 %RH

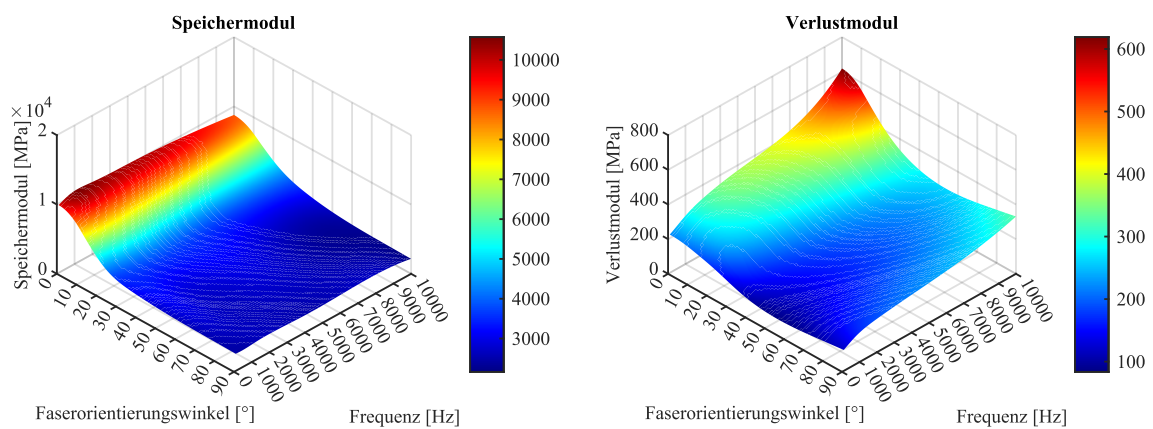


Abbildung A.27: 3D-Plot resultierende Materialkarte A3WG10 130 °C 0 %RH

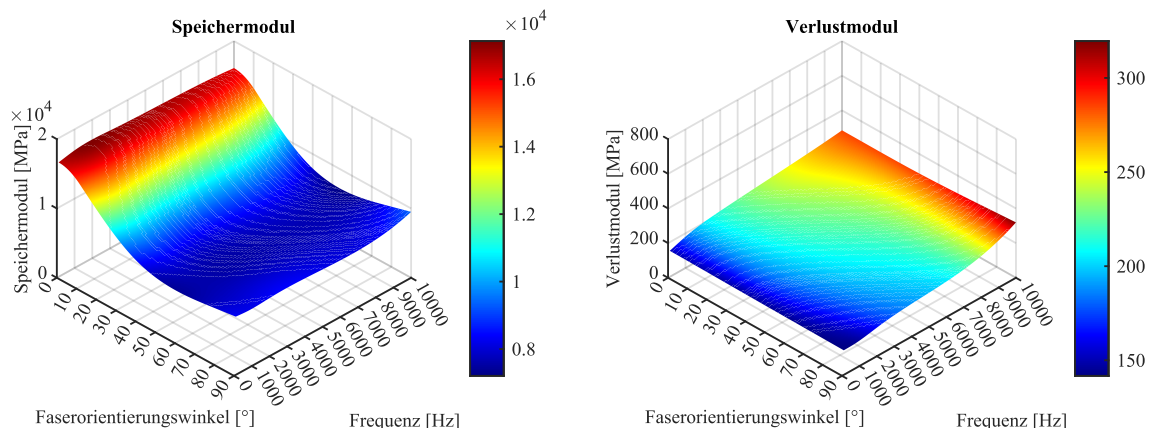


Abbildung A.28: 3D-Plot resultierende Materialkarte A3WG10 0 °C 50 %RH

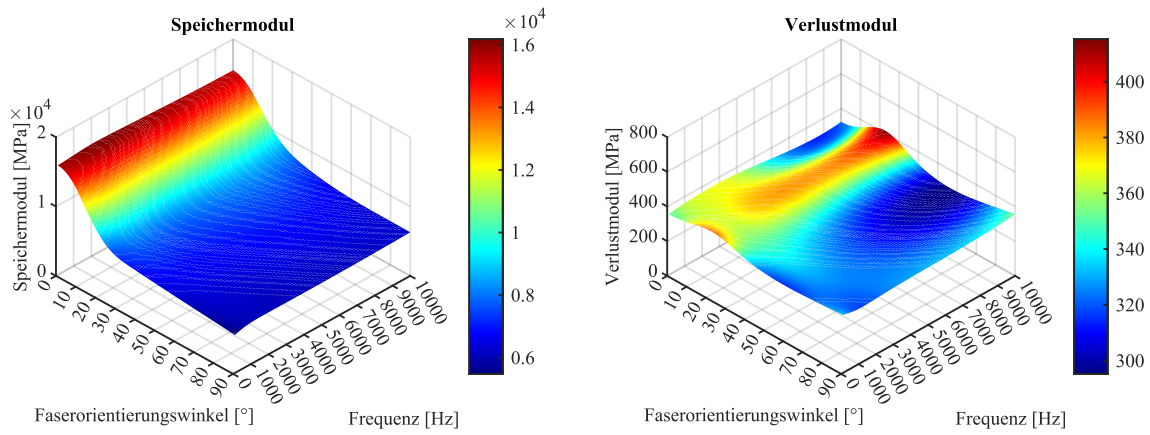


Abbildung A.29: 3D-Plot resultierende Materialkarte A3WG10 23 °C 50 %RH

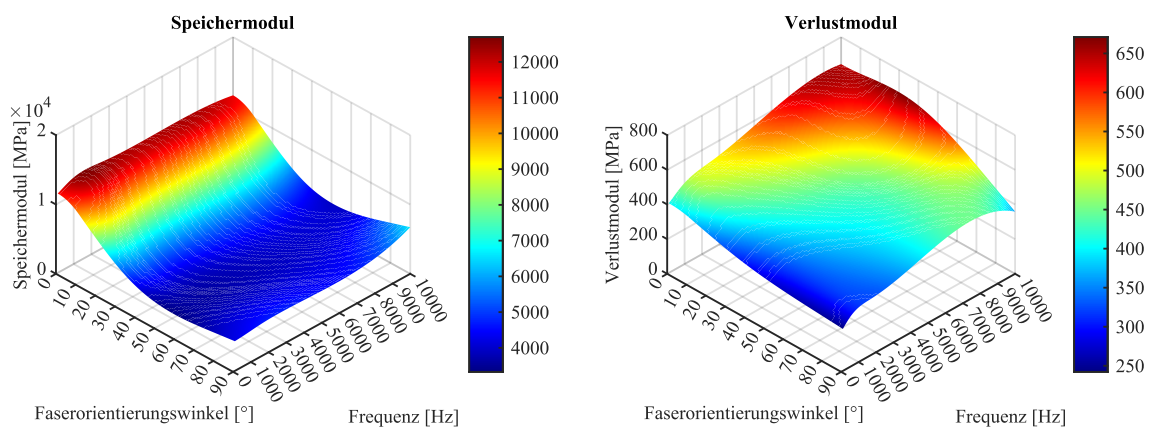


Abbildung A.30: 3D-Plot resultierende Materialkarte A3WG10 50 °C 50 %RH

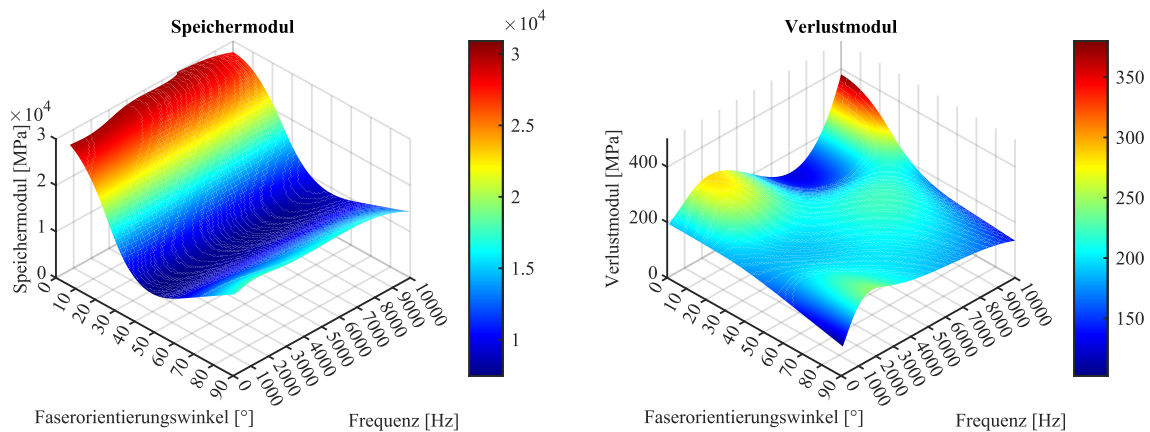


Abbildung A.31: 3D-Plot resultierende Materialkarte X6952 23 °C 0 %RH

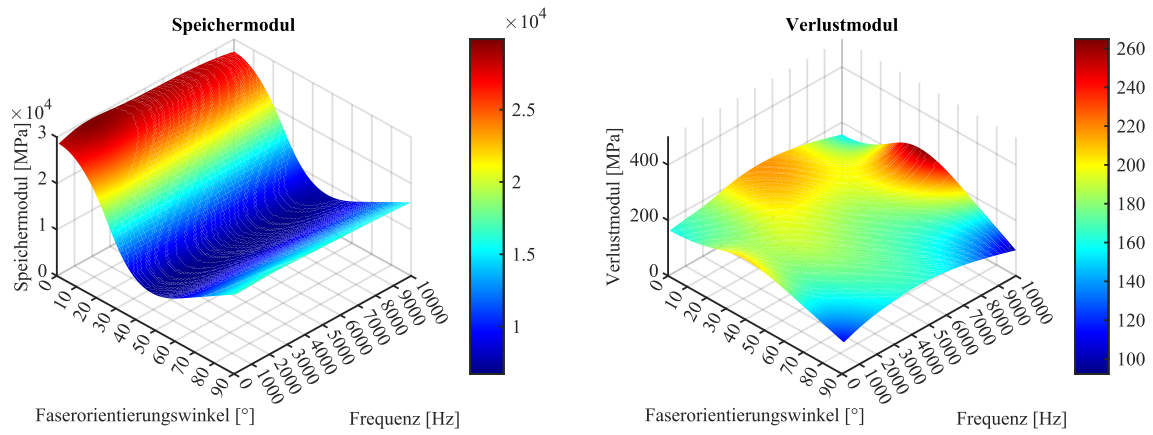


Abbildung A.32: 3D-Plot resultierende Materialkarte X6952 70 °C 0 %RH

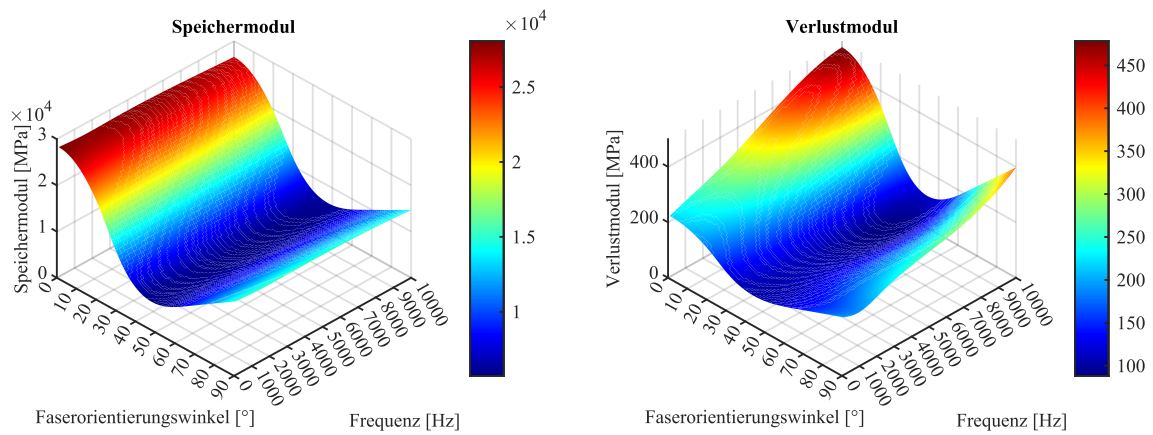


Abbildung A.33: 3D-Plot resultierende Materialkarte X6952 130 °C 0 %RH

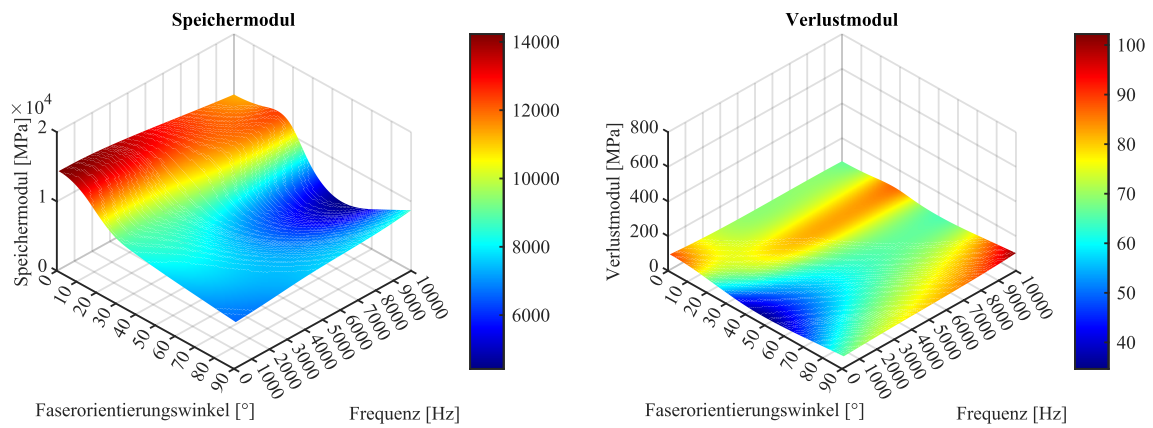


Abbildung A.34: 3D-Plot resultierende Materialkarte 70G50HSLA 23 °C 0 %RH

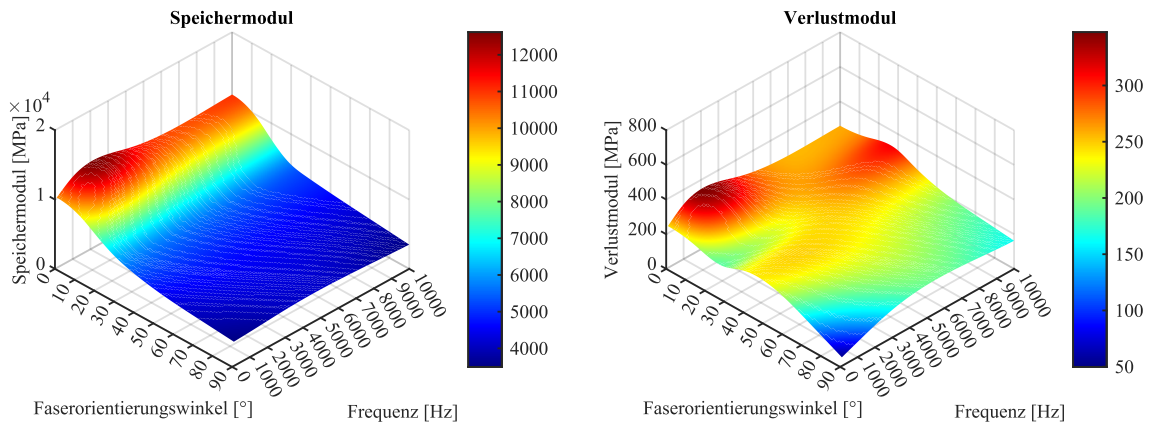


Abbildung A.35: 3D-Plot resultierende Materialkarte 70G50HSLA 70 °C 0 %RH

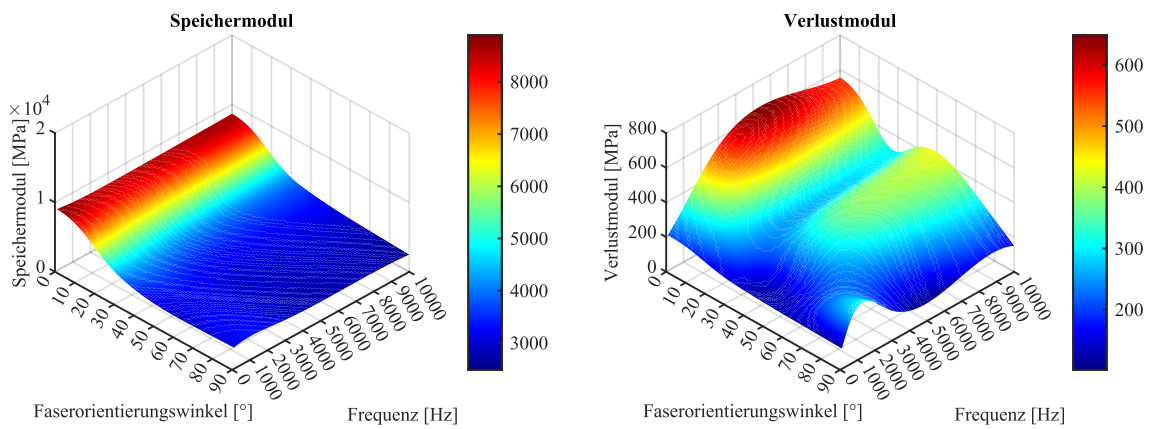


Abbildung A.36: 3D-Plot resultierende Materialkarte 70G50HSLA 130 °C 0 %RH

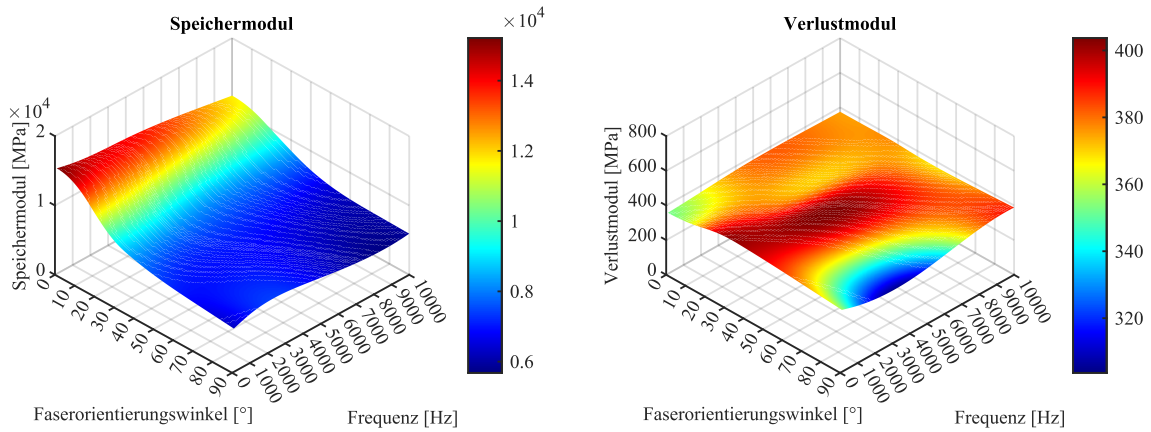


Abbildung A.37: 3D-Plot resultierende Materialkarte 70G50HSLA 23 °C 50 %RH

## A.7 Modellierung und Berechnung

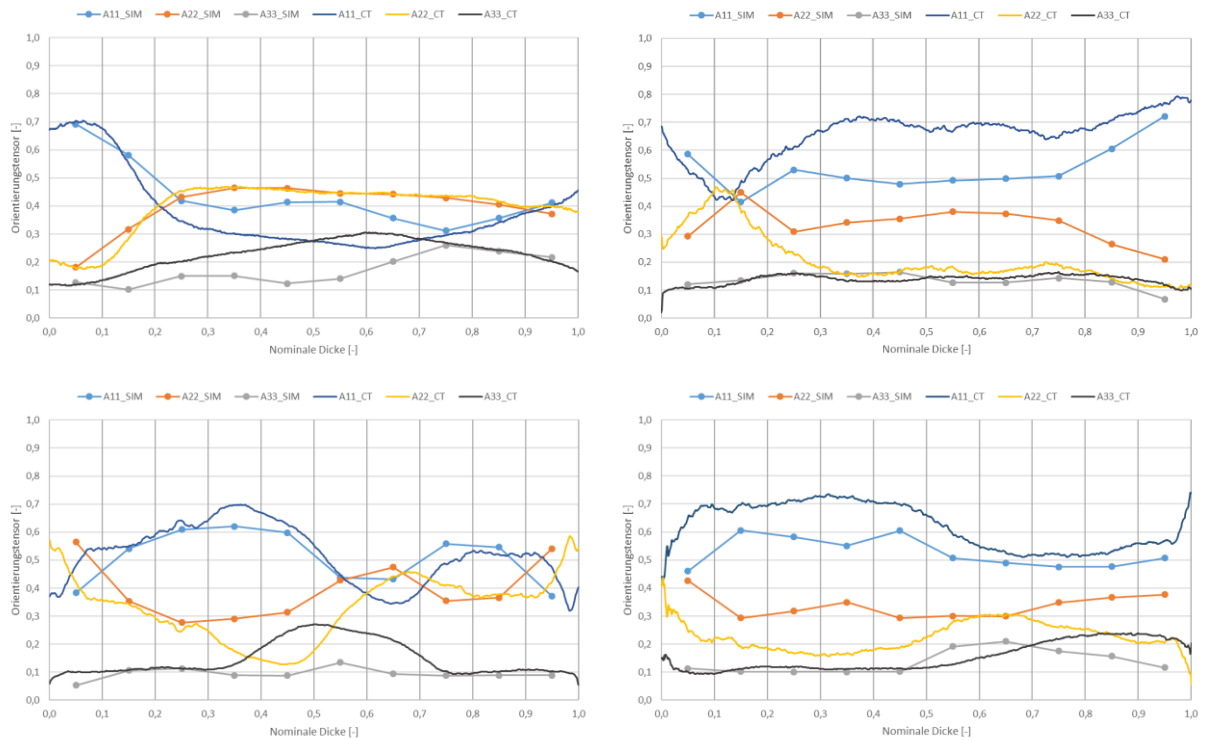


Abbildung A.38: Ergebnisse Abgleich CT/Prozesssimulation 2K-MT, Oben links.: Probe 1 (X6952), Oben rechts.: Probe 2 (X6952), Unten links.: Probe 3 (70G50HSLA), Unten rechts.: Probe 4 (70G50HSLA); Alle Abgleiche sind durch die Firma PART ENGINEERING GMBH erfolgt

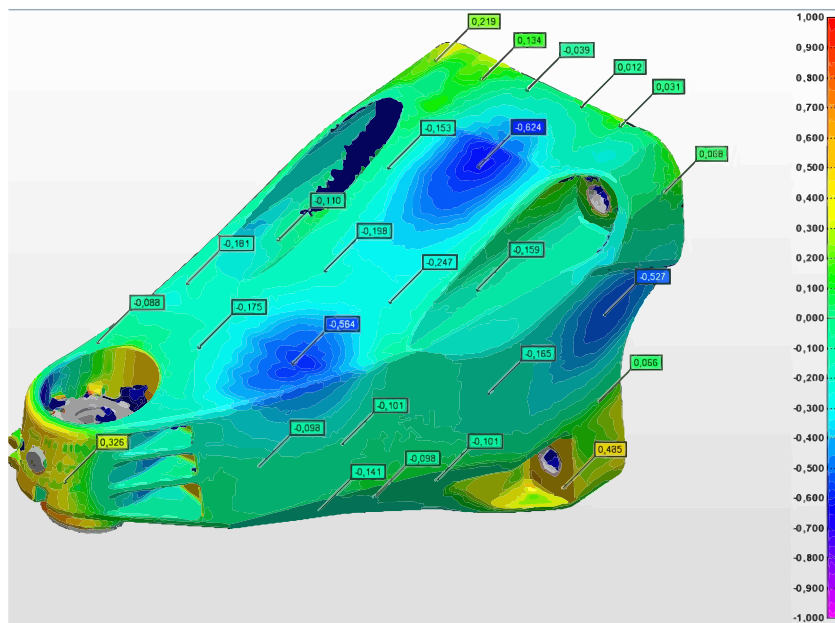


Abbildung A.39: Abgleich Geometrie 3D-Scan mit HANDYSCAN 3D, AMETEK GMBH: absolute Abweichung 1K-Motorträger zu CAD Modell [mm]

## A.8 Validierung der erzeugten Materialkarte

Variable	Wert
$E_F$	73 GPa
$\nu_M$	0,34
$\nu_F$	0,22
$\rho_M$	$1,11 \frac{g}{cm^3}$
$\rho_F$	$2,6 \frac{g}{cm^3}$
$L/D$	35
$\Phi_F$	0,5

Tabelle A.8: Eingangsdaten *Tandon & Weng* für A3WG10, Quelle: Converse 4.5 / MatEditor 1.8.2 / MIMDataBase 1.8, Part Engineering GmbH

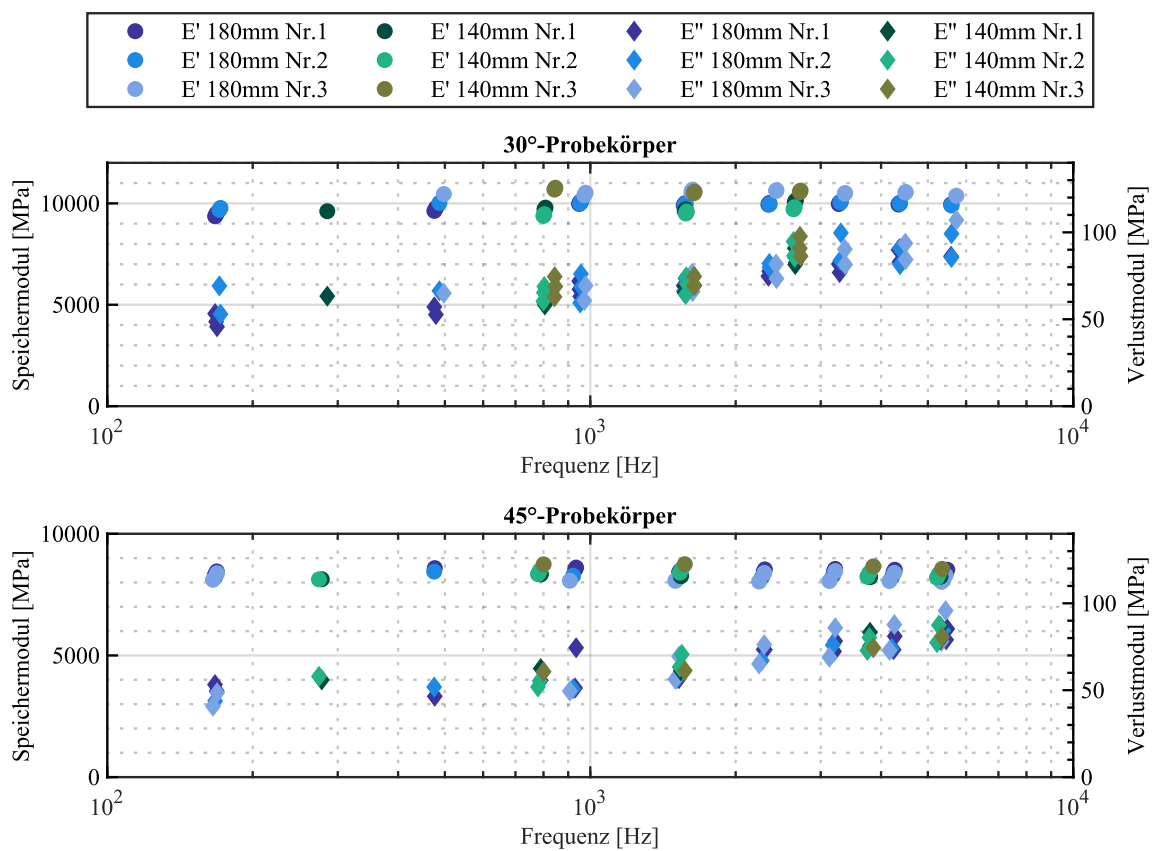


Abbildung A.40: Messdatenpunkte Biegeresonanzversuch A3WG10 23 °C 0 %RH aufgeteilt in Länge und Probennummer, Kreis: Speichermodul, Raute: Verlustmodul

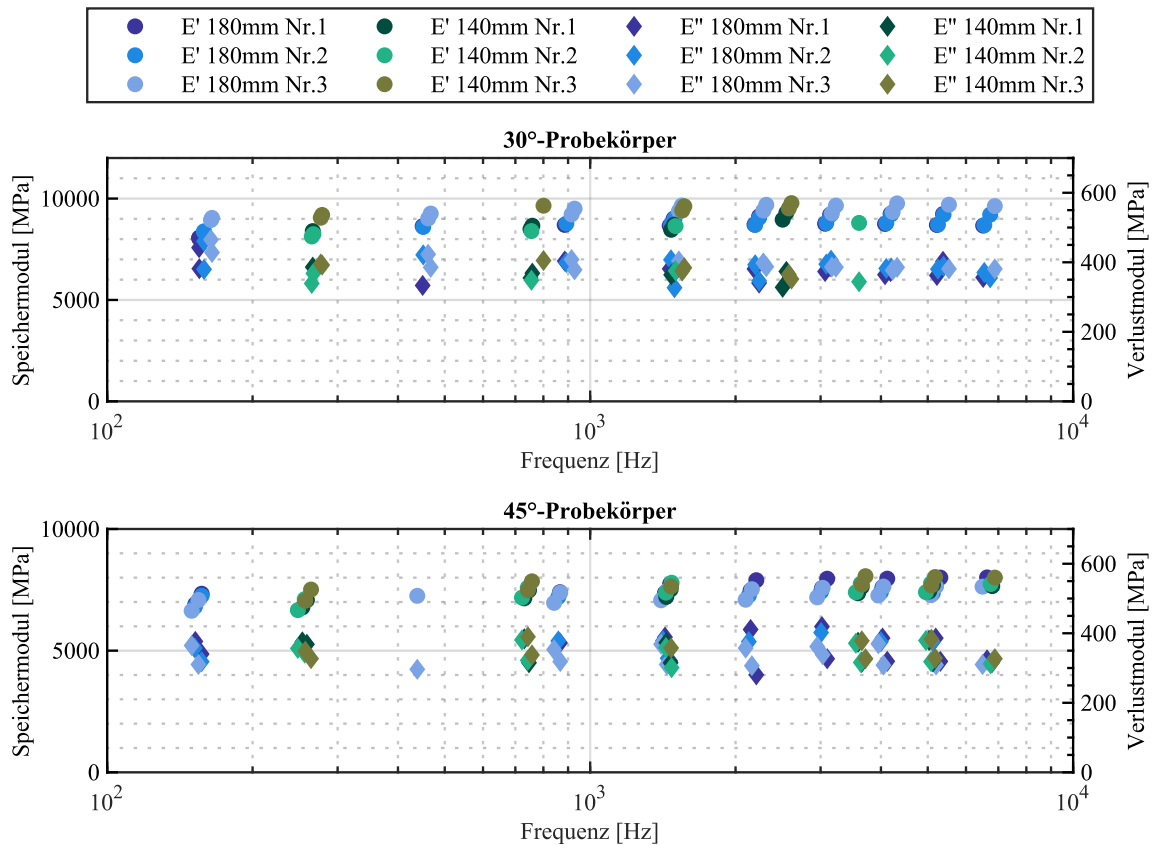


Abbildung A.41: Messdatenpunkte Biegeresonanzversuch A3WG10 23 °C 50 %RH aufgeteilt in Länge und Probennummer, Kreis: Speichermodul, Raute: Verlustmodul

## A.9 Validierung der Methodik an Probekörpern

Bezeichnung	Masse [g]
Sensormasse unterhalb Kraftmessdose [Quelle: Datenblatt B&K 8001]	2,1
Befestigungsschraube Impedanzsensor	1,118
Adapter Sensorseite	8,934
Tellerfeder Sensorseite	1,197
Vollzylinder	44,667
Tellerfeder Probenseite	1,247
Aufnahmeadapter Probenseite	13,243
Klemmschraube Probenseite mit Unterlegscheibe	2,015
Probenadapter	5,147

Tabelle A.9: Zwischengeschaltete, bewegte Massen des Versuchsaufbaus zwischen Kraftmesspunkt und Probekörper in entsprechender Reihenfolge, Tellerfedern wurden in der Gewichtssumme mit jeweils halber Masse aufgrund des statischen/bewegten Anteils berücksichtigt, gemessen mit Feinwaage mit Genauigkeit 1 mg



Vergleich zwischen Messung und Berechnung A3WG10 140 mm 0% RH

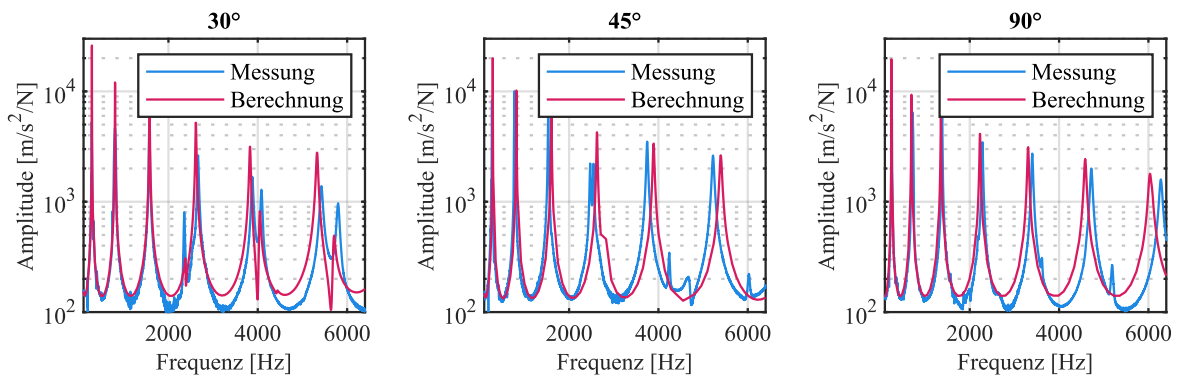


Abbildung A.42: Vergleich Messung und Berechnung: A3WG10 23 °C 0 %RH, 140 mm

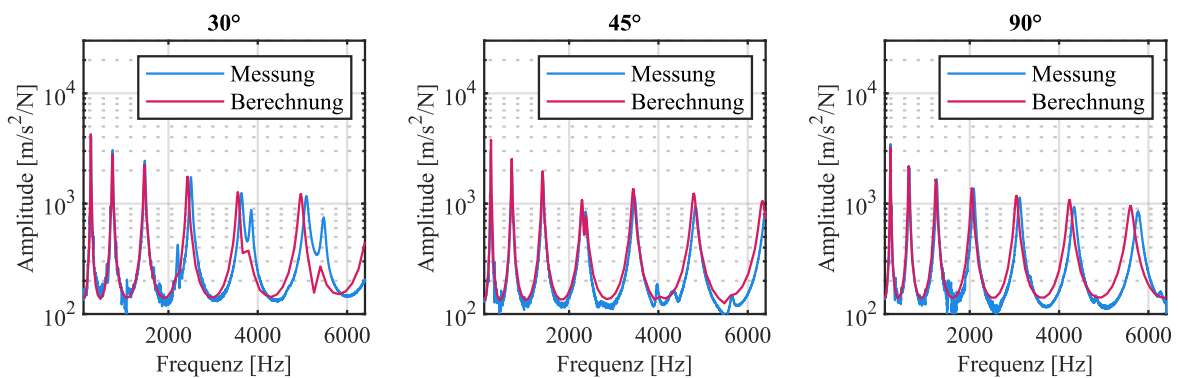


Abbildung A.43: Vergleich Messung und Berechnung: A3WG10 70 °C 0 %RH, 140 mm

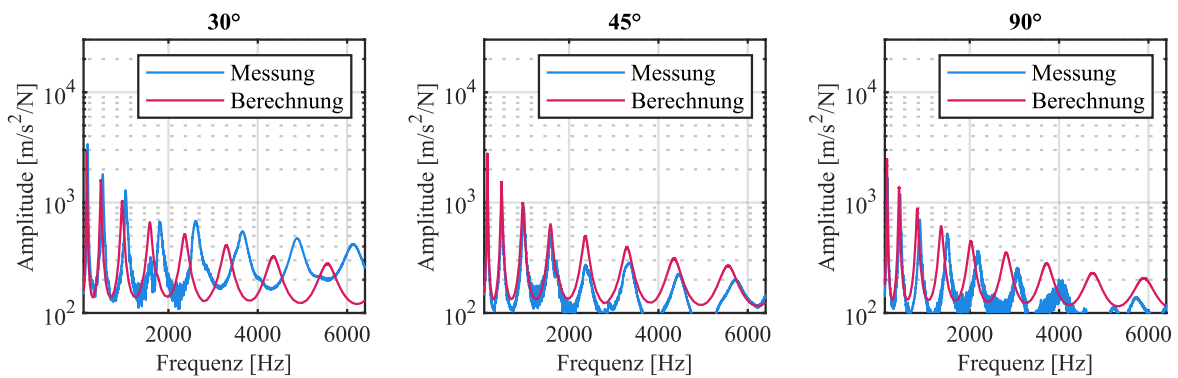


Abbildung A.44: Vergleich Messung und Berechnung: A3WG10 130 °C 0 %RH, 140 mm

## Vergleich zwischen Messung und Berechnung A3WG10 140 mm 50% RH

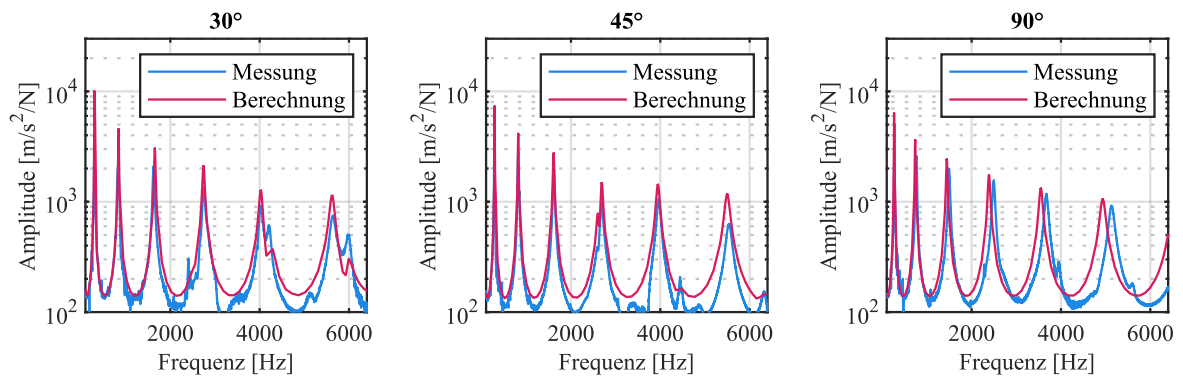


Abbildung A.45: Vergleich Messung und Berechnung: A3WG10 0 °C 50 %RH, 140 mm

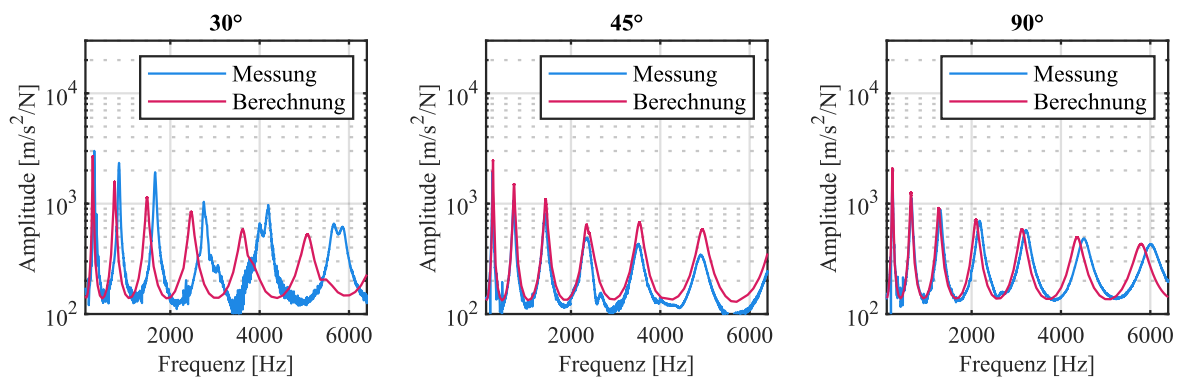


Abbildung A.46: Vergleich Messung und Berechnung: A3WG10 23 °C 50 %RH, 140 mm

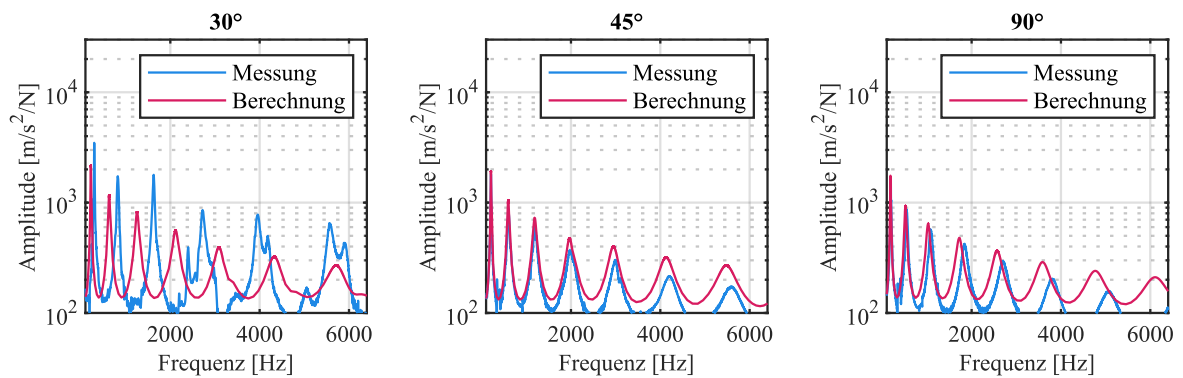


Abbildung A.47: Vergleich Messung und Berechnung: A3WG10 50 °C 50 %RH, 140 mm

Vergleich zwischen Messung und Berechnung A3WG10 180 mm 0% RH

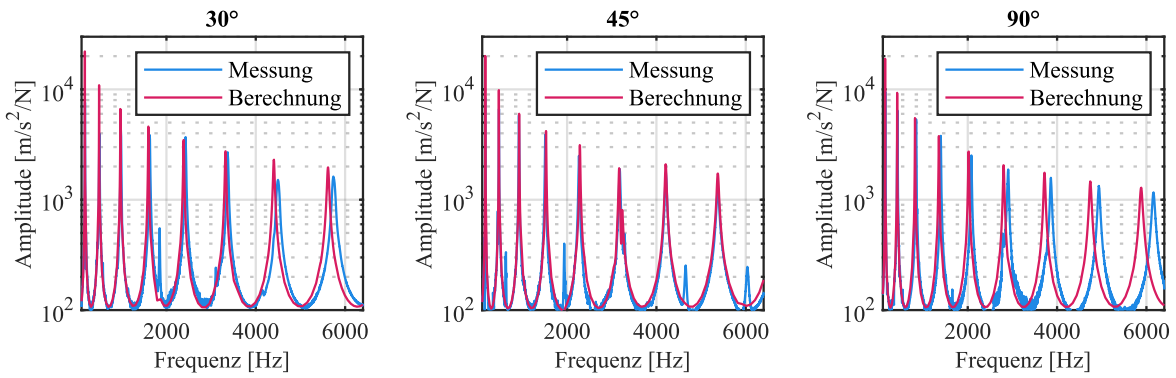


Abbildung A.48: Vergleich Messung und Berechnung: A3WG10 23 °C 0 %RH, 180 mm

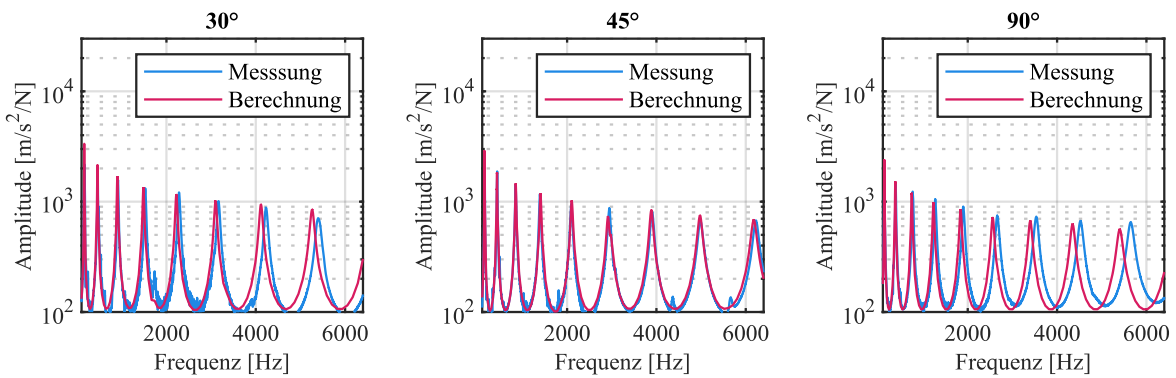


Abbildung A.49: Vergleich Messung und Berechnung: A3WG10 70 °C 0 %RH, 180 mm

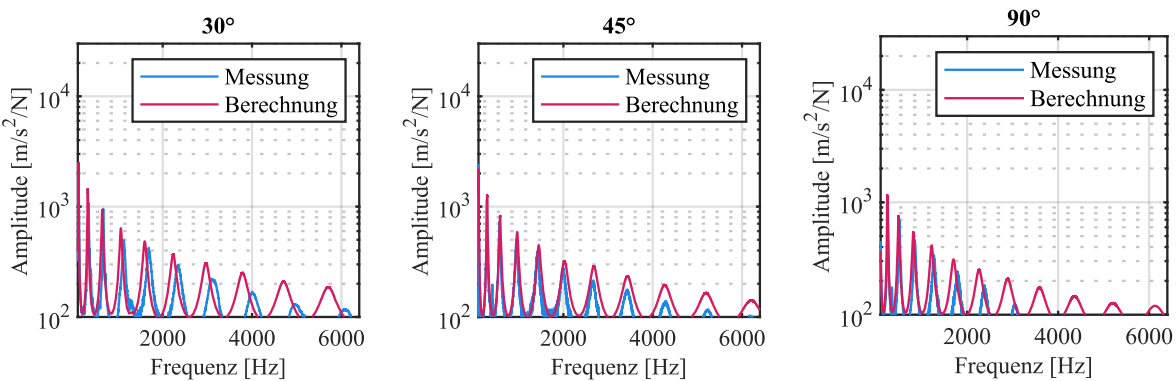


Abbildung A.50: Vergleich Messung und Berechnung: A3WG10 130 °C 0 %RH, 180 mm

Vergleich zwischen Messung und Berechnung 70G50HSLA 90 mm 0% RH

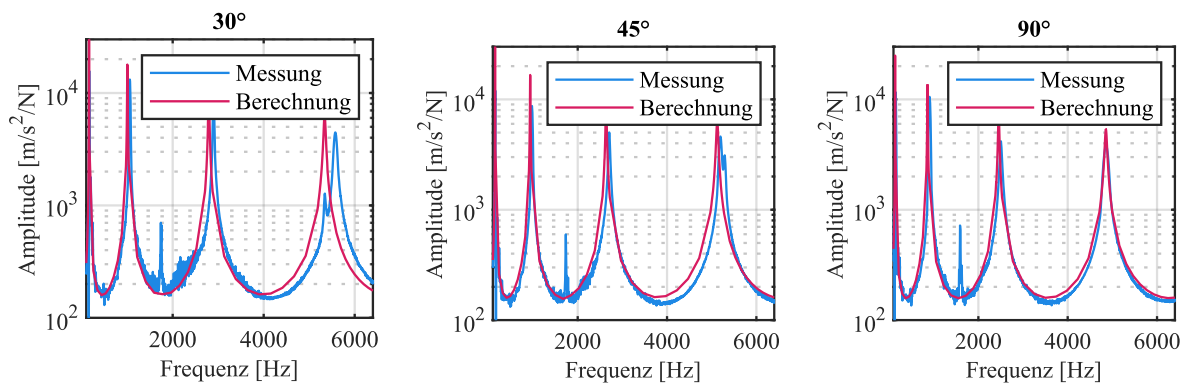


Abbildung A.51: Vergleich Messung und Berechnung: 70G50HSLA 23 °C 0 %RH, 90 mm

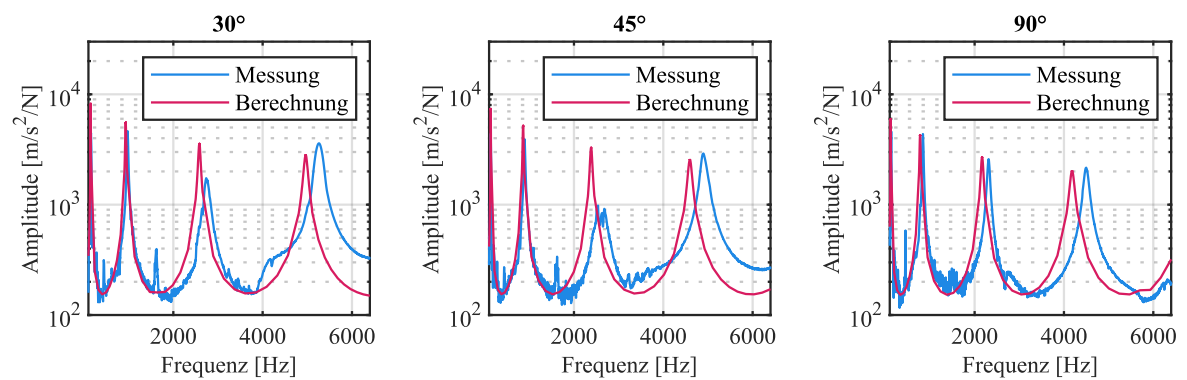


Abbildung A.52: Vergleich Messung und Berechnung: 70G50HSLA 70 °C 0 %RH, 90 mm

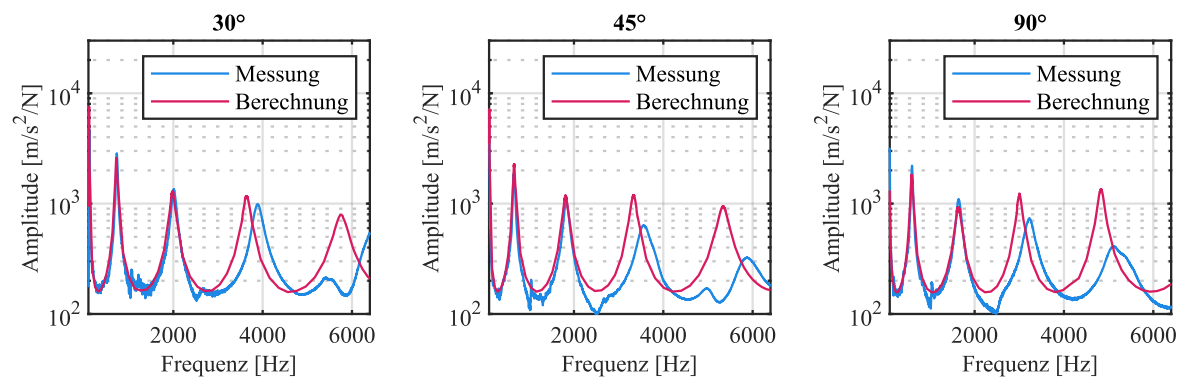


Abbildung A.53: Vergleich Messung und Berechnung: 70G50HSLA 130 °C 0 %RH, 90 mm

Vergleich zwischen Messung und Berechnung 70G50HSLA 90 mm 50% RH

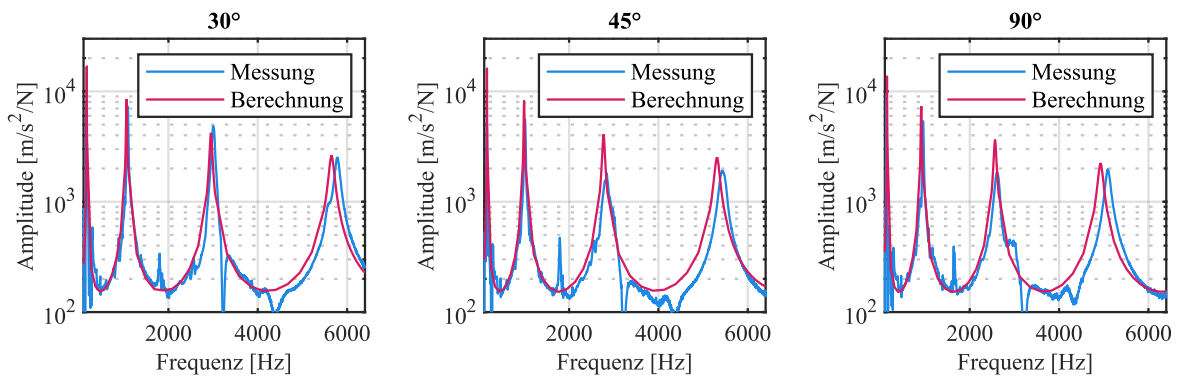


Abbildung A.54: Vergleich Messung und Berechnung: 70G50HSLA 23 °C 50 %RH, 90 mm

Vergleich zwischen Messung und Berechnung X6952 130 mm 0% RH

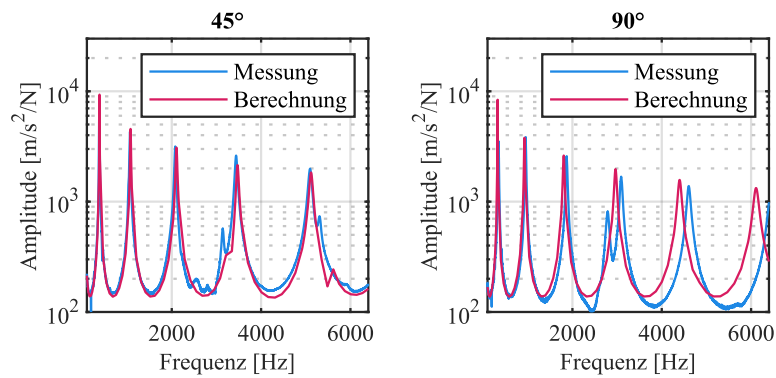


Abbildung A.55: Vergleich Messung und Berechnung: X6952 23 °C 0 %RH, 130 mm

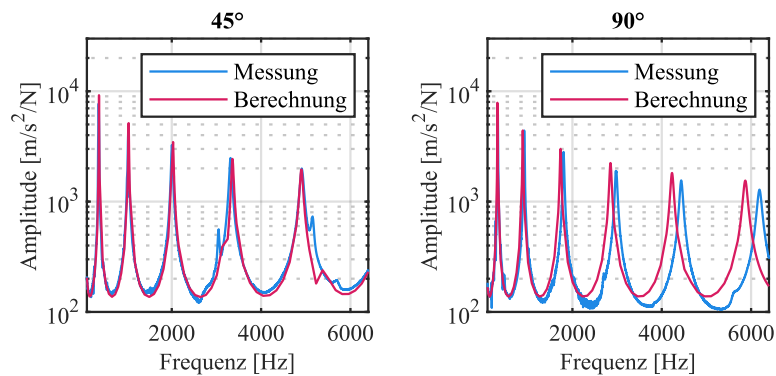


Abbildung A.56: Vergleich Messung und Berechnung: X6952 70 °C 0 %RH, 130 mm

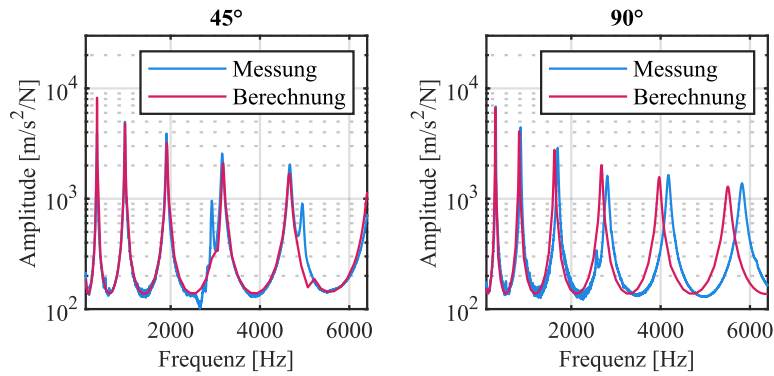


Abbildung A.57: Vergleich Messung und Berechnung: X6952 130 °C 0 %RH, 130 mm

Zusammenfassung der relativen Abweichungen 30°-Proben

Temperatur	A3WG10 140mm 0 %RH	A3WG10 140mm 50 %RH	A3WG10 180mm 0 %RH	70G50HSLA 0 %RH	70G50HSLA 50 %RH	X6952 130mm
0 °C	-	0,8 % / 2,3 % (1)	-	-	-	-
23 °C	-0,6 % / -1,8 % (6)	-11,5 % / -13,6 % (5)	-1,6 % / -2,1 % (8)	-3,8 % / -5,1 % (3)	-0,75 % / 3,5 % (1)	-
50 °C	-	-23,5 % / -25,5 % (1)	-	-	-	-
70 °C	-1,5 % / -3,0 % (3)	-	-2,2 % / -2,7 % (3)	-5,1 % / -5,7 % (4)	-	-
130 °C	-9,3 % / -12,5 % (4)	-	-4,9 % / -6,6% (10)	-3,6 % / -6,4 % (4)	-	-

Tabelle A.10: Gemittelte (links) und maximale (rechts) relative Abweichungen der Vergleiche Berechnung zu Messung in der **Frequenz**, in Klammern Resonanzordnung der maximalen Abweichung, 30°-Proben

Temperatur	A3WG10 140mm 0 %RH	A3WG10 140mm 50 %RH	A3WG10 180mm 0 %RH	70G50HSLA 0 %RH	70G50HSLA 50 %RH	X6952 130mm
0 °C	-	62,9 % / 176,1 % (1)	-	-	-	-
23 °C	143,9 % / 392,9 % (1)	-27,3 % / -40,7 % (3)	62,9 % / 188,4 % (1)	55,1 % / 112,4 % (1)	30,8 % / 121,8 % (1)	-
50 °C	-	39,5 % / 53,8 % (3)	-	-	-	-
70 °C	-2,7 % / -9,6 % (2)	-	3,9 % / 19,1 % (7)	44,2 % / 102,2 % (3)	-	-
130 °C	-24,8 % / - 32,2 % (7)	-	38,6 % / 75,6 % (1)	15,7 % / 60,6 % (1)	-	-

Tabelle A.11: Gemittelte (links) und maximale (rechts) relative Abweichungen der Vergleiche Berechnung zu Messung in der **Amplitude**, in Klammern Resonanzordnung der maximalen Abweichung, 30°-Proben

## Zusammenfassung der relativen Abweichungen 45°-Proben

Temperatur	A3WG10 140mm 0 %RH	A3WG10 140mm 50 %RH	A3WG10 180mm 0 %RH	70G50HSLA 0 %RH	70G50HSLA 50 %RH	X6952 130mm
0 °C	-	0,1 % / 2,2 % (1)	-	-	-	-
23 °C	4,9 % / 6,4 % (1)	1,4 % / 4,4 % (1)	0,3 % / 1,2 % (4)	-2,6 % / -4,1 % (2)	-1,3 % / - 2,4 % (3)	0,9 % / 1,3 % (3)
50 °C	-	-1,0 % / -2,1 % (7)	-	-	-	-
70 °C	-0,2 % / 1,3 % (1)	-	-0,2 % / -1,0 % (6)	-3,7 % / -6,1 % (3)	-	1,0 % / 1,7 % (1)
130 °C	-1,3 % / -2,7 % (8)	-	0,8 % / 2,2 % (3)	-2,5 % / -8,9 % (5)	-	0,2 % / 0,6 % (4)

Tabelle A.12: Gemittelte (links) und maximale (rechts) relative Abweichungen der Vergleiche Berechnung zu Messung in der **Frequenz**, in Klammern Resonanzordnung der maximalen Abweichung, 45°-Proben

Temperatur	A3WG10 140mm 0 %RH	A3WG10 140mm 50 %RH	A3WG10 180mm 0 %RH	70G50HSLA 0 %RH	70G50HSLA 50 %RH	X6952 130mm
0 °C	-	45,4 % / 85,2 % (6)	-	-	-	-
23 °C	38,2 % / 140,2 % (1)	43,2 % / 69,0 % (6)	34,6 % / 138,7 % (1)	93,9 % / 158,2 % (1)	100,9 % / 206,3 % (1)	2,2 % / 21,5 % (1)
50 °C	-	30,8 % / 54,9 % (7)	-	-	-	-
70 °C	20,0 % / 30,6 % (6)	-	8,1 % / - 16,5 % (6)	80,4 % / 234,3 % (3)	-	11,2 % / 22,7 % (1)
130 °C	29,8 % / 79,3 % (5)	-	22,7 % / 43,4 % (10)	81,1 % / 191,4 % (5)	-	13,9 % / 115,8 % (1)

Tabelle A.13: Gemittelte (links) und maximale (rechts) relative Abweichungen der Vergleiche Berechnung zu Messung in der **Amplitude**, in Klammern Resonanzordnung der maximalen Abweichung, 45°-Proben

## Zusammenfassung der relativen Abweichungen 90°-Proben

Temperatur	A3WG10 140mm 0 %RH	A3WG10 140mm 50 %RH	A3WG10 180mm 0 %RH	70G50HSLA 0 %RH	70G50HSLA 50 %RH	X6952 130mm
0 °C	-	-3,1 % / -4,3 % (4)	-	-	-	-
23 °C	-2,9 % / -4,1 % (1)	-2,5 % / -3,7 % (4)	-3,2 % / -4,5 % (9)	-3,8 % / -8,1 % (1)	-1,4 % / -4,4 % (2)	-4,0 % / -4,9 % (1)
50 °C	-	-5,2 % / -6,4 % (3)	-	-	-	-
70 °C	-2,2 % / -2,9 % (7)	-	-3,1 % / -4,4 % (9)	-7,0 % / -7,5 % (2)	-	-4,0 % / -5,1 % (6)
130 °C	-6,5 % / -10,2 % (5)	-	-4,7 % / -6,7 % (10)	-3,6 % / -7,1 % (3)	-	-4,4 % / -5,3 % (6)

Tabelle A.14: Gemittelte (links) und maximale (rechts) relative Abweichungen der Vergleiche Berechnung zu Messung in der **Frequenz**, in Klammern Resonanzordnung der maximalen Abweichung, 90°-Proben

Temperatur	A3WG10 140mm 0 %RH	A3WG10 140mm 50 %RH	A3WG10 180mm 0 %RH	70G50HSLA 0 %RH	70G50HSLA 50 %RH	X6952 130mm
0 °C	-	20,0 % / 38,9 % (2)	-	-	-	-
23 °C	58,1 % / 246,6 % (1)	4,8 % / 12,2 % (1)	21,3 % / 97,6 % (1)	66,8 % / 114,7 % (1)	45 % / 92,9 % (3)	39,7 % / 147,7 % (1)
50 °C	-	14,1 % / 23,5 % (4)	-	-	-	-
70 °C	2,9 % / 14,7 % (6)	-	-5,3 % / -14,2 % (9)	5,9 % / 29,2 % (1)	-	20,4 % / 34,5 % (1)
130 °C	26,8 % / 46,7 % (1)	-	51,1 % / 135,9 % (10)	64,0 % / 222,5 % (4)	-	-0,3 % / 24,6 % (4)

Tabelle A.15: Gemittelte (links) und maximale (rechts) relative Abweichungen der Vergleiche Berechnung zu Messung in der **Amplitude**, in Klammern Resonanzordnung der maximalen Abweichung, 90°-Proben