

Ultraschall-doppelbrechung, eine Methode zur Charakterisierung der anisotropen Schädigung in CFK

Peter FEY¹, Gerhard BUSSE¹, Marc KREUTZBRUCK¹
¹ Institut für Kunststofftechnik, Universität Stuttgart, Stuttgart

Kurzfassung. Faserkunststoffverbunde (FVK) wie kohlenstofffaserverstärktem Kunststoff (CFK) werden für eine immer größer werdende Anzahl von Anwendungen genutzt. Ihre überlegenen mechanischen Eigenschaften und die geringe Dichte machen sie zu einem beliebten Material für Leichtbaustrukturen. Im Gegensatz zu z.B. Automobilkarosserien aus Stahl kann die strukturelle Integrität von FVK nicht anhand von sichtbaren Schäden (z. B. Rost oder Dellen) eingeschätzt werden. Durch moderne zerstörungsfreie Prüfverfahren kann die Schädigung sichtbar gemacht werden. Allerdings ist die Anisotropie des Werkstoffs für viele Prüfverfahren eine große Herausforderung.

Sie kann aber auch ausgenutzt werden, um Schädigungen des Werkstoffs zu charakterisieren und für die Anwendung sinnvolle Werkstoffeigenschaften zu beschreiben. Ultraschall-doppelbrechung basiert auf den unterschiedlich großen Geschwindigkeiten, mit denen parallel bzw. senkrecht zur Faserrichtung polarisierte Transversalwellen eine Lage eines CFK-Laminats durchqueren. Weiterhin kommt es an den Grenzflächen zwischen den Lagen zu Interferenz der unterschiedlich polarisierten Wellen. Diese beiden Effekte werden durch einen matrixbasierten Formalismus beschrieben, so dass durch den Vergleich von modellierten und realen Messergebnissen die Schubmoduln eines CFK-Laminats beschrieben werden können. So konnte die Ermüdung eines prepreg-CFK-Laminats unter zyklischer Zug-Druck Belastung nachvollzogen werden. Hier wurden die im Modell eingesetzten Parameter Dämpfung und Schubmodul an die Messdaten angefügt. Damit war es möglich, für jede Faserrichtung den Grad des Schadens zu bestimmen.

Einleitung

Faserkunststoffverbunde (FKV) werden heutzutage in wirtschaftlich relevanten Industrien wie Luftfahrt und Automobilbau eingesetzt. Durch ihre exzellente massenspezifische Festigkeit und Steifigkeit sind sie prädestiniert für den Einsatz in Leichtbauanwendungen. Das Ermüdungsverhalten von FKV ist mit vielfältigen Ansätzen erforscht worden. Dagegen ist die Charakterisierung der Schädigung eine große Herausforderung für die zerstörungsfreie Prüfung.

In Endlos-Faserkunststoffverbunden sind die ersten auftretenden Ermüdungsschäden Matrixrisse in Bereichen, in denen die Fasern nicht parallel zur Lastichtung liegen [1–8]. Diese Risse verlaufen parallel zur Faserrichtung und senkrecht zur Lagenebene, wobei sie jeweils die gesamte Lagendicke durchtrennen. Bei zyklischer Belastung nimmt die Anzahl dieser Risse zu Beginn der Lebensdauer des Bauteils rapide

zu, bis sie einen Sättigungswert erreicht. Die Wachstumsrate und die gesättigte Rissanzahl sind dabei abhängig von der Lagendicke sowie der Faserorientierung sowohl der untersuchten als auch der benachbarten Lagen [1], [4], [5], [8]. An den Risspitzen können sich Delaminationen bilden [3]. Risse in benachbarten Lagen können Spannungsspitzen hervorrufen, die sogar Faserbruch und damit das Endversagen des Laminats herbeiführen [4].

Die von den Matrixrissen erzeugte Steifigkeitsabnahme wurde durch Ultraschallmessungen im Wasserbad bereits mit Longitudinal- und Transversalwellen untersucht [9], ebenso mit Lambwellen in kontaktgekoppelter [10] und luftgekoppelter [11] Anregung. Alle diese Methoden haben gemeinsam, dass sie nur Informationen über das gesamte Laminat ermitteln, aber nicht detailliert für die einzelnen Faserrichtungen.

Der Begriff Doppelbrechung stammt aus der Optik [12]. In sogenannten doppelbrechenden Kristallen wird einfallendes Licht nicht einfach unter einem Winkel gebrochen, sondern in zwei senkrecht zueinander polarisierte Strahlen aufgeteilt, die unter verschiedenen Winkeln gebrochen werden. Ursache dafür ist, dass der Brechungsindex dieser Kristalle von der Polarisationsrichtung des Lichts abhängt. Analog dazu beobachtete man bei Transversalwellen in FVK eine Abhängigkeit der Ausbreitungsgeschwindigkeit vom Winkel zwischen Polarisationsrichtung und Faserrichtung [13–16]. Praktische Anwendung fand dies bereits bei der Detektion der Faserrichtung [13], [14], [16]. Eher akademischer Natur sind Experimente, bei denen die Polarisationsrichtung durch einen chiralen Lagenaufbau absichtlich gedreht werden sollte [15]. Transmissions- und Reflexionskoeffizienten des gesamten Laminats wurden durch Rotation der Steifigkeitsmatrizen der einzelnen Lagen berechnet [15]. Ebenso wurde ein Modell, das die Aufspaltung einer Welle an der Grenzfläche zwischen zwei Lagen beschreibt, genutzt [13]. Dieser Algorithmus benötigte als Eingabewerte allerdings digitalisierte Wellenzüge aus realen Ultraschallmessungen und erzeugt für ein N-lagiges Laminat 2^N Teilwellen. Der in [17] dargestellte Formalismus nutzt 2×2 -Matrizen und wird im folgenden Abschnitt näher erläutert.

Modellierung akustischer Doppelbrechung

Analog zu den in der Optik zur Beschreibung von Polarisationsphänomenen benutzten Jones-Matrizen werden von dem in [17] vorgestellten Formalismus zwei wesentliche Effekte berücksichtigt:

An der Grenzfläche zwischen zwei Lagen: Aufspaltung der einfallenden Transversalwelle in eine senkrecht und eine parallel zur Faserrichtung polarisierte Teilwelle

Innerhalb einer Lage: Ausbreitung der beiden Teilwellen mit unterschiedlichen Geschwindigkeiten und Dämpfungen

Der unter 1) beschriebene Effekt wird durch Interferenzmatrizen, die den Rotator-Matrizen des Jones-Formalismus nachempfunden sind, abgebildet. Die Grenzfläche zwischen Lage n und m wird durch die Interferenzmatrix

$$\bar{I}_{n,m} = \begin{pmatrix} \cos \Delta\theta_{n,m} & \sin \Delta\theta_{n,m} \\ -\sin \Delta\theta_{n,m} & \cos \Delta\theta_{n,m} \end{pmatrix} \quad (1)$$

beschrieben, wobei $\Delta\theta_{n,m}$ der Winkel zwischen den Faserorientierungen der beiden Lagen ist.

Die Phasenverschiebung und Amplitudenänderung, die die parallel zur Faserrichtung polarisierte Teilwelle beim Durchqueren der Lage n erfährt, wird mit dem Faktor

$$P_{n\parallel} = \exp(-\alpha_{n\parallel}d_n) \exp\left(-j\omega d_n \sqrt{\frac{\rho_n}{G_{n\parallel}}}\right) \quad (2)$$

beschrieben, wobei d_n die Lagendicke, ω die Kreisfrequenz der Welle, ρ_n die Massendichte, $\alpha_{n\parallel}$ die Dämpfungskonstante und $G_{n\parallel}$ der Schubmodul sind. Die Ausbreitung einer senkrecht zur Faserrichtung polarisierten Welle unterscheidet sich davon nur durch den Index \perp anstelle von \parallel , weil nur die Dämpfungskonstante und der Schubmodul durch die Faserrichtung beeinflusst werden. Die beiden nach Gleichung (2) berechneten Faktoren werden zur Matrix

$$\bar{P}_n = \begin{pmatrix} P_{n\parallel} & 0 \\ 0 & P_{n\perp} \end{pmatrix} \quad (3)$$

zusammengesetzt, um beide Teilwellen innerhalb einer Lage zu beschreiben.

Die Ausbreitung der Transversalwellen im gesamten Laminat wird durch das Produkt der Matrizen aus Gleichungen (1) und (3) berechnet. In Reflexionsanordnung würde ein $[0^\circ/90^\circ]$ Laminat durch

$$\begin{aligned} \bar{L}_{[0^\circ/90^\circ]} &= \bar{P}_{0^\circ} \bar{I}_{90^\circ,0^\circ} \bar{P}_{90^\circ} \bar{P}_{90^\circ} \bar{I}_{0^\circ,90^\circ} \bar{P}_{0^\circ} \\ &= \begin{pmatrix} P_{0^\circ\parallel}^2 & P_{90^\circ\perp}^2 & 0 \\ 0 & P_{90^\circ\parallel}^2 & P_{0^\circ\perp}^2 \end{pmatrix} \end{aligned} \quad (4)$$

repräsentiert. Alle für die Modellierung relevanten Eigenschaften des Materials sind in dieser 2x2-Matrix enthalten. Zur Darstellung der Grenzfläche zwischen Prüfkopf und Laminat werden Interferenzmatrizen verwendet, die eingeschallte Amplitude A_{in} ist eine komplexe Zahl. Die empfangenen Amplituden A_{\parallel} parallel und A_{\perp} senkrecht zur Polarisationsrichtung des Prüfkopfs sind dann

$$\begin{pmatrix} A_{\parallel} \\ A_{\perp} \end{pmatrix} = \bar{I}_{0^\circ,\theta} \bar{L}_{[0^\circ/90^\circ]} \bar{I}_{\theta,0^\circ} \begin{pmatrix} A_{in} \\ 0 \end{pmatrix}, \quad (5)$$

wobei θ der Winkel zwischen Polarisationsrichtung des Prüfkopfs und Faserrichtung der obersten Lage ist. Da von Transversalwellenprüfköpfen üblicherweise nur die parallel zu ihrer Polarisationsrichtung polarisierten Signale empfangen werden können, ist die gemessene Amplitude

$$A_{\parallel} = (P_{0^\circ\parallel}^2 P_{90^\circ\perp}^2 \cos^2 \theta + P_{90^\circ\parallel}^2 P_{0^\circ\perp}^2 \sin^2 \theta) A_{in} \quad (6)$$

bzw. für den Fall dass $P_{0^\circ\parallel} = P_{90^\circ\parallel}$ und $P_{0^\circ\perp} = P_{90^\circ\perp}$, z. B. bei gleicher Lagendicke und gleichem Material,

$$A_{\parallel} = P_{\parallel}^2 P_{\perp}^2 A_{in}. \quad (7)$$

Der Ausdruck in Gleichung (7) ist unabhängig von der Ausrichtung des Prüfkopfs, so dass dieses Laminat während der Messung isotrop erscheint. Setzt man dieses Laminat einer zyklischen Belastung parallel zu den 0° -Fasern aus, so würden in der 90° -Lage Mikrorisse parallel zu den Fasern und senkrecht zur Lagenoberfläche entstehen. Simulationen haben gezeigt, dass diese Mikrorisse unter anderem zu einer Reduktion des Schubmoduls $G_{90^\circ\perp}$ führen [6]. Daraus resultiert eine Änderung von $P_{90^\circ\perp}$, so dass nicht mehr Gleichung (7), sondern nur noch Gleichung (6) gilt.

In Abbildung 1 sind die nach Gleichung (6) für eine Reduktion von $G_{90^\circ\perp}$ um 20% berechneten Kurven für Amplitude und Phase dargestellt. Die genutzten Schubmoduln und Dämpfungen sind in Tabelle 1 und Tabelle 2 dargestellt, als Dichte ρ wurden $1,5 \text{ g/cm}^3$, als Lagendicke $0,19 \text{ mm}$ und als Frequenz 3 MHz angenommen, da diese den gemessenen Werten aus [17] entsprechen. Die unterbrochene Linie stellt den Fall dar, dass $P_{0^\circ\perp} = P_{90^\circ\perp}$ ist und zeigt eine völlige Unabhängigkeit der simulierten Werte von der Prüfkopfausrichtung, während die Kurven für reduziertes $G_{90^\circ\perp}$ eine Ausrichtungsabhängigkeit zeigen. Dies lässt sich folgendermaßen begründen: An der Grenzfläche zwischen Prüfkopf und Probe wird die eingeschallte Welle in zwei Teilwellen, die parallel und senkrecht zur Faserrichtung der 0° -Lage polarisiert sind, aufgespalten.

Beide Teilwellen durchqueren die 0°-Lage. An der Grenzfläche zur 90°-Lage wird die parallel zur 0°-Faserrichtung polarisierte Teilwelle komplett zur senkrecht zur 90°-Faserrichtung polarisierten Teilwelle (die Hauptdiagonalelemente in Gleichung (1) sind null), analog dazu ist die in der 0°-Lage senkrecht zur Faserrichtung polarisierte Teilwelle in der 90°-Lage parallel zur Faser orientiert. Das Gleiche passiert, wenn die Teilwellen, nachdem sie an der Rückseite der 90°-Lage reflektiert wurden, wieder in die 0°-Lage übergehen. Beide Teilwellen waren, nachdem sie beide Lagen durchquert haben, gleich lange parallel und senkrecht zur Faserrichtung polarisiert und sind damit gleich schnell, so dass es zu keiner Phasenverschiebung und damit auch zu keiner destruktiven Interferenz kommt, wenn sich beide Teilwellen im Prüfkopf wieder überlagern. Daher ist die gemessene Phase in diesem Fall unabhängig von der Prüfkopfausrichtung. Sobald der Schubmodul $G_{90^\circ\perp}$ reduziert wird, ist die senkrecht zur Faserrichtung polarisierte Teilwelle in der 90°-Lage langsamer, was bei einer Prüfkopfausrichtung von 0°, also ausschließlich parallel zur Faserrichtung polarisierter Transversalwelle, dazu führt, dass die Phase geringere Werte annimmt. Bei 90° Prüfkopfausrichtung ändert sich dagegen nichts, weil dann in der 90°-Lage nur parallel zur Faserrichtung polarisierte Teilwellen existieren. Für die Winkel dazwischen interferieren die beiden Teilwellen dagegen, so dass sich der fließende Übergang in den Phasenkurven und das durch destruktive Interferenz erzeugte Minimum bei 45° bzw. 135° in der Amplitudenkurve ergeben.

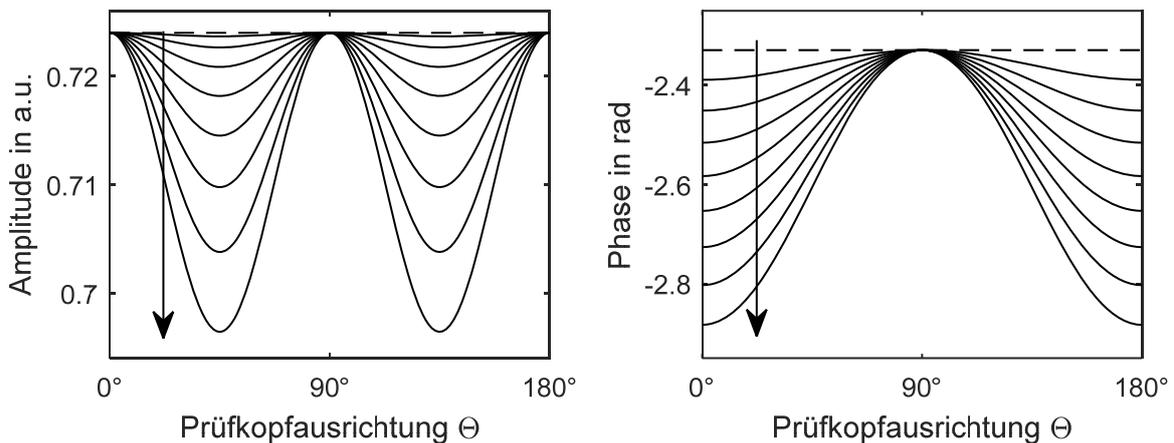


Abbildung 1 Simulierte Phase (oben) und Amplitude (unten) für ein [0°/90°]-Laminat. Der Pfeil zeigt in Richtung abnehmenden Schubmoduls $G_{90^\circ\perp}$.

Tabelle 1: Für Modellierung genutzte Schubmoduln

Schubmoduln	Wert
parallel zur Faserrichtung G_{\parallel}	5,0 GPa
senkrecht zur Faserrichtung in 0°-Lage $G_{0^\circ\perp}$	3,5 GPa
senkrecht zur Faserrichtung in 90°-Lage $G_{90^\circ\perp}$	3,5 – 2,8 GPa

Tabelle 2: Für Modellierung genutzte Dämpfungen

Dämpfungen	Wert
parallel zur Faserrichtung α_{\parallel}	500 m^{-1}
senkrecht zur Faserrichtung α_{\perp}	350 m^{-1}

Versuchsdurchführung

CFK-Ermüdungsproben

Die in diesem Beitrag gezeigten Ergebnisse an ermüdetem CFK entstammen [17], daher wird die Durchführung hier nur grob umrissen. Aus Prepreg-Material (HexPly® M18/1 UD G947, Hexcel) wurden 3,1 mm dicke CFK-Platten mit Lagenaufbau $[0^\circ/45^\circ/-45^\circ/90^\circ]_{2S}$ gemäß Herstellervorgaben gefertigt. GFK/Aluminium-Aufleimer wurden angebracht und die Platten in 25 mm breite und 250 mm lange Streifen gesägt. Die zyklische Belastung wurde an einer servohydraulischen Prüfmaschine (Instron 8502, 100 kN Kraftmessdose) durchgeführt, wobei die Last 477 MPa betrug, also ca. 80% der statischen Bruchlast. Die zyklische Belastung wurde an vordefinierten Zyklenzahlen unterbrochen und die Proben entnommen, um die Doppelbrechungsmessungen durchzuführen.

Doppelbrechungsmessungen

Ein RAM-5000 SNAP Ultraschallgerät (Ritec, Inc, Warwick, RI, USA) mit einem Transversalwellenprüfkopf (K 4 KY, GE Inspection Technologies, Hürth) erzeugten und empfangen die Ultraschallwellen im Reflexionsmodus. Ein Burst mit 3 Schwingungsperioden bei 3 MHz erfüllte den Kompromiss zwischen hoher Genauigkeit bei der Phasenmessung, Prüfkopfbandbreite und hoher Materialdämpfung im CFK am besten. Hochviskoses Koppelmittel (SLC 70, GE Inspection Technologies, Hürth) und eine für diese Messungen angefertigte Messvorrichtung mit Schrittmotor sorgten für reproduzierbare Messbedingungen und die korrekte automatische Einstellung der Prüfkopfausrichtung (Abbildung 2). Der Prüfkopf wurde in $3,6^\circ$ -Schritten gedreht, bei jedem Schritt wurden Phase und Amplitude aufgenommen. Bei den CFK-Ermüdungsproben wurde der Mittelwert aus den Messungen von 5 verschiedenen Positionen auf der Probe gebildet.

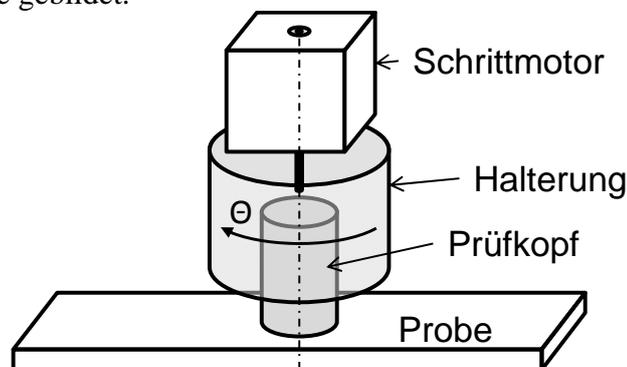


Abbildung 2 Schema der Messvorrichtung für Doppelbrechungsmessungen

Ermittlung der Schubmoduln und Dämpfungen

Um die Abnahme der Schubmoduln bei der Ermüdung von CFK nachzuverfolgen wurden die Messungen mit dem oben beschriebenen Algorithmus modelliert. Dabei wurden die Eingabeparameter der Modellierung variiert, um die modellierten Phasen und Amplituden an die gemessenen Werte anzupassen. Als Ausgangswerte wurden die bereits oben für die Modellierung genutzten Werte angenommen. Der Erkenntnisse aus [18] über die Verteilung der Schädigung auf die einzelnen Faserrichtungen wurden ausgenutzt, so dass die zur Verfügung stehenden Parameter weiter begrenzt werden konnten. Die Steifigkeitsabnahme und Dämpfungszunahme sollte in den 90° -Lagen am größten sein, gefolgt von den daran angrenzenden -45° -Lagen und den 45° . Da in den 0° -Lagen

Faserrichtung und Lastrichtung übereinstimmen; wurden sie als nicht geschädigt betrachtet. Nach Adden [6] würden sich in den geschädigten Lagen nur die G_{\perp} ändern, nicht die G_{\parallel} , was zu einer weiteren Reduktion der zu betrachtenden Variablen führt. Ebenso beeinflussen parallel zur Faser orientierte Risse nur die Dämpfung senkrecht zur Faser polarisierter Transversalwellen, deshalb blieben auch die α_{\parallel} konstant. Diese Annahme wurde in Übereinstimmung mit Erkenntnissen über Transversalwellen in der Geophysik getroffen [19]. Für das verwendete $[0^{\circ}/45^{\circ}/-45^{\circ}/90^{\circ}]_{2S}$ -Laminat blieben damit nur sechs Reelle Zahlen als freie Parameter: die Schubmoduln $G_{\perp 90^{\circ}}$, $G_{\perp -45^{\circ}}$, $G_{\perp 45^{\circ}}$ und Dämpfungen $\alpha_{\perp 90^{\circ}}$, $\alpha_{\perp -45^{\circ}}$, $\alpha_{\perp 45^{\circ}}$ für die Faserrichtungen 90° , -45° und 45° .

Ergebnisse und Diskussion

In Abbildung 3 sind in den oberen beiden Diagrammen die gemessenen Amplituden- und Phasen abhängig vom Prüfkopfwinkel dargestellt. Um den Einfluss von unterschiedlich dicken Koppelmittelfilmen zu minimieren, wurden sowohl simulierte als auch gemessene Phasenkurven vertikal verschoben, so dass das Minimum stets null ist und Laufzeiteffekte ausgeschlossen werden konnten. Die Amplitudenkurven wurden auf ihr jeweiliges Maximum normiert, um Dämpfungseffekte auszuschließen. Für die Messung vor der Ermüdung ist die Phasenkurve nahezu eben, so dass sich das Material isotrop verhält. Die Amplitude zeigt eine leichte Abhängigkeit von der Prüfkopfausrichtung, die auf unterschiedliche Transmissionskoeffizienten für parallel und senkrecht zur Faserrichtung polarisierte Wellen schließen lässt. Mit zunehmender Anzahl Ermüdungszyklen steigt auch die Differenz zwischen Minimum und Maximum in der Phasenkurve. Die Minima verbleiben bei 0° , während sich die Maxima von 90° zu 140° verschieben. In den Amplitudenkurven entsteht bei niedrigen Zyklenzahlen ein Minimum bei 160° und bei höheren Zyklenzahlen zusätzlich ein lokales Minimum bei 40° . Diese Extrema der Amplituden- und Phasenkurven wurden genutzt, um die Übereinstimmung modellierter und gemessener Kurven visuell zu optimieren.

Die in Abbildung 3 unten dargestellten Kurven sind mit dem in Abschnitt „Modellierung akustischer Doppelbrechung“ beschriebenen Algorithmus berechnet worden. Die Eingangsparameter wurden variiert, bis die in Abbildung 3 zu sehende Übereinstimmung zwischen Modellierung und Experiment eintrat. Die Schubmoduln und Dämpfungen, mit denen die Kurven berechnet wurden, werden in Abbildung 4 dargestellt. Der Schubmodul der 90° -Lagen nimmt zu Beginn der Ermüdung rapide ab, um dann nahezu in ein Plateau überzugehen. Ebenso nimmt die Differenz zwischen den Schubmoduln für 45° - und -45° -Faserrichtung zu Beginn schnell zu. Bei den Dämpfungen ist ebenfalls ein rapider Anstieg in der 90° -Faserrichtung zu beobachten. Hier ist die Differenz zwischen 45° und -45° -Faserrichtung deutlich weniger stark ausgeprägt.

Dass die Differenz der Schubmoduln von 45° - und -45° -Faserrichtung so stark ausgeprägt ist, weist auf eine deutlich stärkere Schädigung der -45° -Lagen hin. Dies unterstützt Ergebnisse aus [18], nach denen durch die starke Ausbildung von Matrixrissen in den 90° -Lagen auch die unmittelbar benachbarten Lagen vermehrt Matrixrisse bilden. Die im Vergleich dazu sehr geringe Differenz der Dämpfungen der $\pm 45^{\circ}$ -Lagen dagegen stützt diese Aussage nicht, so dass hier möglicherweise verschiedene Mechanismen für Schubmodulabnahme und Dämpfungszunahme verantwortlich sind.

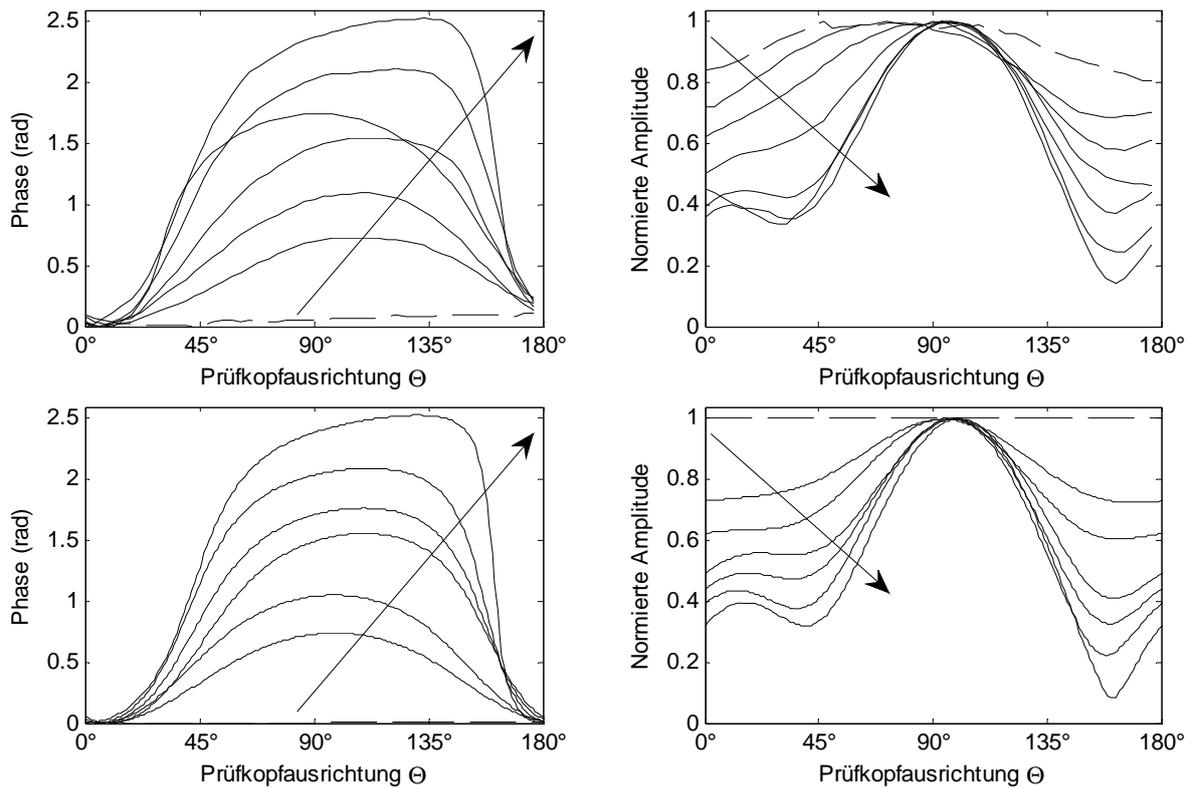


Abbildung 3 Gemessene (oben) und modellierte (unten) Phasen- (links) und Amplitudenkurven (rechts) eines $[0^\circ/45^\circ/-45^\circ/90^\circ]_2S$ CFK-Laminats nach 50, 150, 500, 1200, 1800, 2500, 3700 und 5200 Lastzyklen. Die gestrichelten Kurven geben die Messung vor der Ermüdung wieder. Nach [17]

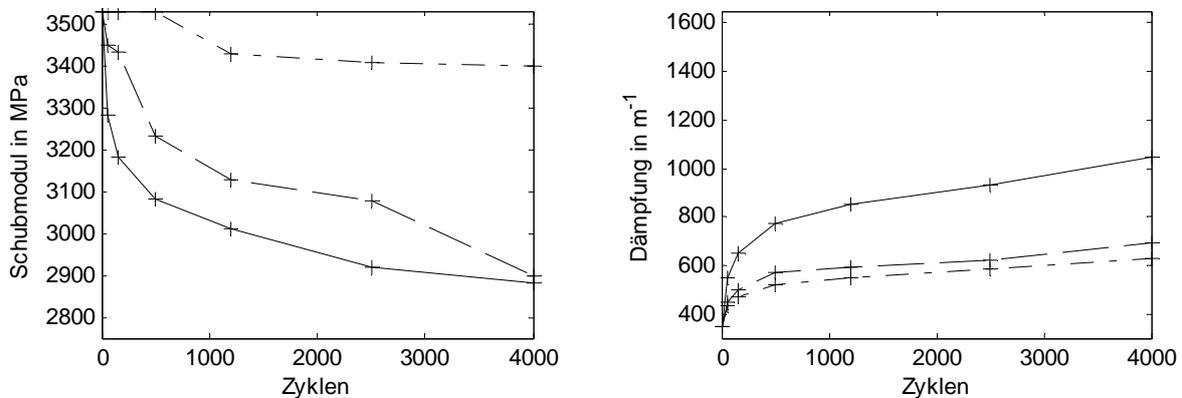


Abbildung 4 Schubmodul (links) und Dämpfungen (rechts) für 90° - (durchgezogene Linie), -45° - (gestrichelt) und 45° - Faserrichtung (strich-punktiert), mit denen die in Abbildung 3 unten dargestellten Kurven modelliert wurden. Nach [17]

Zusammenfassung und Ausblick

Die Methode „Akustische Doppelbrechung“ wurde zur Nachverfolgung der Schädigung von laminiertem CFK unter zyklischer Zugbelastung eingesetzt. Schubmodul und Dämpfungen konnten durch Vergleich modellierter und gemessener Daten für alle nicht parallel zur Lastrichtung verlaufenden Faserrichtungen ermittelt werden.

Das zur Modellierung der Doppelbrechung genutzte Bild bietet deutliches Potential für Verbesserungen. Zum einen kann die Berücksichtigung von Reflektionen an den Lagendicken weitere Erkenntnisse liefern, zum anderen wäre eine Inversion des Modells hilfreich, um nicht mehr auf das Anpassen von modellierten Kurven an gemessene Kurven angewiesen zu sein.

Danksagung

Die Autoren danken der Deutschen Forschungsgemeinschaft e. V. für die Bereitstellung des Ultraschallgeräts Ritec RAM-5000 SNAP im Rahmen des Projekts BU 624/28-1.

Referenzen

- [1] CROSSMAN, F. W. ; WANG, A. S. D.: The dependence of transverse cracking and delamination on ply thickness in graphite/epoxy laminates. In: REIFSNIDER, K. L. (ed.): *Damage in composite materials, ASTM STP 775* : American Society for Testing and Materials, 1982, pp. 118–139
- [2] CHAREWICZ, A. ; DANIEL, I. M.: Damage mechanisms and accumulation in graphite/epoxy laminates. In: HAHN, H. T. (ed.): *Composite Materials: Fatigue and Fracture, ASTM STP 907*. Philadelphia, 1986 — ISBN 978-0-8031-0470-9, pp. 274–297
- [3] NAIRN, J. A. ; HU, S.: The initiation and growth of delaminations induced by matrix microcracks in laminated composites. In: *International Journal of Fracture* vol. 57 (1992), pp. 1–24. — theorie entstehung delaminationen aus matrix cracks
- [4] TONG, J: Characteristics of fatigue crack growth in GFRP laminates. In: *International Journal of Fatigue* vol. 24 (2002), pp. 291–297
- [5] YOKOZEKI, TOMOHIRO ; AOKI, TAKAHIRA ; OGASAWARA, TOSHIO ; ISHIKAWA, TAKASHI: Effects of layup angle and ply thickness on matrix crack interaction in contiguous plies of composite laminates. In: *Composites Part A* vol. 36 (2005), Nr. 9, pp. 1229–1235
- [6] ADDEN, STEPHAN ; HORST, PETER: Stiffness degradation under fatigue in multiaxially loaded non-crimped-fabrics. In: *International Journal of Fatigue* vol. 32, Elsevier Ltd (2010), Nr. 1, pp. 108–122
- [7] GAGEL, ANDREAS ; LANGE, DIRK ; SCHULTE, KARL: On the relation between crack densities, stiffness degradation, and surface temperature distribution of tensile fatigue loaded glass-fibre non-crimp-fabric reinforced epoxy. In: *Composites Part A* vol. 37 (2006), Nr. 2, pp. 222–228
- [8] REIFSNIDER, KENNETH: Fatigue behavior of composite materials. In: *International Journal of Fracture* vol. 16 (1980), Nr. 6, pp. 563–583
- [9] BÖHM, R. ; HUFENBACH, W.: Experimentally based strategy for damage analysis of textile-reinforced composites under static loading. In: *Composites Science and Technology* vol. 70, Elsevier Ltd (2010), Nr. 9, pp. 1330–1337
- [10] SEALE, MICHAEL D. ; SMITH, BARRY T. ; PROSSER, W. H.: Lamb wave assessment of fatigue and thermal damage in composites. In: *The Journal of the Acoustical Society of America* vol. 103 (1998), Nr. 5, pp. 2416–2424
- [11] RHEINFURTH, MARTIN ; KOSMANN, NILS ; SAUER, DOROTHEE ; BUSSE, GERD ; SCHULTE, KARL: Lamb waves for non-contact fatigue state evaluation of composites under various mechanical loading conditions. In: *Composites Part A* vol. 43, Elsevier Ltd (2012), Nr. 8, pp. 1203–1211
- [12] DEMTRÖDER, W: *Experimentalphysik 2: Elektrizität und Optik*. 5. Auflage. ed. : Springer Berlin Heidelberg, 2009 — ISBN 978-3-540-68210-3
- [13] FISCHER, BRENT A. ; HSU, DAVID K.: Application of shear waves for composite laminate characterization. In: THOMPSON, D. O. ; CHIMENTI, D. E. (eds.) *Review of Progress in Quantitative Nondestructive Evaluation* vol. 15, Plenum press (1996), pp. 1191–1198
- [14] HSU, DAVID K. ; IM, KWANG-HEE ; CHO, YOUNG-TAE ; PARK, JAE-WOUNG ; SIM, JAE-KI ; YANG, IN-YOUNG: Characterization of CFRP Laminates ' Layups Using Through-Transmitting Ultrasound Waves. In: *KSME International Journal* vol. 16, Springer (2002), Nr. 3, pp. 292–301
- [15] VARADAN, V V ; YANG, S K ; VARADAN, V K: Rotation of Elastic Shear Waves in Laminated , Structurally Chiral Composites. In: *Journal of Sound and Vibration* vol. 159 (1992), Nr. 3, pp. 403–420
- [16] SOLODOV, IGOR ; PFLEIDERER, KLAUS ; DÖRING, DANIEL ; BUSSE, GERD: Nondestructive Evaluation of Anisotropy in Composite Materials Via Acoustic Birefringence. In: *Research in Nondestructive Evaluation* vol. 19 (2008), Nr. 3, pp. 129–143
- [17] RHEINFURTH, MARTIN ; FEY, PETER ; ALLINGER, SEBASTIAN ; BUSSE, GERHARD: Ultrasonic birefringence as a measure of mechanically induced fatigue damage in laminated composites. In: *International Journal of Fatigue* vol. 48, Elsevier Ltd (2013), pp. 80–89
- [18] OGIHARA, SHINJI ; TAKEDA, NOBUO ; KOBAYASHI, SATOSHI ; KOBAYASHI, AKIRA: Effects of stacking sequence on microscopic fatigue damage development in quasi-isotropic CFRP laminates with interlaminar-toughened layers. In: *Composites Science and Technology* vol. 59 (1999), Nr. 9, pp. 1387–1398
- [19] HUDSON, J. A.: Overall properties of a cracked solid. In: *Math. Proc. Camb. Phil. Soc.* vol. 88 (1975), pp. 371–384