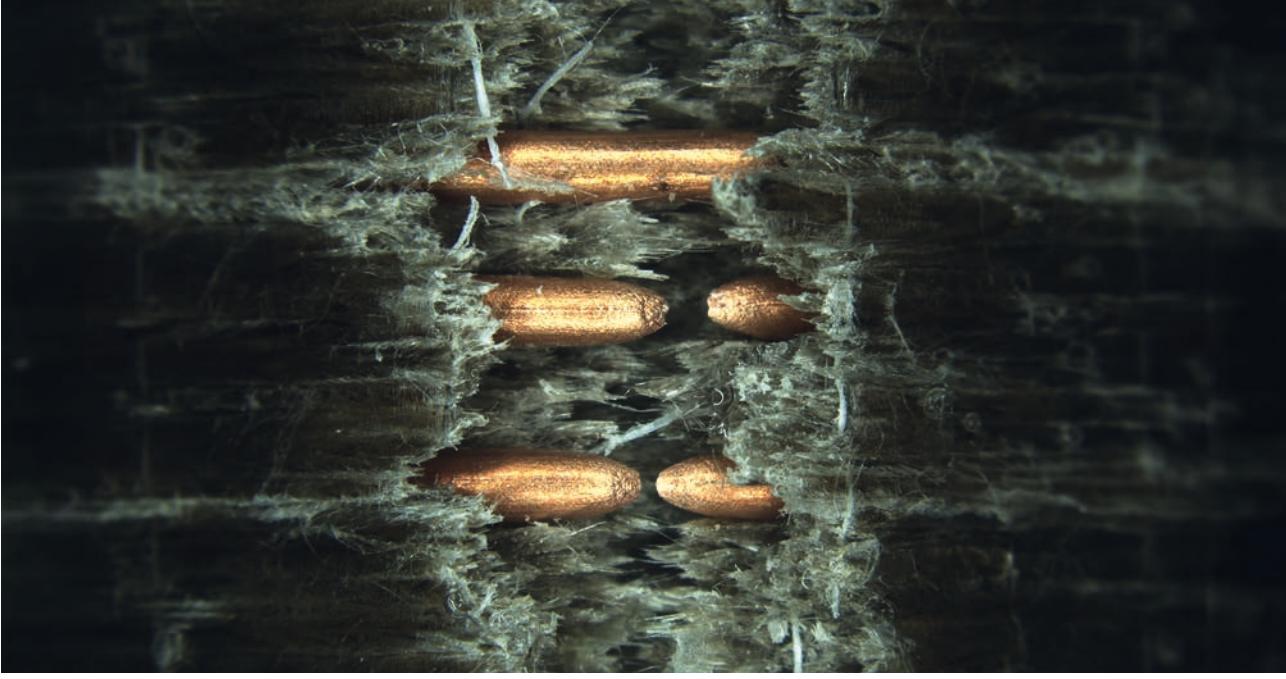

FAU Forschungen, Reihe B, Medizin, Naturwissenschaft, Technik 46

Philipp Baron

Entwicklung eines mechano-elektrischen Sensorelements zur strukturellen Bauteilüberwachung von Naturfaserverbundwerkstoffen mittels hochfrequenter Wechselströme

FAU University Press

Philipp Baron

Entwicklung eines mechano-elektrischen Sensorelements zur strukturellen Bauteilüberwachung von Naturfaserverbundwerkstoffen mittels hochfrequenter Wechselströme

FAU Forschungen, Reihe B
Medizin, Naturwissenschaft, Technik
Band 46

Herausgeber der Reihe:
Wissenschaftlicher Beirat der FAU University Press

Philipp Baron

Entwicklung eines mechano-elektrischen Sensorelements zur strukturellen Bauteilüberwachung von Naturfaserverbundwerkstoffen mittels hochfrequenter Wechselströme

Erlangen
FAU University Press
2024

Bibliografische Information der Deutschen Nationalbibliothek:
Die Deutsche Nationalbibliothek verzeichnet diese Publikation in der Deutschen Nationalbibliografie; detaillierte bibliografische Daten sind im Internet über http://dnb.d-nb.de abrufbar.

Kontakt: Philipp Baron, Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg (ROR https://ror.org/00f7hpc57), ORCID: 0000-0002-2491-7142

Bitte zitieren als
Baron, Philipp. 2024. *Entwicklung eines mechano-elektrischen Sensorelements zur strukturellen Bauteilüberwachung von Naturfaserverbundwerkstoffen mittels hochfrequenter Wechselströme.* FAU Forschungen, Reihe B, Medizin, Naturwissenschaft, Technik Band 46. Erlangen: FAU University Press. DOI: 10.25593/978-3-96147-786-9.

Das Werk, einschließlich seiner Teile, ist urheberrechtlich geschützt.
Die Rechte an allen Inhalten liegen bei ihren jeweiligen Autoren.
Sie sind nutzbar unter der Creative-Commons-Lizenz BY.

Der vollständige Inhalt des Buchs ist als PDF über OPEN FAU
der Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg abrufbar:
https://open.fau.de/home

Verlag und Auslieferung:
FAU University Press, Universitätsstraße 4, 91054 Erlangen

Druck: docupoint GmbH

ISBN: 978-3-96147-785-2 (Druckausgabe)
eISBN: 978-3-96147-786-9 (Online-Ausgabe)
ISSN: 2198-8102
DOI: 10.25593/978-3-96147-786-9

Entwicklung eines mechano-elektrischen Sensorelements zur strukturellen Bauteilüberwachung von Naturfaserverbundwerkstoffen mittels hochfrequenter Wechselströme

Der Technischen Fakultät
der Friedrich-Alexander-Universität
Erlangen-Nürnberg
zur

Erlangung des Doktorgrades
Doktor der Ingenieurwissenschaften
Dr.-Ing.

vorgelegt von

Philipp Baron

aus Flörsheim am Main

Als Dissertation genehmigt
von der Technischen Fakultät
der Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg

Tag der mündlichen Prüfung: 30.07.2024

Gutachter: Prof. Dr.-Ing. Georg Fischer
Prof. Dr.-Ing. Armin Wittmann
Prof. Dr.-Ing. Bernhard Schmauß

Kurzfassung

Naturfaserwerkstoffen wird aufgrund ihrer hohen Umweltverträglichkeit ein stetig größer werdendes Interesse in Industrie und Forschung zuteil. Der Verbundwerkstoff aus nachwachsenden Pflanzenfasern bietet neben geringen Kosten ein hohes Leichtbaupotential, was die Verwendung unter anderem im Automobilbau begünstigt. Aufgrund schwankender Festigkeitseigenschaften durch ungleichmäßiges Pflanzenwachstum ist eine Überwachung des mechanischen Verschleißzustandes von tragenden Strukturen aus Naturfaserwerkstoff unabdingbar.

In dieser Arbeit wird ein neuartiges Sensorelement vorgestellt, das die strukturelle Integrität von Naturfaserwerkstoffen mithilfe von hochfrequenten Wechselströmen in-situ überwacht. Mechanisch-dynamisch belastete Leiterwerkstoffe entwickeln eine charakteristische Oberflächenrauheit, welche in Wechselwirkung mit hochfrequenten Wechselströmen eine Bestimmung des Verschleißzustandes ermöglicht. Integriert in Naturfaserwerkstoffe sollen diese Leiter homogene und inhomogene Schädigungen detektieren.

Diese Arbeit ist in vier Hauptbereiche gegliedert. Zunächst werden Ursachen und Einflussfaktoren für die Rauheitsausbildung auf Leiterwerkstoffen für die Wahl des Sensormaterials beschrieben. Alle relevanten Belastungsarten führen aufgrund von Materialextrusion durch plastische Verformung an der Leiteroberfläche zu einer Rauheitsausbildung. Weiterhin wird gezeigt, dass die Rauheit monoton, aber nicht linear über die Lebensdauer ansteigt, was eine Verschleißerkennung ermöglich. Ein Vergleich verschiedener Leiterwerkstoffe zeigt, dass Kupfer aufgrund seines mechanischen Schädigungsverhaltens sowie ökonomischer Aspekte die besten Eigenschaften für die Verwendung als elektromechanisches Sensorelement besitzt. Im zweiten Teil der Arbeit wird das Schädigungsverhalten von starren und verlitzten nicht-impedanzkontrollierten Leitungen mit hochfrequenten Wechselströmen vorgestellt. Das Ziel ist die Auswahl einer geeigneten Sensorarchitektur sowie die Untersuchung des elektrischen Schädigungsverhaltens von Leiterpaaren ohne definierten Wellenwiderstand. Es wird gezeigt, dass eine Abschätzung des Verschleißzustandes mithilfe der aus vorherigen Arbeiten bekannten HF-Messtechnik für starre Leitungen ohne definierten Wellenwiderstand möglich ist, da diese eine konstante Änderung der Dämpfung über den mechanischen Verschleiß aufweisen. Grund dieser Dämpfungszunahme ist die Wechselwirkung hochfrequenter Wechselströme mit der Oberflächenrauheit des Kupferleiters. Verlitzte

Leitungen zeigen wegen Ablösungen der Litzen vom Kunststoffmantel keine konstante Änderung der HF-Eigenschaften, wodurch eine Lebensdauervorhersage erschwert ist. Für das Sensorelement werden deshalb starre Kupferleiter verwendet. Im dritten Teil der Arbeit folgt die Bestimmung der komplexwertigen relativen Permittivität des verwendeten Naturfaserwerkstoffs zur impedanzkontrollierten Auslegung des Sensorelements in Hinblick auf die verwendete Messtechnik. Abschließend wird der Funktionsnachweis des neuartigen Sensorelements präsentiert. Es stellt sich heraus, dass nicht die Oberflächenrauheit allein, sondern hauptsächlich eine Delamination des Sensorelements aufgrund homogener Schädigung zur Änderungen von Dämpfung und Phase führt. Diese Delamination resultiert in einen Luftspalt, welcher zur lokalen Abnahme der effektiven Permittivität und damit zur Änderung der Ausbreitung des Signals führt. Es ist möglich, homogene und inhomogene Beschädigungen mithilfe des neuartigen Sensorelements zu detektieren.

Abstract

Natural fiber materials are attracting increasing interest in industry and scientific research due to their high environmental compatibility. The composite material made from renewable plant fibers offers low cost and a high potential for lightweight construction, which favors its application in automotive engineering, among other areas. Due to fluctuating strength properties caused by irregular plant growth, it is essential to monitor the mechanical wear status of load-bearing structures made of natural fiber material.

In this thesis, a new sensor element is presented that monitors the structural integrity of natural fiber materials in-situ using high-frequency alternating currents. Mechanically and dynamically loaded conductor materials develop a characteristic surface roughness which, in interaction with high-frequency alternating currents, allow the wear condition to be determined. Integrated in natural fiber materials, these conductors should detect homogeneous and inhomogeneous damage.

This work is divided into four main areas. Firstly, the causes and influencing factors for the formation of roughness on conductor materials are described to determine the choice of sensor material. All relevant load types lead to roughness formation due to material extrusion by plastic deformation on the conductor surface. It is also shown that the roughness increases monotonically but not linearly over the service life, which makes it possible to detect wear. A comparison of different conductor materials shows that copper has the best properties for use as an electromechanical sensor element due to its mechanical damage behavior and economic aspects. In the second part of the thesis, the damage behavior of solid and stranded non-impedance-controlled conductors with high-frequency alternating currents is presented. The aim is to select a suitable sensor architecture and to investigate the electrical damage behavior of conductor pairs without defined characteristic impedance. It is shown that an estimation of the wear condition is possible using the RF measurement technology known from previous works on solid conductors without a defined characteristic impedance, as these exhibit a constant change in attenuation over the mechanical wear. The reason for this increase in attenuation is the interaction of high-frequency alternating currents with the surface roughness of the copper conductor. Stranded cables do not show a constant change in RF properties due to detachment of the strands from the plastic jacket, which makes it difficult to predict service life. Rigid copper conductors are

therefore used for the sensor element. In the third part of the work, the relative permittivity of the natural fiber composite used is determined to allow impedance-controlled design of the sensor element regarding the measurement technology used. Finally, the functional verification of the new sensing element is presented. It turns out that it is not the surface roughness alone, but primarily a delamination of the sensing element due to homogeneous damage that leads to changes in attenuation and phase. This delamination results in an air gap, which causes a local decrease in effective permittivity and thus a change in the propagation of signal. In summary, it can be concluded that the novel sensor technology can be used to detect homogeneous and inhomogeneous defects in natural fiber materials using high-frequency alternating currents.

Author‘s Statement

Teile der vorliegenden Dissertation wurden vorab in wissenschaftlichen Zeitschriften veröffentlicht. Die betroffenen Inhalte wie Grafiken und Tabellen sind entsprechend kenntlich gemacht. Außerdem wird zu Beginn jedes Kapitels auf bereits publizierte Inhalte hingewiesen. Eine Übersicht aller eigenen Veröffentlichungen ist in Anhang o dieser Arbeit aufgeführt. In ihrer Funktion als wissenschaftliche Betreuer seitens der Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg, sowie seitens der Hochschule Trier sind Prof. Dr.-Ing. Georg Fischer, respektive Prof. Dr.-Ing. Armin Wittmann sowie Prof. Dr.-Ing. Klaus Peter Koch als Co-Autoren der Publikationen aufgeführt. Für alle weiteren Autoren sind inhaltliche Beiträge zu den jeweiligen Publikationen nachfolgend abgegrenzt:

- P. Baron, P. Lenz, K. P. Koch, A. Wittmann, und G. Fischer, “Dielectric properties of unidirectional and biaxial flax/epoxy composites at frequencies up to 1 GHz”, Materials Today Communications, vol. 36, p. 106656, 2023, doi: 10.1016/j.mtcomm.2023.106656: Alle Inhalte vom Autor dieser Dissertation außer Auslegung Plattenkondensator, Autor ist Verfasser des Textes.

- P. Lenz, P. Baron, A. Wittmann, und G. Fischer, “Wear-Induced Attenuation on Transmission Lines and Their Causes”, Transactions on Electrical and Electronic Materials, Springer, 2022, doi: 10.1007/s42341-022-00423-7: Inhalte zur Theorie des Euler-Bernoulli Balken und Theorie der Proportionalität zwischen Rauheit und Durchmesser der Leitung.

- M. Schomer, P. Baron, P. Lenz und A. Wittmann, “Der Blick ins Innere von Kupferleitern”, Draht, 06/2022, 2022: Alle Inhalte vom Autor dieser Dissertation außer metallographische Aufnahme/ Schleif-, Polier- und Ätzrezept, Autor ist Verfasser des Textes.

- P. Baron, P. Lenz, M. Schomer, K. P. Koch, A. Wittmann und G. Fischer, “Surface roughness and its structural orientation caused by internal microstructural changes in mechanically stressed copper conductors”, Journal of Materials Science, Springer, 2022, doi: 10.1007/s10853-022-07579-w: Alle Inhalte vom Autor dieser Dissertation außer Methodik zum angular power spectrum/ Datenerhebung und graphische Auswertung von Rauheit und Intensität über Zyklenzahl, Methodik und

Interpretation der gezeigten Ergebnisse vom Autor dieser Dissertation, Datenerhebung zu 70 %, Autor ist Verfasser des Textes.

- P. Baron, P. Lenz, A. Wittmann und G. Fischer, "Oberflächenrauheit bei mechanisch belasteten Kupferleitern", Kupfersymposium 2021, Deutsches Kupferinstitut, Hrsg., Jena: Idee zum Poster zusammen mit Lenz, Theorie, Aufnahmen der Oberflächenrauheit, Interpretation der gezeigten Ergebnisse vom Autor dieser Dissertation, Autor ist Verfasser des Textes.

- P. Baron, P. Lenz, A. Wittmann und G. Fischer, "Verschleißerkennung bei Kupferleitern", Draht, 03/2021, 38-39, 2021: Idee zum Paper zusammen mit Lenz (Baron 70 %, Lenz 30 %), Alle Inhalte vom Autor dieser Dissertation außer Profilkurve und Linienrauheit, Autor ist Verfasser des Textes.

- P. Baron, P. Lenz, A. Wittmann und G. Fischer, "Integrity-sensing based on surface roughness of copper conductors for future use in natural fiber composites", IEEE Sens. Lett., 2021, doi: 10.1109/LSENS.2021.3061143: Idee zum Paper zusammen mit Lenz (Baron 70 %, Lenz 30 %), alle Inhalte vom Autor dieser Dissertation außer Normenrecherche/ Methodik dynamischen Lebensdauer Kupferleiter und HF-Anwendung, Interpretation der gezeigten Ergebnisse vom Autor dieser Dissertation, Autor ist Verfasser des Textes.

- P. Baron, A. Wittmann, "Kantenschutz für Lebensdauerverlängerung von Schleppkettenleitungen", In: Draht 06/2023 (06/2023), 33-34: Idee zum Paper zusammen mit Wittmann (Baron 50 %, Wittmann 50 %), alle Inhalte vom Autor dieser Dissertation außer Kostenrechnung, Autor ist Verfasser des Textes.

Abkürzungsverzeichnis

AE	Acoustic Emission
Al	Aluminium
BD	bidirektional
Cr	Chrom
Cu	Kupfer
Cu-ETP	Elektrolytkupfer (Electrolytic Tough Pitch Copper)
Cu-OF	Sauerstofffreies Kupfer (Oxygen-free Copper)
CT	Computertomografie
DTF	Distance-to-Fault
EoL	End-of-life
FBG	Fiber-Bragg-Grating
FKV	Faser-Kunststoff-Verbund
HF	Hochfrequenztechnik
IACS	International Annealed Copper Standard
kfz	kubisch-flächenzentriertes Gitter
krz	kubisch-raumzentriertes Gitter
Mg	Magnesium
Mio.	Millionen
Mn	Mangan
NDT	non-destructive testing
NFK	Naturfaserverstärkter Kunststoff
Ni	Nickel
PCB	Printed Circuit Board
PLA	Polylactide
POM	Polyoxymethylene
PTFE	Polytetrafluorethylen

PVC	Polyvinylchlorid
REM	Rasterelektronenmikroskop
R_m	Zugfestigkeit
$R_{po,2}$	0,2 % Dehngrenze
Sa	Samples
SHM	Structural Health Monitoring
Si	Silizium
SiC	Siliziumkarbid
TDR	Time Domain Reflectometry
TEM	Transversalelektromagnetische (Welle)
UD	unidirektional

Symbolverzeichnis

$\sigma_{\perp}^{-}$	Querdruck-Beanspruchung
$\sigma_{\perp}^{+}$	Querzug-Beanspruchung
$\tau_{\perp\parallel}$	Quer-Längs-Schubbeanspruchung
$\tau_{\perp\perp}$	Quer-Quer-Schubbeanspruchung
C'	Kapazitätsbelag
dB	Dezibel
$E_{\parallel}$	Elastizitätsmodul unidirektionales Gelege
$E_{f\parallel}$	Elastizitätsmodul Faser
E_m	Elastizitätsmodul Matrix
G'	Ableitungsbelag
HV	Härte Vickers
L'	Induktivitätsbelag
R'	Widerstandsbelag
α	Dämpfungskonstante
β	Phasenkonstante
$\sigma_{\parallel}$	Mechanische Spannung unidirektionales Gelege
σ_f	Mechanische Spannung Faser
φ	Faservolumenanteil
J	Stromdichte
R_a	Arithmetischer Mittelwert der Profilordinaten
R_q	Quadratischer Mittelwert der Profilordinaten
S_{21}	Vorwärtstransmissionsfaktor
S_q	quadratische Flächenrauheit
Z	Impedanz
Z_L	Leitungswellenwiderstand
γ	Ausbreitungskonstante

δ	Skintiefe
$\varepsilon_{\|\|}$	Dehnung unidirektionales Gelege
ε_0	Elektrische Feldkonstante
ε_f	Dehnung Faser
ε_r	Relative Permittivität
η_0	Freiraumwellenwiderstand, auch ZF oder Z_0
κ	Spezifische Leitfähigkeit
ρ	Spezifischer Widerstand

Inhaltsverzeichnis

Vorwort ..... **xix**

1 Einleitung **1**

1.1 Motivation 1
1.2 Problemstellung und Zielsetzung 2
1.3 Aufbau der Arbeit 4

2 Grundlagen **7**

2.1 Der Leiterwerkstoff Kupfer 7
2.1.1 Gitterstruktur des Leiterwerkstoffs Kupfer 8
2.1.2 Elektrische Eigenschaften des Leiterwerkstoffs Kupfer 8
2.1.3 Mechanische Eigenschaften des Leiterwerkstoffs Kupfer 9
2.2 Faser-Kunststoff-Verbund 11
2.2.1 Faserverstärkte Kunststoffe 12
2.2.2 Naturfaserverbundwerkstoffe 14
2.2.3 Herstellungsverfahren 15
2.2.4 Versagensmechanismen von Faserverbundwerkstoffen 18
2.3 Hochfrequenztechnik 22
2.3.1 Zweitor 22
2.3.2 Streuparameter 23
2.3.3 Leitungstheorie 24
2.3.4 Skin- und Proximity-Effekt 28
2.4 Komplexwertige relative Permittivität 29

3 Stand der Technik: Lebensdauervorhersage mittels hochfrequenter Wechselströme **33**

3.1 Lebensdauervorhersage von mechanisch-dynamisch belasteten Leitungen 33
3.1.1 Mechanisches Schädigungsverhalten von Kabeln und Leitungen 33
3.1.2 Einfluss der Oberflächenrauheit auf die Übertragung von hochfrequenten Wechselströmen 38

3.1.3 Lebensdauervorhersage von mechanisch dynamisch belasteten Leitungen mittels hochfrequenter Wechselströme ... 39
3.2 Komplexwertige relative Permittivität von Naturfaserverbundwerkstoffen ... 43
3.2.1 Komplexwertige relative Permittivität von Flachsfaserverbundwerkstoffen ... 43
3.2.2 Komplexwertige relative Permittivität von weiteren Pflanzenfaserverbundwerkstoffen ... 46
3.3 Sensortechnologien zur mechanischen Überwachung von Naturfaserverbundwerkstoffen ... 47
3.3.1 Akustische Sensorik ... 48
3.3.2 Faseroptische Sensorik ... 49
3.3.3 Piezoelektrische Sensorik ... 50
3.3.4 Weitere Sensortechnologien für Kohle- und Glasfaserverbundwerkstoffe ... 51
3.4 Der Leitungssensor im Vergleich zum Stand der Technik ... 53

4 Mechanisches Schädigungsverhalten von elektrischen Leiterwerkstoffen ... 55

4.1 Methodik zur Analyse des Schädigungsverhaltens ... 55
4.1.1 Probenauswahl für mechanische Belastungsprüfung ... 55
4.1.2 Mechanische Belastungsprüfungen für Leiterwerkstoffe ... 56
4.2 Oberflächenrauheit auf Kupferleitern durch Biegebelastung ... 57
4.3 Ursächliche Faktoren für die Ausbildung von Oberflächenrauheit infolge mechanischer Beanspruchungen ... 59
4.3.1 Metallographie von mechanisch belasteten Kupferleitern ... 59
4.3.2 REM-Untersuchung von mechanisch belasteten Kupferleitern ... 63
4.4 Oberflächenrauheit durch alle relevanten Belastungsarten ... 65
4.5 Ausbildung der Oberflächenrauheit und Strukturausbildung über die mechanische Lebensdauer eines Kupferleiters ... 67
4.5.1 Oberflächenrauheit in Abhängigkeit der mechanischen Alterung ... 67

4.5.2 Strukturausbildung in Abhängigkeit der mechanischen Alterung 69
4.6 Rauheitsausbildung von Leitungen unterschiedlichen Querschnitts 71
4.7 Einfluss von Rekristallisation auf das Schädigungsverhalten 76
4.7.1 Beschreibung der harten und weichen Kupferproben 76
4.7.2 Modifizierte Biegeprüfung nach DIN EN 50396 zur mechanischen Alterung der Kupferproben 78
4.7.3 Oberflächenrauheit durch Biegebelastung 79
4.7.4 Metallographie der harten und weichen Kupferproben 81
4.8 Schädigungsverhalten ausgewählter Kupfer-, Aluminium- und Nickellegierungen 83
4.8.1 Kupferbasislegierungen 85
4.8.2 Aluminiumbasislegierungen 88
4.8.3 Nickelbasislegierungen 92
4.9 Auswahl des Leiterwerkstoffs für die Verwendung als elektromechanisches Sensorelement 96
4.10 Zwischenfazit in Bezug auf die Sensorentwicklung 100

5 HF-Charakterisierung von nicht-impedanzkontrollierten Leitungen über deren mechanische Lebensdauer 103

5.1 Probenauswahl der nicht-impedanzkontrollierte Leitungen 104
5.2 Mechanische und elektrische Prüf- und Messtechnik 105
5.2.1 Mehrfachbiegeanlage mit zwei Rollen 105
5.2.2 Netzwerkanalysator und in-situ Adapter 107
5.2.3 Bestimmung der Impedanz 108
5.2.4 Zugprüfung 109
5.3 Elektrische Charakterisierung der Leitungen 110
5.4 Betrag der Transmission S21 111
5.5 Phasengang der Transmission S21 113
5.6 Optische Analyse des Schädigungsverhaltens 115
5.7 Einfluss der Längung auf die Transmissionseigenschaften 120
5.8 Änderung der effektiven relativen Permittivität 123

5.9 Luftspalt an der Leiteroberfläche 124
5.9.1 Optischer Nachweis Luftspalt 124
5.9.2 Einfluss Luftspalt auf Phase 125
5.10 Diskussion der Messergebnisse 129
5.11 Zwischenfazit in Bezug auf die Sensorentwicklung 134

6 Dielektrische Eigenschaften von Naturfaserverbund-werkstoffen 137

6.1 Proben zur Bestimmung der Dielektrischen Eigenschaften 137
6.2 Elektrische Messtechnik zur Bestimmung der Permittivität 139
6.2.1 Messaufbau für Frequenzbereich 1 kHz bis 200 kHz 139
6.2.2 Messaufbau für Frequenzbereich 1 MHz bis 1 GHz 141
6.3 Mikrostruktur der Naturfaserverbundwerkstoffe 142
6.4 Messergebnisse der relativen komplexen Permittivität 144
6.5 Diskussion der Ergebnisse 148
6.6 Zwischenfazit in Bezug auf die Sensorentwicklung 149

7 Lebensdauervorhersage von Naturfaserverbundwerkstoffen mittels hochfrequenter Wechselströme 151

7.1 Anforderungen an Sensorintegration und Probengeometrie 151
7.1.1 Sensorkonfiguration zur Führung der TEM-Welle 152
7.1.2 Parallelität der Sensorelemente 152
7.1.3 Linearität der Sensorelemente 152
7.1.4 Impedanzanpassung an Messtechnik 153
7.1.5 Kontaktierung des Sensorelements 153
7.1.6 Geometrie des Naturfaserwerkstoff-Prüfkörpers 153
7.2 NFK-Probe mit integriertem Leitungssensor 153
7.3 Mechanische und elektrische Prüftechnik 155
7.3.1 3-Punkt-Biegeversuch 155
7.3.2 Netzwerkanalysator 156
7.4 Elektrische Charakterisierung der Proben 157
7.4.1 Bestimmung der Impedanz 157
7.4.2 Temperatureinfluss 158

7.5 Änderung der HF-Charakteristik über die mechanische Lebensdauer 160
7.5.1 Statischer 3-Punkt Biegeversuch zur inhomogenen Schädigung 160
7.5.2 Dynamischer 3-Punkt-Biegeversuch zur homogenen Schädigung 164
7.5.3 Variation der Ausbreitungskonstante zur Bestimmung relevanter Einflussgrößen 168
7.6 Analyse des Schädigungsverhaltens von Naturfaserwerkstoffen mit integriertem Leitungssensor 170
7.6.1 Schliffbilder 170
7.6.2 Durchleuchtung der Probe 171
7.6.3 µCT-Untersuchung 172
7.6.4 Röntgenuntersuchung 173
7.6.5 Shearographie 174
7.7 Zwischenfazit in Bezug auf die Sensorentwicklung 176

8 Zusammenfassung und Ausblick 179
8.1 Zusammenfassung 179
8.2 Ausblick 182

Literaturverzeichnis 185

Eigene Veröffentlichungen 209

Anhang A: Mechanisches Schädigungsverhalten Leiterwerkstoffe 215
A1 Kurzbeschreibung: Metallographie des Leiterwerkstoffs Cu-ETP 215
A2 Korngrößenbestimmung des Kupferleiters H07V-U 217
A3 Mechanische Eigenschaften des Kupferleiters H07V-U 218
A4 Mechanisches Schädigungsverhalten Kupfer-, Aluminium- und Nickellegierungen. 219

Anhang B: HF-Charakteristik nicht-impedanzkontrollierte Leitungen 229
B1 Messergebnisse YDYp 2x1,5 mm² 229

B2 Messergebnisse OMYP 2x1,5 mm²....233
B3 Messergebnisse Längung YDYp 2x1,5 und OMYP 2x1,5 237
B4 Messergebnisse Lautsprecherkabel 2x1,5 mm²....239
B5 Messergebnis OMYP 2x1,5 mit abweichender Länge 240

Anhang C: Komplexwertige relative Permittivität von Naturfaserwerkstoffen 241

C1 Proben für die Bestimmung der relativen Permittivität....241
C2 Messaufbau Plattenkondensator Frequenzbereich 1 kHz bis 200 kHz....242
C3 Validierung der Messaufbauten mittels PTFE....242

Anhang D: Messergebnisse Leitungssensor 243

D1 Messergebnisse statische Belastung Naturfaserwerkstoff....243
D2 Messergebnisse dynamische Belastung Naturfaserwerkstoff....245

Abbildungsverzeichnis 247

Tabellenverzeichnis....259

Vorwort

Die vorliegende Arbeit entstand im Rahmen einer kooperativen Promotion zwischen der Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg und der Hochschule Trier im durch die Carl-Zeiss-Stiftung geförderten Forschungsprojekt „Intelligente Naturfaserwerkstoffe“ (P2018-03-006).

Besonderer Dank gilt Prof. Dr.-Ing. Georg Fischer vom Lehrstuhl für Technische Elektronik an der Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg für die ausgezeichnete Betreuung während dieser Arbeit. Mein größter Dank gilt Prof. Dr.-Ing. Armin Wittmann von der Hochschule Trier für die Möglichkeit zur Promotion und sein mir entgegengebrachtes Vertrauen sowie die wissenschaftliche Freiheit während meiner Arbeit. Seine Einsatzbereitschaft und Unterstützung während meiner gesamten Promotionszeit haben in erheblichem Maße zum Gelingen beigetragen. Herrn Prof. Dr.-Ing. Bernhard Schmauß danke ich für die Übernahme des Gutachtens. Außerdem möchte ich Prof. Dr.-Ing. Klaus Peter Koch für die wertvolle fachliche Unterstützung danken.

Herrn Dr.-Ing Philipp Lenz danke ich für die anregenden, lehr- und ergebnisreichen Diskussionen sowie die hervorragende Zusammenarbeit bei wissenschaftlichen Publikationen.

Außerdem möchte ich mich bei allen Kollegen und Studierenden des Labors für angewandte Produktionstechnik der Hochschule Trier bedanken, welche mich bei dieser Arbeit unterstützt haben.

Abschließend möchte ich meinen Eltern, Monika und Thomas Baron, herzlich für ihre stetige Unterstützung während meines Studiums danken. Meiner Partnerin Maria Schomer danke ich nicht nur für die inhaltliche Unterstützung, sondern besonders für unzählige aufmunternde Worte, ihr tiefstes Verständnis und ihre große Hilfsbereitschaft.

Trier im Februar 2024

1 Einleitung

1.1 Motivation

Naturfaserwerkstoffen wird aufgrund geringer Kosten, hohem Leichtbaupotential und vor allem wegen der hohen Umweltverträglichkeit ein stetig größer werdendes Interesse in Industrie und Forschung zuteil [1, 2]. Die nachwachsenden Pflanzenfasern verzeichnen infolge ihrer Photosynthese eine negative CO_2-Bilanz [2] und benötigen deutlich weniger Energie in Herstellung und Produktion als herkömmliche Kohle- und Glasfaserverbundwerkstoffe. Daher gewinnen Naturfaserwerkstoffe besonders im Automobilbereich zunehmend an Bedeutung und Interesse [3]. Hier werden die nachwachsenden Pflanzenfasern in Kombination mit Kunststoff für mechanisch wenig beanspruchte Bauteile wie Türinnenverkleidung, Ablagefächer, Armaturenbretter oder zur Schallisolierung verwendet [4, 5]. Auch in der Herstellung von Konsumgütern sowie im Sport- und Freizeitbereich finden Naturfaserwerkstoffe inzwischen Verwendung. So werden neben Snow- und Surfboards auch Koffer, Möbel, Kajaks oder Musikinstrumente aus naturfaserverstärkten Kunststoffen hergestellt.

Zukünftig soll der Pflanzenfaserverbundwerkstoff auch für mechanisch stark beanspruchte Strukturbauteile im Automobilbau eingesetzt werden, um dem anthropogen Klimawandel durch Reduktion von CO_2-Emissionen entgegenzuwirken. Die derzeitige Verwendung des Naturwerkstoffes im Motorsport zur Fertigung von Karosseriebauteilen, wie etwa Stoßstangen, Motorhauben und Kofferraumdeckeln [3, 6], bestätigen das überaus hohe Potenzial. Dennoch erfordert das Material im Hinblick auf seine schwankenden Festigkeitseigenschaften aufgrund des ungleichmäßigen Pflanzenwachstums sowie äußerlich nicht sichtbarer Beschädigungen wie Delaminationen oder Risse eine kontinuierliche Überwachung der strukturellen Integrität [1, 7]. In kritischen Einsatzgebieten birgt ein unvorhersehbares Materialversagen erhebliche Risiken für die Sicherheit der Menschen.

Ein neuartiges elektromechanisches Sensorelement soll den Zustand von Strukturbauteilen durch die Nutzung von hochfrequenten Wechselströmen überwachen. Hierzu werden leitfähige Strukturen, wie z.B. Kupferleiter, in den Naturfaserwerkstoff integriert. Die Erforschung dieses neuartigen Structural Health Monitoring Systems (SHM) zielt besonders auf die Verwendung im Automobilbau ab. Derzeit sind etwa 2,5 Kilometer Kabel in einem Fahrzeug verbaut. Aufgrund der kontinuierlichen Fortschritte im Bereich des autonomen Fahrens ist eine steigende Tendenz zu erwarten.

Mit einem Gewicht von 70 kg ist der Kabelbaum nach dem Motor häufig die zweitschwerste Komponente im Fahrzeug [8]. Die zukünftig für das Sensorelement notwendigen Leitungen sind in jedem Fahrzeug bereits vorhanden. Diese simultane Nutzung ermöglicht eine Sensorüberwachung von Fahrzeugkomponenten ohne Steigerung des Gewichts oder Aufwendung weiterer Ressourcen.

Das neuartige Sensorelement, welches im Kontext dieser Arbeit auch *Leitungssensor* genannt wird, basiert auf bisherigen Forschungsergebnissen zur Lebensdauerbestimmung von Kabeln und Leitungen in bewegten Anwendungen. In vorangegangenen Arbeiten konnte nachgewiesen werden, dass Kupferleiter unter mechanisch-dynamischer Belastung eine ansteigende Oberflächenrauheit ausbilden. Diese charakteristische Oberflächenrauheit kann mithilfe von hochfrequenten Wechselströmen detektiert werden und dient als Lebensdauerindikator [9, 10]. Integriert in den Naturfaserwerkstoff soll das Sensorelement die mechanischen Belastungen, die auf den Verbundwerkstoff wirken, akkumulieren und durch die ansteigende Oberflächenrauheit Auskunft über den Verschleißzustand geben. Das in dieser Arbeit vorgestellte elektromechanische Sensorelement soll die Verwendung von Naturfaserwerkstoffen als zuverlässige Strukturbauteile im Automobilbereich ermöglichen.

1.2 Problemstellung und Zielsetzung

Ziel dieser Arbeit ist die Erforschung eines neuartigen elektromechanischen Sensorelements, das die strukturelle Integrität von Naturfaserwerkstoffen in-situ überwacht. Grundlage für diese Entwicklung sind bisherige Erkenntnisse zur Lebensdauervorhersage von Kabeln und Leitungen unter mechanisch-dynamischer Belastung. Eine ausführliche Vorstellung dieser Ergebnisse folgt in Abschnitt 3.1. Die Lebensdauerüberwachung erfolgt mithilfe von hochfrequenten Wechselströmen und deren Wechselwirkung mit der charakteristischen Oberflächenrauheit auf mechanisch belasteten Leiterwerkstoffen. Um das Ziel der Sensorentwicklung zu erreichen, werden folgende Unterziele definiert.

Zur Verwendung von Leiterwerkstoffen als Sensorelement ist zunächst ein tiefgreifendes Verständnis des mechanisches Schädigungsverhaltens von Kupferleitern notwendig. Hierzu muss die Ausbildung der charakteristischen Oberflächenrauheit durch alle relevanten Belastungsarten untersucht werden. Das Sensorelement soll sowohl homogene als auch inhomogene Beschädigungen aus unterschiedlichen Belastungen detektieren können. Außerdem muss die Ursache der Rauheitsausbildung tiefgreifender

untersucht werden. Dies ist relevant, da die Oberflächenrauheit als relevante Messgröße für die Bewertung des Verschleißzustandes genutzt wird. Darüber hinaus müssen Einflussfaktoren für die Rauheitsausbildung untersucht werden, um eine potenzielle Konditionierung des Sensorelements an variierende Anwendungsgebiete zu ermöglichen. Zu betrachtende Einflussgrößen sind Rekristallisationsglühen, der Leiterquerschnitt und die Beigabe von Legierungselementen. Abschließend ist zu klären, welcher Leiterwerkstoff bestmöglich für die Verwendung als Sensorelement geeignet ist.

Bisherige Lebensdauervorhersagen mithilfe von hochfrequenten Wechselströmen wurden ausschließlich an Leitungen durchgeführt, welche für die Übertragung von HF-Signalen spezifiziert sind. Da eine Integration von leitfähigen Strukturen in den Naturfaserwerkstoff mit dieser Fertigungsgüte schwer zu realisieren ist, muss die Eignung der HF-Messtechnik für nicht-impedanzkontrollierte Leiterarchitekturen untersucht werden. Hierfür soll das elektrische und mechanische Schädigungsverhalten von starren sowie verlitzten Leitungen gegenübergestellt werden.

Zur Impedanzanpassung des Sensorelements ist es notwendig, die dielektrischen Eigenschaften des verwendeten Naturfaserwerkstoffs zu bestimmen. Eine Auslegung der Sensorgeometrie ist notwendig, um Diskontinuitäten zwischen Sensor und der elektrischen Messtechnik zu minimieren. Hierzu soll die komplexwertige relative Permittivität des in dieser Arbeit verwendeten Naturfaserwerkstoffs für verschiedene Gelegeausrichtungen, im für das Sensorelement relevanten Frequenzbereich, bestimmt werden.

Abschließend soll ein Funktionsnachweis des neuartigen Sensorelements zeigen, ob homogene und inhomogene Schädigungen des Naturfaserwerkstoffs detektierbar sind. Der für das Sensorelement identifizierte Leiterwerkstoff wird entsprechend der dielektrischen Eigenschaften des Naturfaserwerkstoffs in den Verbund integriert und mit hochfrequenten Wechselströmen vermessen. Anhand der mechanischen Schädigung der Sensor-Naturfaserwerkstoff Kombination sollen Ursachen für die Änderung der Transmissionseigenschaften gefunden werden.

Die vorliegende Arbeit verfolgt einen multiphysikalischen Ansatz, weshalb Ergebnisse mithilfe von Methoden der Elektrotechnik, Mechanik, Werkstoffkunde und optischen Messtechnik generiert werden.

1.3 Aufbau der Arbeit

Zum besseren Verständnis der im Laufe dieser Arbeit angeführten Inhalte und Ergebnisse, erfolgt in Kapitel 2 zunächst eine Überblicksdarstellung multiphysikalischer Grundlagen. In Kapitel 3 ist der Stand der Technik im Kontext der Erforschung des Leitungssensors dargestellt. Neben den bisherigen Forschungsergebnissen zu dynamisch belasteten Leitungen werden etablierte Sensortechnologien für Naturfaserwerkstoffe vorgestellt. Zusätzlich sind bisherige Ergebnisse der Dielektrizität von Naturfaserwerkstoffen aufgeführt.

Weiterführend und unter Einbeziehung der bereits definierten Zielsetzung ist diese Arbeit in vier Hauptkapitel aufgegliedert, welche in Abbildung 1 grafisch dargestellt sind. Die darauffolgenden Kapitel handeln die Grundlagen für die Auswahl, Integration, Entwicklung und Erprobung des Sensorelements ab.

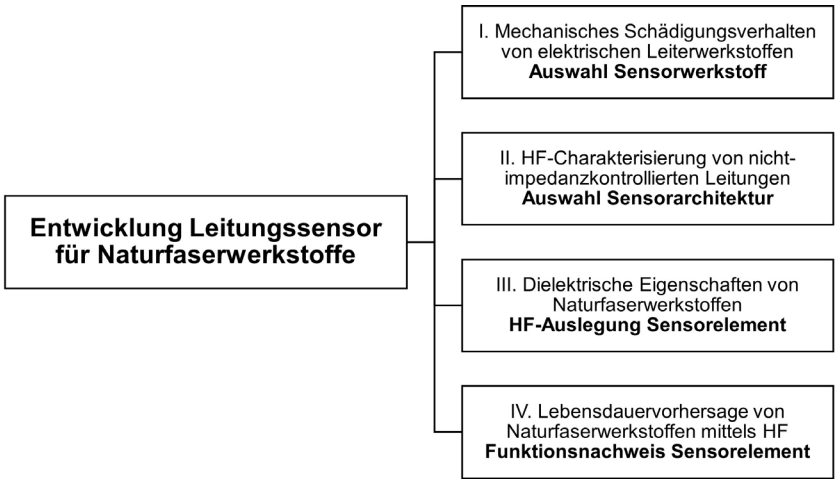

Abbildung 1: Aufbau der Arbeit.

In Kapitel 4 wird das mechanische Schädigungsverhalten von ausgewählten Leiterwerkstoffen mit dem Fokus auf Kupfer beschrieben. Auf Grundlage bisheriger Forschungsergebnisse sind weitere Erkenntnisse zur Ausbildung der charakteristischen Oberflächenrauheit gezeigt. Ziel ist die Ermittlung und Vorstellung des geeigneten Werkstoffs für das Sensorelement.

In Kapitel 5 ist die HF-Charakteristik von nicht-impedanzkontrollierten Leitungen unter mechanische-dynamischer Belastung gezeigt. Es erfolgt ein Vergleich zwischen dem Schädigungsverhalten von starren und

verlitzten Leitung in Paralleldrahtanordnung, wodurch eine Auswahl der Leiterarchitektur für das Sensorelement getroffen wird.

Kapitel 6 beschreibt die Untersuchung der dielektrischen Eigenschaften des in dieser Arbeit verwendeten Naturfaserwerkstoffs zur Auslegung der HF-Eigenschaften des Sensorelements. Hierzu wird die komplexwertige relative Permittivität im für den Leitungssensor relevanten Frequenzbereich untersucht.

Anschließend erfolgt in Kapitel 7 der Funktionsnachweis des Leitungssensors. Hierfür wird im ersten Schritt die Sensorintegration in den Naturfaserwerkstoff unter den relevanten Anforderungen der HF-Messtechnik vorgestellt, sowie im zweiten Schritt anhand von Belastungstests die Änderung der Transmissionseigenschaften, welche durch die Wechselwirkungen zwischen Sensor und Verbundwerkstoff hervorgerufen werden, nachgewiesen. In der abschließenden multiphysikalischen Untersuchung werden Ursachen für die Änderung der HF-Charakteristik aufgrund der mechanischen Belastung gezeigt.

Jedes der vier Hauptkapitel endet mit einem Zwischenfazit, welches die Relevanz der gezeigten Ergebnisse in den Kontext des Leitungssensors einordnet.

2 Grundlagen

Im nachfolgenden Kapitel sind die für das Verständnis dieser Arbeit notwendige Grundlagen vorgestellt. Diese unterstreichen den multiphysikalischen Ansatz, da Methoden der Werkstoffkunde, Mechanik, Elektrotechnik und der optischen Messtechnik vorgestellt werden.

2.1 Der Leiterwerkstoff Kupfer

Der Werkstoff Kupfer spielt in der Menschheitsgeschichte eine entscheidende Rolle. Bereits im 9. Jahrtausend v. Chr. nutzen die Menschen Kupfer um Werkzeuge herzustellen [11]. Ab dem 2. Jahrtausend v. Chr. wurden erstmals Legierungen aus Kupfer, wie z.B. Bronze, aufgrund ihrer besseren Festigkeitseigenschaften verwendet. Spätestens seit Ende des 19. und Beginn des 20. Jahrhunderts, mit der flächendeckenden Nutzung von Elektrizität, ist die Relevanz und auch der Bedarf an Kupfer stetig steigend [12, 13]. Wie in Abbildung 2 gezeigt, ist die Kupfernachfrage in den Jahren zwischen 2012 und 2022 um 27,3 % gestiegen. Auch zukünftig werden Nachfrage und Bedarf an Kupfer aufgrund von Automatisierung und Elektrifizierung des Verkehrswesen einen erheblichen Aufwärtstrend erleben [13, 14]. Verantwortlich hierfür sind die hervorragenden elektrischen und mechanische Eigenschaften des roten Metalls, die nachfolgend genauer beschrieben werden.

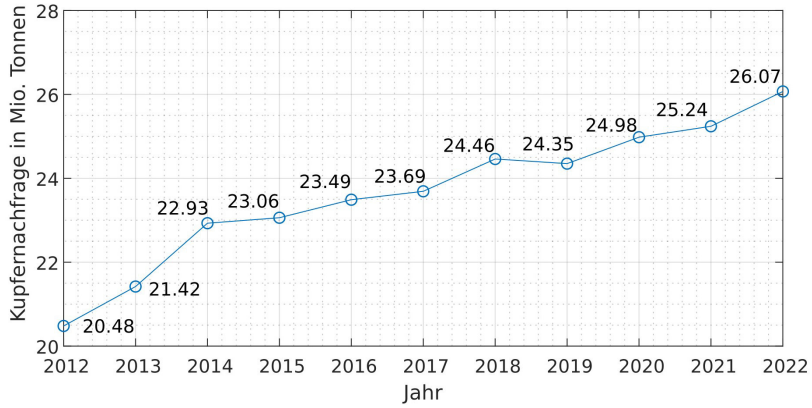

Abbildung 2: Weltweite Kupfernachfrage in Mio. Tonnen; Daten aus [15].

2.1.1 Gitterstruktur des Leiterwerkstoffs Kupfer

Der Leiterwerkstoff Kupfer kristallisiert in einer kubisch-flächenzentrierten Gitterstruktur (kfz-Gitter), welche ursächlich für die gute Umformbarkeit ist [16]. Im Vergleich zum kubisch-raumzentrierten Gittersystem (krz-Gitter) besitzt das kfz-Gitter mit 74 % zu 68 % die höchste Packungsdichte und mit zwölf zu acht die meisten Gleitebenen [12]. In Abbildung 3 sind die kfz (a) und krz (b) Gitterstrukturen gezeigt. Es existieren weitere Gitterstrukturen, welche im Rahmen dieser Arbeit nicht betrachtet werden.

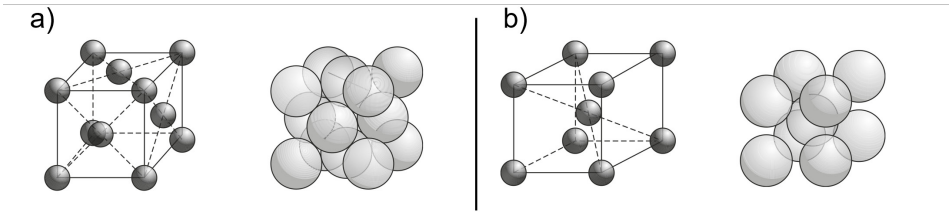

Abbildung 3: Gitterstruktur von kristallinen Strukturen, a) kubisch-flächenzentrierte Gitterstruktur und b) kubisch-raumzentrierte Gitterstruktur; entnommen aus [12].

2.1.2 Elektrische Eigenschaften des Leiterwerkstoffs Kupfer

Die technisch wichtigste Eigenschaft von Kupfer ist die sehr gute elektrische Leitfähigkeit, welche nur von Silber übertroffen wird [16]. Hauptursache für diese Eigenschaft ist, dass Kupfer nur ein Elektron in seiner äußeren Schale hat und somit das Leitungsband nur zur Hälfte gefüllt ist [12]. Der Reinheitsgrad des Werkstoffs ist für die Leitfähigkeit entscheidend, da Fremdatome im Gefüge den Elektronentransport stören [12]. Außerdem besitzt Kupfer eine gute Wärmeleitfähigkeit und ist diamagnetisch [16].

Aufgrund des positiven Normalpotentials von +0,34 V hat Kupfer eine sehr hohe Korrosionsbeständigkeit. Eine sich an der Oberfläche bildende Kupferoxidschicht, die im Laufe der Zeit zu einer Patina übergeht, schützt den Werkstoff zusätzlich [16]. In Abbildung 4 ist die Korrosion der Oberfläche auf Kupferlitzen gezeigt. Die linke Seite der Abbildung zeigt eine Kupferoxidschicht und die rechte Seite eine Patina. Letztere bildet sich, wenn erhöhte Kohlendioxidkonzentrationen oder chloridhaltige Sprühnebel zusammen mit feuchter Luft an der Kupferoberfläche reagieren [17].

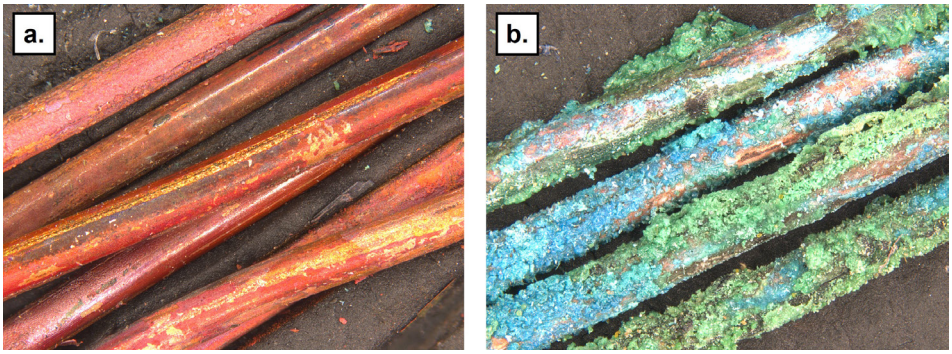

Abbildung 4: Korrosion der Kupferoberfläche, a) Kupferoxid und b) Patina.

Für elektrische Anwendungen, wie z.B. Kabel und Leitungen, wird die durch elektrolytische Raffination hergestellte Legierung Cu-ETP (Werkstoff-Nr.: CW004A) verwendet [16]. Die elektrischen und mechanischen Eigenschaften sowie die genaue Legierungszusammensetzung für Cu-ETP sind in der Norm DIN EN 13601 definiert [18]. Das prozentual größte Legierungselement von Cu-ETP ist Sauerstoff, welches einen geringen Einfluss auf die elektrische Leitfähigkeit hat [12, 19].

2.1.3 Mechanische Eigenschaften des Leiterwerkstoffs Kupfer

Das Nichteisenmetall Kupfer verfügt über ein kfz-Gitter, das für die hohe Duktilität des Werkstoffs verantwortlich ist [19]. Aufgrund dessen eignet sich der Leiterwerkstoff hervorragend zur Herstellung von Kabeln und Leitungen, da große Querschnittsveränderungen beim Drahtziehen möglich sind.

Allgemein sind die Festigkeitseigenschaften stark von der Legierung des Kupferwerkstoffs abhängig. Beliebte Legierungspartner zur Steigerung der Festigkeit sind Silber, Zink, Chrom, Zirkonium, Eisen und Silicium [12]. Reines Kupfer besitzt die geringste Festigkeit, die bereits durch geringe Temperaturerhöhungen weiter gesenkt wird [12]. Diese temperaturbedingte Kristallerholung sorgt dafür, dass die aufgrund von plastischer Verformung eingebrachte Energie in Form von Verzerrungen und Versetzungen im Werkstoff abgebaut werden [12]. Somit werden Festigkeit, Härte, Verformbarkeit und elektrische Leitfähigkeit wieder auf ihren ursprünglichen Zustand zurückgesetzt. Das Rekristallisationsglühen sorgt dafür, dass neue unverzerrte Kristalle im Gefüge entstehen, welche keine Defekte wie Leerstellen oder Versetzungen aufzeigt. In Abbildung 5 ist die sich einstellende Zugfestigkeit R_m von reinem Kupfer in Abhängigkeit der Glühtemperatur

gezeigt. Es ist zu erkennen, dass bei hohen Kaltumformungen bereits unterhalb von 200 °C eine signifikante Abnahme der Zugfestigkeit eintritt [12]. Diese Eigenschaft ist besonders für Kabel und Leitungen mit kleineren Querschnitten relevant, da im Drahtziehprozess eine hohe Umformung stattfindet. Außerdem kann diese Gefügeveränderung einen Einfluss auf das Schädigungsverhalten von Volldrähten und Litzen haben, welches in Abschnitt 4.6 und 4.7 vorgestellt wird.

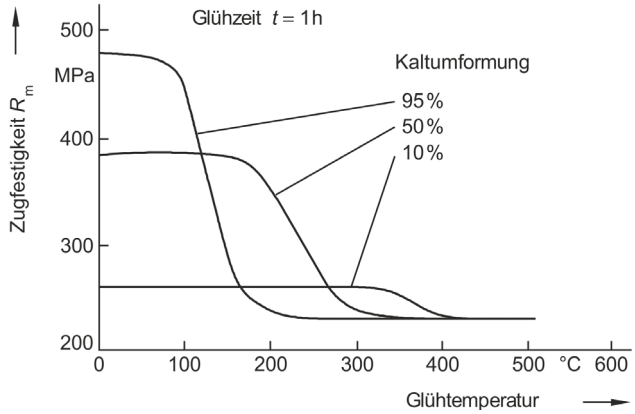

Abbildung 5: Rekristallisationsverhalten von umgeformtem Kupfer in Abhängigkeit der Temperatur; entnommen aus [12].

In nachfolgender Tabelle 1 sind die physikalischen Eigenschaften des Werkstoffs Kupfer zusammengefasst.

Tabelle 1: Physikalische Eigenschaften Kupfer; in Anlehnung an [12, 20].

Mechanische Eigenschaften		**Thermische Eigenschaften**	
R_m in MPa	200 bis 250	Schmelztemp. in °C	1083
$R_{po,2}$ in MPa	40 bis 80	Schmiedetemp. in °C	800 bis 950
E-Modul in GPa	12,5	Rekristallisation in °C	100 bis 300
Dichte in kg/dm³	8,93	**Elektrische Eigenschaften**	
Kristallstruktur	kfz	Elektrische Leitfähigkeit in S/m	(58 bis 59,1) * 10^6
Bruchdehnung	45 %	Wärmeleitfähigkeit in W/(m K)	393
Brucheinschnürung	75 %	Normalpotential in V	+0,34

2.2 Faser-Kunststoff-Verbund

Im nachfolgenden Kapitel werden Grundlagen der Faserverbundwerkstoffe, Pflanzenfasern, Herstellungsverfahren und Schädigungsmechanismen beschrieben. Zunächst erfolgt eine allgemeine Beschreibung des übergeordneten Begriffs *Verbundwerkstoff*.

Verbundwerkstoffe sind eine Kombination verschiedener Materialien mit dem Ziel bessere Eigenschaften zu erzielen, als die Einzelkomponenten besitzen [21]. Ihre Vorteile sind eine hohe spezifische Festigkeit und Steifigkeit, eine geringe Dichte und eine gute Oxidations- und Korrosionsbeständigkeit [22]. Ein Verbundwerkstoff besteht mindestens aus einen Verstärkungswerkstoff und einer Matrix, welche als Bindestoff fungiert [16]. Die Klassifizierung eines Verbundwerkstoffs erfolgt nach dem Verstärkungsmaterial und dessen Anordnung [16]. Hierbei wird zwischen Teilchen-, Faser-, Durchdringungs- und Schichtverbundwerkstoffen differenziert. Diese sind schematisch in Abbildung 6 gezeigt.

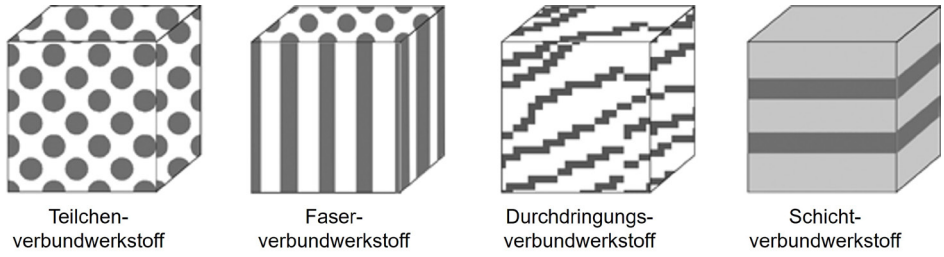

Abbildung 6: Klassifizierung von Verbundwerkstoffen; entnommen aus [16].

Bei Teilchenverbundwerkstoffen kommen Hartmetalle als Verstärkungsmaterial zum Einsatz. Anwendung finden diese hauptsächlich in der Zerspanungstechnik als Dreh- oder Fräswerkzeug. Aufgrund ihres heterogenen Gefüges können Schwingungen gut gedämpft werden. Außerdem besitzen sie eine Härte bis 2.000 HV, welche bis 1.000 °C erhalten bleibt [16].

Faserverbundwerkstoffe bilden die technologisch relevanteste Klasse der Verbundwerkstoffe und werden hauptsächlich aufgrund ihres hohen Leichtbaupotentials verwendet [23]. Da Faserverbundwerkstoffe in dieser Arbeit thematisiert werden, erfolgt eine ausführliche Erklärung in Unterabschnitt 2.2.2.

Durchdringungsverbundwerkstoffe bestehen aus zwei sich durchdringenden Phasen, ähnlich zu dem eines metallischen Gefüges. Häufig wird eine hochschmelzende Matrix mit offenen Poren verwendet, die in eine flüssige

Phase getränkt wird [20]. Ein Beispiel hierfür ist die Verbindung von Wolfram und Kupfer [20] oder Aluminium und Keramik [24].

Schichtverbundwerkstoffe bestehen aus flächigen Halbfabrikaten, welche aus zugfesten Deckschichten mit dünnen schubfesten Zwischenschichten bestehen. Ein Verbund aus Metallplatten und Mineralfasern oder Polymerschaum ermöglicht zum einen den Temperatur- und Korrosionsschutz durch das Metall und zum anderen eine Schalldämpfung durch das Polymer [20]. Erstmalig kamen faserverstärkte Polymere aufgrund ihres hohen Leichtbaupotentials in der Luftfahrt ab dem Jahr 1930 zum Einsatz [25].

2.2.1 Faserverstärkte Kunststoffe

Faser-Kunststoff-Verbunde (FKV) oder auch faserverstärkte Kunststoffe ersetzen in vielen Bereichen konventionelle Kunststoffe und Metalle. Grund hierfür ist das hervorragende Leichtbaupotential aufgrund der Festigkeits- und Steifigkeitseigenschaften im Verhältnis zur Dichte. Außerdem können die anisotropen Eigenschaften durch die Faserausrichtung in der Konstruktion gezielt genutzt werden [25]. Anwendungsgebiete von FKV sind der Bootsbau, Windradflügel, Automobilbau oder Elektronikprodukte [22].

Faserverbundwerkstoffe bestehen aus Faser und Matrix. Die Fasern übertragen, als Verstärkungskomponente im Verbundwerkstoff, die Zuglasten. Am häufigsten werden Kohle-, Glas-, Aramid-, Polyethylen-, Metall-, Siliziumkarbid- und Naturfasern als Steifigkeitskomponente verwendet [25]. Aufgrund der Relevanz für diese Arbeit erfolgt eine genaue Beschreibung der Naturfaser in Unterabschnitt 2.2.2. Die Einteilung der Fasern erfolgt nach ihrem Aufbau in organisch oder anorganische bzw. nach Faserlänge in Kurz-, Lang- und Endlosfasern [25]. Bereitgestellt werden die Fasern unter anderem als Matten, Gewebe, Prepreg oder Endlosfaser [22].

Wichtige Parameter für die mechanische Belastbarkeit der Faser sind Länge, Durchmesser, Faser-Matrix Haftung, Faservolumenanteil und die Orientierung. Je länger und dünner die Faser, desto höher ist die Festigkeit [22]. Die Faser-Matrix Haftung ist abhängig von der Materialkombination und bestimmt, wie gut Belastungen zwischen den Komponenten übertragen werden können. Zur Verbesserung der Haftungseigenschaften werden Haftvermittler auf die Fasern aufgetragen [16]. Der Faservolumenanteil gibt das Volumenverhältnis zwischen Faser und Matrix an. Die mechanische Belastbarkeit hängt häufig linear vom Faservolumenanteil ab [22]. Diese Aussage ist nur bis zu einem bestimmten Faservolumenanteil gültig, da die Matrix die Faser sonst nicht mehr halten kann. Theoretisch kann der Faservolumenanteil bis zu 80 % betragen, was in der Praxis nicht realisierbar

ist [16]. Die Faseranordnung bestimmt die Anisotropie des Verbundwerkstoffs. Unterschieden wird zwischen ungeordnet, unidirektional, bidirektional und multidirektional. Mithilfe der Faseranordnung ist es möglich, das Gelege auf individuelle Belastungen abzustimmen. Die höchsten Festigkeitseigenschaften unter Zugbelastung können mit unidirektionalen Gelegen erreicht werden [22]. Hingegen sind multidirektionale Gelege dazu geeignet, aus mehreren Richtungen belastet zu werden.

In Tabelle 2 sind die mechanischen Eigenschaften ausgewählter Fasermaterialien dargestellt. Diese sind aufgrund der hohen Varianz untereinander als Richtwerte zu interpretieren.

Tabelle 2: Mechanische Eigenschaften ausgewählter Fasermaterialien; in Anlehnung an [16, 22, 25].

Faser	Zugfestigkeit in GPa	E-Modul in GPa	Dichte in g/cm³	Spezifische Zugfestigkeit in GPa*g/cm³	Spezifischer E-Modul in GPa*g/cm³
Kohlefaser	2 – 5	240 – 550	1,8	1,0 - 3,3	157 - 279
Glasfaser	2,5 – 3,5	73	2,5	1,3 – 1,8	27 - 34
Aramidfaser	2,8 – 3,5	65 - 130	1,44	2,4	97
Polyethylen	3,3	175	0,97	3,4	233,3
Metall (Bor)	3,4	380	2,36	1,4	161
Siliziumcarbid	20	480	3,18	6,3	421
Naturfaser	0,55 – 0,75	20 - 70	1,3 – 1,5	0,4 – 0,5	14,3 - 50

Die Fasern werden von einer Matrix aus Kunststoff umgeben. Primär werden Duroplaste wie Epoxid- oder Polyesterharz verwendet. Jedoch erfreuen sich Thermoplaste bzw. biobasierte Thermoplaste immer größerer Beliebtheit [25]. Die Matrix sorgt für die konstante Position und den Schutz der Faser vor äußeren Einflüssen sowie der Einleitung der Lasten. Für die Übertragung der Lastspannungen ist die Faser-Matrix Haftung maßgeblich [22, 25]. Da Kunststoffe in ihrer thermischen Belastbarkeit begrenzt sind, werden für Temperaturen über 200 °C Metalle oder Keramiken als Matrixmaterial verwendet [22].

2.2.2 Naturfaserverbundwerkstoffe

Naturfasern wurden bereits vor tausenden von Jahren als Verstärkungsmaterial im Häuserbau eingesetzt [26]. In Naturfaserverbundwerkstoffen werden Verstärkungsfasern aus pflanzlichem, mineralischem oder tierischem Ursprung verwendet [25]. Diesen Bioverbundwerkstoffen wird aufgrund guter mechanischer Eigenschaften, geringer Kosten, hohem Leichtbaupotential und primär ihrer hohen Umweltverträglichkeit ein stetig größer werdendes Interesse in Forschung und Industrie zuteil [2, 27]. Außerdem ist die Herstellung von Naturfasern im Vergleich zu herkömmlichen Faserverbundwerkstoffen energetisch effizienter [26]. Für die Herstellung von Naturfaserverbundwerkstoffen sind Pflanzenfasern wie Flachs, Hanf, Jute, Sisal oder Kokos von besonderer Bedeutung [25]. Aufgrund ihrer Photosynthese haben nachwachsende Pflanzenfasern eine negative CO_2-Bilanz [2], wodurch sie einen bedeutenden Vorteil gegenüber herkömmlichen Fasermaterialien haben. Pflanzenfasern können einen Beitrag zur Senkung der CO_2-Emissionen leisten. Die Umweltverträglichkeit kann durch die Verwendung von Biopolymeren zusätzlich gesteigert werden [26]. In Abbildung 7 ist eine Klassifizierung gängiger Naturfasern grafisch dargestellt, welche in Norm DIN EN ISO 6938 [28] beschrieben ist.

Weitere Vorteile der Naturfaser sind ihre hervorragenden mechanischen und akustischen Eigenschaften. Außerdem haben Naturfasern im Vergleich zu Kohle- oder Glasfasern eine geringere Dichte, wodurch ein höheres Leichtbaupotential ermöglicht wird. In der Verarbeitung sind darüber hinaus weniger Sicherheitsmaßnahmen notwendig, da z.B. keine Reizungen bei Hautkontakt entstehen [23]. Die mechanischen Eigenschaften von Pflanzenfasern unterliegen einer Streuung. Verantwortlich hierfür sind ungleichmäßiges Pflanzenwachstum aufgrund von Klimabedingungen, Bodenverhältnissen oder der Kultivierung [25, 27]. Außerdem spielt die Röste (Auflösung der Pektine im Pflanzenstängel) im Herstellungsprozess eine Rolle, da mikrobiologische Prozesse die chemischen Bindungen zwischen den einzelnen Fasern auflösen. Anschließend werden in mechanischen Prozessen die Fasern aus den Pflanzen extrahiert [25]. Ein weiterer Nachteil der Pflanzenfaser ist die hohe Hygroskopie und die geringe thermische Belastbarkeit ab 200 °C [25]. Die genannten Aspekte sorgen für eine hohe Komplexität bei der Herstellung von Naturfaserwerkstoffen.

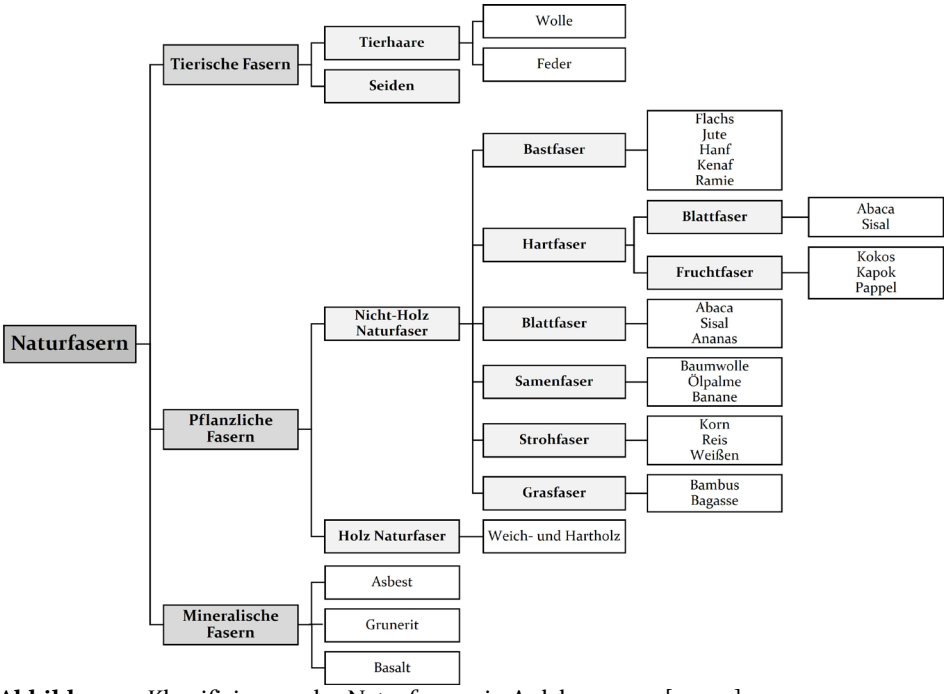

Abbildung 7: Klassifizierung der Naturfasern; in Anlehnung an [29, 30].

Naturfasern werden aktuell hauptsächlich mit duro- oder thermoplastischer Matrix für Anwendungen mit geringen mechanischen Anforderungen eingesetzt [25]. Sie sind besonders im Automobilbau für die Anwendung als Türinnenverkleidungen, Ablagefächer und Sitzverkleidungen beliebt [27].

In dieser Arbeit wird ein Flachs/Epoxidharz-Verbundwerkstoff verwendet. Flachs bietet in der Klasse der Naturfasern hervorragende mechanische Eigenschaften, die mit denen von Glasfasern vergleichbar sind [31–33].

2.2.3 Herstellungsverfahren

Nachfolgend werden die verschiedenen Herstellungsverfahren der Faserverbundwerkstoffe vorgestellt.

2.2.3.1 Handlaminieren

Handlaminieren ist das simpelste Fertigungsverfahren für Faserverbundwerkstoffe und kann ohne große Investitionskosten für Werkzeuge durchgeführt werden. Passend für die zu laminierende offene Form zugeschnittene Fasermatten werden schichtweise mit duroplastischem Harz getränkt. Das Imprägnieren findet meist durch Ausrollen der Matrix statt. Es ist

darauf zu achten, das Verhältnis zwischen Faser und Matrix in einer praktikablen Größenordnung zu halten. Lufteinschlüsse müssen durch vorheriges Evakuieren des Matrixmaterials eliminiert werden. Anschließend wird das Laminat bei Raumtemperatur ausgehärtet. Vorteile des Handlaminierens sind die schnelle und einfache Handhabung sowie ein geringes Maß an notwendigem Werkzeug, wodurch die Investitionskosten gering sind. Nachteilig ist, dass Faservolumenanteile nicht präzise eingestellt werden können. Außerdem ist die Wahrscheinlichkeit für Lufteinschlüsse im Laminat durch das händische Tränken der Faser sehr hoch. Anwendungsgebiete sind der Prototypenbau oder die Instandsetzung von Schiffsrümpfen [34]. Eine Steigerung der Fertigungsqualität kann erreicht werden, indem beim Aushärten eine Folie über das Laminat gelegt und anschließend evakuiert wird. Hierdurch wird überschüssiges Harz in ein Saugfließ gedrückt und der Faservolumenanteil gesteigert. Dieses Verfahren wird Vakuumunterstütztes Handlaminieren genannt.

2.2.3.2 Nasspressen

Beim Nasspressen werden die Fasermatten in eine zunächst geöffnete zweiteilige Form gelegt. Das Harz wird auf das Gelege aufgetragen und durch hydraulisches Schließen des Oberwerkzeugs verteilt. Anschließend härtet der Verbund im geschlossenen Werkzeug aus. Die Vorteile dieses Fertigungsverfahrens beinhalten eine kurze Zykluszeit, potenziell hohe Faservolumenanteile und die Verwendung einfacher Werkzeuge. Jedoch weist es den Nachteil einer eingeschränkten geometrischen Bauteilkomplexität aufgrund der Entformung auf und die Möglichkeit zur Konfektionierung ist nicht gegeben [35].

2.2.3.3 Vakuuminfusionsverfahren

Das Vakuuminfusionsverfahren ist, ähnlich wie das Handlaminieren, eine händisch auszuführende Herstellungsart für Faserverbundwerkstoffe. Die Fasermatte wird auf eine Werkzeugform gelegt und anschließend luftdicht mit einer Folie bedeckt. In diese Folie sind Unterdruckschläuche und Anguss positioniert, durch welche das Harz aufgrund des angelegten Vakuums in Verbindung mit den Fasern kommt. Bei korrekter Wahl der Injektionsstellen wird die gesamte Faser gleichmäßig mit Harz imprägniert. Vorteile dieses Verfahrens sind die Realisierung von geringen Wandstärken und hohen Faservolumenanteilen. Außerdem eignet sich dieses Verfahren für den Prototypenbau aufgrund der einfachen Prozesskette und der Verwendung einfacher Werkzeuge. Nachteil ist, dass bei inkorrekter Position der Infusionsstellen Luft im Verbund verbleiben kann, was das Bauteil in

seiner Funktion schlimmstenfalls unbrauchbar macht. Außerdem kann die Harzmenge während der Fertigung nicht beeinflusst werden, wie es z.B. beim Handlaminieren möglich ist.

2.2.3.4 Resin Transfer Molding

Das Resin Transfer Molding (RTM-Verfahren) nutzt zwei Werkzeughälften zwischen die Fasermatten gelegt werden. Anschließend wird das Harz mittels Überdruck in die Form eingespritzt. Damit Lufteinschlüsse vermieden werden, kann zusätzlich Vakuum angelegt werden. Es werden Drücke bis 200 bar realisiert, um eine schnelle Imprägnierung der Faser zu garantieren [34]. Vorteile dieser Methode sind ein hoher zu realisierender Faservolumenanteil, gute Oberflächenqualität aufgrund der Werkzeughälften, kurze Durchlaufzeiten und ein hoher Automatisierungsgrad [26]. Nachteilig sind die hohen notwendigen Investitionskosten zur Anschaffung geeigneter Werkzeuge.

2.2.3.5 Compression Molding

Das Compression Molding nutzt ähnlich wie das RTM-Verfahren zwei Werkzeughälften zur Formgebung. Hierbei werden die beheizten Formen mit hohem Druck gegeneinandergepresst. Die vorher eingelegten Fasermatten werden vor Verschließen der Form mit Harz begossen und anschließend unter Temperatur und Druck ausgehärtet. Hierbei ist zu beachten, dass warmhärtende Harze verwendet werden. Vorteile dieses Verfahrens sind Bauteile mit hoher Festigkeit und kontinuierlicher Qualität. Nachteilig sind auch hier die Notwendigkeit für kostenintensive Werkzeuge und der hohe Energieaufwand durch die Temperierung.

2.2.3.6 Autoklav-Verfahren

Bei der Herstellung von Faserverbundwerkstoffen mittels Autoklav werden mit der Matrix vorimprägnierte Fasern (Prepregs) in ein Formwerkzeug eingelegt und anschließend mit einer temperaturfesten Folien umwickelt. Die Form wird mithilfe der Folie evakuiert und im Ofen unter konstanter Temperatureinwirkung gehärtet. Vorteil des Autoklav-Verfahrens sind die gute Reproduzierbarkeit, die Möglichkeit komplexer Bauteilgeometrien und eine hohe Qualität mit geringen Lufteinschlüssen. Außerdem können genau definierte Faservolumenanteile und gute mechanische Eigenschaften realisiert werden. Nachteilig ist, dass Prepregs kühl gelagert werden müssen, da das Harz in den vorimprägnierten Fasern sonst reagiert und aushärtet. Außerdem sind Kosten- und Energieaufwand bei dieser Fertigungsart sehr hoch [26].

2.2.4 Versagensmechanismen von Faserverbundwerkstoffen

Nachfolgend werden die Versagensmechanismen von Faserverbundwerkstoffen vorgestellt. Diese sind von hoher Relevanz, da die Schädigung des Naturfaserwerkstoffs in Wechselwirkung mit dem in dieser Arbeit vorgestellten Sensorelement steht. Der Fokus liegt ausschließlich auf dem Versagen durch mechanische Belastungen. Andere Einflussfaktoren wie Temperatur, Feuchtigkeit oder UV-Strahlung werden nicht betrachtet. Die Versagensmechanismen von Faserverbundwerkstoffen unterscheiden sich von denen klassischer metallischer Konstruktionswerkstoffe.

2.2.4.1 Faserbruch

Der Faserbruch beschreibt das Brechen oder Zerreißen von Fasern im Verbund. Dieser tritt auf, wenn die Festigkeitsgrenze der Verstärkungsfaser überschritten wird. Dabei wird diese Versagensart weniger auf das Brechen einzelner Fasern, sondern auf das makroskopische Versagen mehrere Fasern parallel bezogen. Resultat sind akustisch wahrnehmbare Bruchgeräusche und ein Abfall der Steifigkeit, welche im Spannungs-Dehnungs-Diagramm zu erkennen ist. Diese Geräusche treten bei 70-80 % der Bruchlast auf. Zunächst reißen einzelne Elementarfasern und im weiteren Verlauf ganze Faserbündel. Das Versagen ist daher nicht spröde sondern quasiduktil [36]. Außerdem wird beim Faserbruch die auf den Verbund wirkende Kraft umgeleitet, was zu weiteren Faserbrüchen, Zwischenfaserbrüchen, Delaminationen oder der gesamten Zerstörung des Verbunds führt [23]. Differenziert wird zwischen Faserbrüchen aufgrund von Zug- oder Druckbeanspruchung. Während die Fasern bei Zugbelastung tatsächlich brechen, findet bei Druckbelastung ein Abknicken statt, weil die Matrix die Fasern nicht mehr stützen kann [23]. In Abbildung 8 ist der Faserbruch bei $\sigma_{||}$-Zug- (a-b) und Druckbelastung (c-d) dargestellt.

Nachfolgende mathematische Betrachtung der Zugfestigkeit eines unidirektionalen Geleges soll zeigen, dass die Steifigkeit der Faser gegenüber der Matrix dominiert [23]. In Gleichung 2.1 ist das Elastizitätsgesetz für den unidirektionalen Verbund (links) und die Faser (rechts) gezeigt.

$$\sigma_{||} = E_{||} \cdot \varepsilon_{||} \quad \text{und} \quad \sigma_f = E_{f||} \cdot \varepsilon_f \tag{2.1}$$

Aufgrund der Annahme, dass die Dehnung für Gelege $\varepsilon_{||}$ und Faser ε_f identisch ist, ergibt sich die Faserspannung σ_f.

$$\sigma_f = \frac{E_{f||}}{E_{||}} \cdot \sigma_{||} \quad \text{u.d.B.} \quad \varepsilon_f = \varepsilon_{||} = \frac{\sigma_{||}}{E_{||}} \tag{2.2}$$

Der Elastizitätsmodul des Verbunds $E_{||}$ ergibt sich aus dem Elastizitätsmodul der Faser $E_{f||}$, dem Faservolumenanteil φ und dem Elastizitätsmodul der Matrix E_m.

$$E_{||} = E_{f||} \cdot \varphi + E_m \cdot (1 - \varphi) \tag{2.3}$$

Im Verbundwerkstoff übernehmen Fasern die Aufnahme der eingeleiteten Spannung, weshalb der Elastizitätsmodul der Matrix E_m vernachlässigt werden darf. Hieraus errechnet sich die Faserspannung σ_f folgendermaßen [23]:

$$\sigma_f = \frac{E_{f||}}{E_{||}} \cdot \sigma_{||} = \frac{E_{f||}}{E_{f||} \cdot \varphi + E_m \cdot (1-\varphi)} \cdot \sigma_{||} \approx \frac{E_{f||}}{E_{f||} \cdot \varphi} \cdot \sigma_{||} \quad \text{bzw.} \quad \sigma_f \approx \frac{\sigma_{||}}{\varphi} \tag{2.4}$$

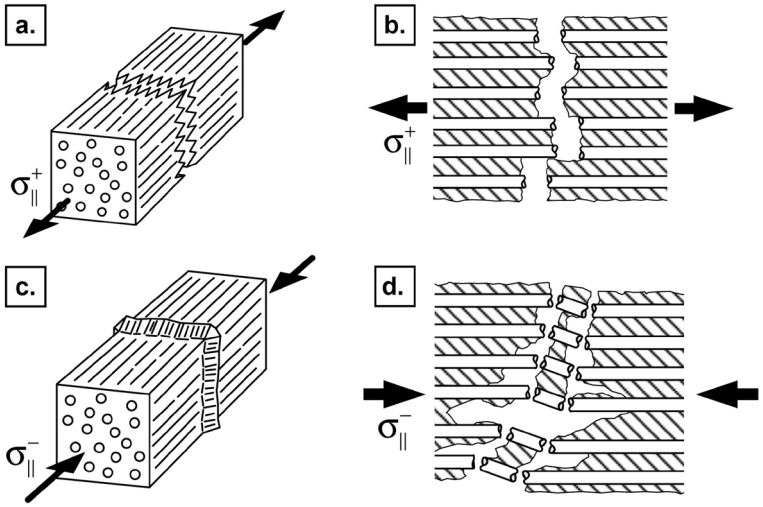

Abbildung 8: Faserbruch bei Faserverbundwerkstoffen; a) schematische Darstellung Zugbrechen, b) mikromechanische Darstellung Zugbrechen, c) schematische Darstellung Druckknicken und d) mikromechanische Darstellung Druckknicken; entnommen aus [23].

Die mikromechanische Faserspannung σ_f ist aufgrund dessen vom Faservolumenanteil abhängig und größer, als die am unidirektionalen Gelege anliegenden makromechanische Spannung $\sigma_{||}$ [23]. Bei einem Faservolumenanteil von φ = 25 % ergibt sich eine Faserspannung von $\sigma_f = 4\sigma_{||}$.

Hierbei ist zu erwähnen, dass die Festigkeiten, welche sich durch die in Gleichung 2.1 bis 2.4 gezeigten Zusammenhänge theoretisch berechnen lassen, nicht mit praktisch realisierbaren Werten übereinstimmen. Grund hierfür sind Vorschädigungen durch die Herstellung oder ungleichmäßige Belastung der Fasern [23]. Bei Pflanzenfasern kommt als zusätzlicher Faktor der ungleichmäßige Wachstum hinzu.

Bei auf Druck belasteten unidirektionalen Faserverbundwerkstoffen treten Schubkräfte auf, die zu einem Knicken führen. Diese mikromechanische Versagensform tritt in der Realität selten auf. Sie wird daher nicht weiter thematisiert [23].

2.2.4.2 Zwischenfaserbruch

Zwischenfaserbrüche sind ein Versagensmechanismus, der in der Matrix auftritt. Sie treten häufig parallel zur Faserrichtung als Adhäsivbruch (Faser-Matrix-Grenzfläche) oder Kohäsivbruch (in der Matrix) auf. Eine Unterscheidung beider Brucharten ist häufig nicht möglich. Grund für Zwischenfaserbrüche sind Spannungsüberhöhungen in der Matrix. Diese kann deutlich geringere Spannungen aufnehmen als die Verstärkungsfaser und versagt häufig vor der eigentlichen Faser [23]. Im Gegensatz zu Faserbrüchen sorgen Zwischenfaserbrüche aber nicht zum Ausfall des Verbundwerkstoffs. Zwischenfaserbrüche äußern sich im Laminat als Riss innerhalb einer Schicht. In den meisten Fällen wird der Riss an den Fasern der Nachbarschicht gestoppt [23]. Zwischenfaserbrüche werden durch Zug- und Druck- sowie Schubbelastungen, welche in der Matrix quer zur Faserlängsrichtung wirken, verursacht. Hierbei wird zwischen folgenden Beanspruchungsarten differenziert [23]:

- Querzug-Beanspruchung $\sigma_{\perp}^{+}$
- Querdruck-Beanspruchung $\sigma_{\perp}^{-}$
- Quer-längs-Schubbeanspruchung $\tau_{\perp||}$
- Quer-quer-Schubbeanspruchung $\tau_{\perp\perp}$

In Abbildung 9 ist die Entstehung von Zwischenfaserbrüchen durch die oben aufgelisteten Beanspruchungsarten grafisch dargestellt.

Verstärkungsfasern, welche quer zur jeweiligen Belastung liegen, schwächen den Verbund, da sie Spannungsspitzen erzeugen. Ein quer zur Faserrichtung belasteter unidirektionaler Verbundwerkstoff hat eine geringere Festigkeit als die reine Matrix. Einflussfaktoren sind der Faservolumenanteil, sowie das Verhältnis des Elastizitätsmoduls der Faser und der Matrix quer zur Faserlängsrichtung [23]. Da Pflanzenfasern im Vergleich zu Kohle-

und Glasfasern aufgrund ihres Aufbaus einen geringen Elastizitätsmodul quer zur Faserrichtung aufweisen, spielt der oben erläuterte Effekt keine signifikante Rolle [23].

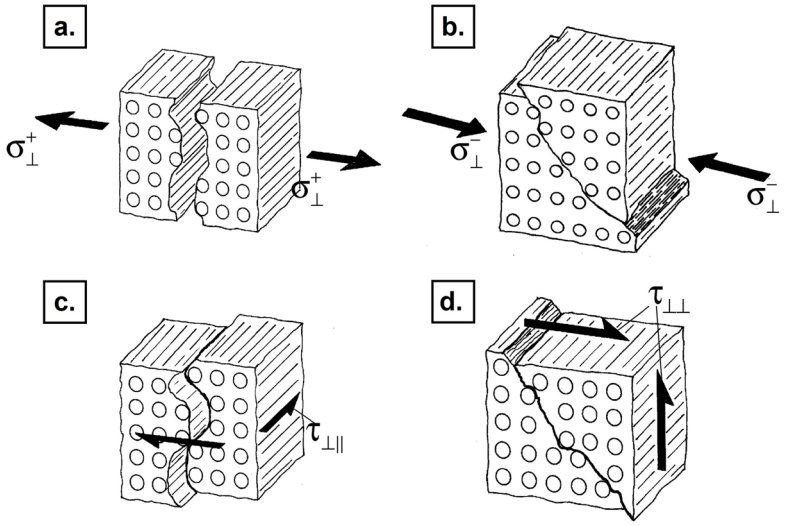

Abbildung 9: Zwischenfaserbruch bei Faserverbundwerkstoffen; a) Querzug mit Bruchfläche, b) Querdruck mit Bruchfläche, c) Quer-längs-Schub mit Bruchfläche und d) Quer-quer-Schub mit Bruchfläche; entnommen aus [23].

2.2.4.3 Delamination

Delamination oder ein Trennbruch zwischen Einzelschichten, ist eine Versagensart, die durch interlaminare Spannungen hervorgerufen wird. Diese kann nicht innerhalb einer Schicht, sondern nur an den Grenzflächen zwischen mehreren Schichten auftreten. Eine Unterscheidung zu Zwischenfaserbrüchen ist, dass Delaminationen flächig stattfinden. Außerdem können Schichten vollständig abgetrennt und das Laminat infolgedessen zerstört werden [23].

In vielen Fällen sind Zwischenfaserbrüche Ausgangspunkt für Delaminationen, da am Riss hohe interlaminare Spannungen wirken. Die Ränder des Risses sind spannungsfrei, jedoch muss die beschädigte Schicht die Spannung zur Nachbarschicht trotzdem wieder aufbauen. Es wirken Schubspannungen, welche als interlaminare Spannung Delaminationen hervorrufen können [23]. In Abbildung 10 ist die flächige Trennung zweier Schichten (a) und die Delamination aufgrund einer Querbelastung (b) gezeigt. Im rechten Teil der Abbildung ist besonders in der unteren Schicht zu erkennen, wie die lokale Querkraftbiegung zu Zwischenfaserbrüchen und damit zu Delaminationen führen [23].

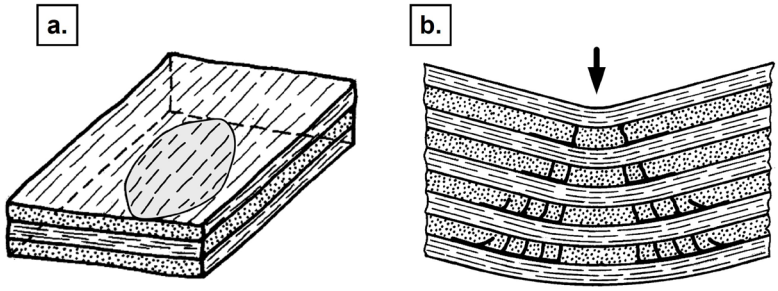

Abbildung 10: Delamination bei Faserverbundwerkstoffen; a) flächige Trennung zweier Schichten und b) Querbelastung und resultierende Delamination; entnommen aus [23].

2.3 Hochfrequenztechnik

Das Sensorelement, das in der vorliegenden Arbeit vorgestellt wird, soll die strukturelle Integrität von Naturfaserverbundwerkstoffen mithilfe hochfrequenter Wechselströme detektieren. Daher werden zunächst ausgewählte Grundlagen der Hochfrequenztechnik vorgestellt, welche zum Verständnis der nachfolgenden Untersuchung notwendig sind.

Die Hochfrequenztechnik ist ein Teilgebiet der Elektrotechnik und befasst sich mit der Erzeugung, Übertragung und Erfassung elektromagnetischer Wellen bzw. Felder. Anwendung findet die Hochfrequenztechnik unter anderem bei der drahtlosen Datenübertragung im Mobilfunk, der Abstands- und Hindernismeldung im Automobil oder der zerstörungsfreien Bauteilprüfung [37].

2.3.1 Zweitor

Anschlüsse von Bauteilen in der Elektrotechnik werden als Tore bezeichnet. Die Tore eines n-Pols dienen klassischerweise dazu, bei leitungsgebundenen Wellen Ströme und Spannungen zu messen [38]. Häufig finden sich Netzwerke mit vier Polen. Hierbei könne zwei Pole zu einem Tor zusammengefasst werden. Es entsteht ein Zweitor, wie in Abbildung 11 dargestellt. Für jedes Tor wird ein Strom sowie eine Spannung definiert, welche vom einen zum anderen Pol fließt. Die Tore werden als Eingang und Ausgang definiert und dienen z.B. für die Abbildung von Leitungen [39]. Mithilfe von Vektor Netzwerkanalysatoren kann das Verhalten von Zweitoren charakterisiert werden. Die aufzunehmenden Größen werden vektoriell erfasst und als Betrag und Phase ausgegeben. In der Hochfrequenztechnik werden Übertragungsfaktor und Reflexionsfaktor dargestellt [38]. Abgebildet werden diese Größen als Streuparameter, welche im nachfolgenden Kapitel vorgestellt sind.

Abbildung 11: Zweitor (allgemeiner Vierpol); in Anlehnung an [38].

2.3.2 Streuparameter

Streuparameter (S-Parameter) stellen die HF-Charakteristik eines n-Pols dar. Zweitore lassen sich anhand ihres Kleinsignalverhaltens über den gesamten Frequenzbereich beschreiben. Dafür werden Strom und Spannung an allen Toren gemessen. Diese Messung wird mit einem Vektor-Netzwerkanalysator (VNA) durchgeführt. VNAs sind aufgrund eines verbauten Richtkopplers in der Lage, die hin- und rücklaufende Welle zu separieren. Somit ist es möglich, auch am einspeisenden Tor die S-Parameter in Abhängigkeit der Frequenz zu bestimmen [38].

Die Wellengrößen a_i und b_i beschreiben die Amplitude der hin- und rücklaufenden Welle für beide Tore. In Abbildung 12 sind die S-Parameter und die Wellengrößen in einem Zweitor in einpoliger Darstellung eingezeichnet. Eine einpolige Darstellung ist in der Hochfrequenztechnik üblich, wenn eine Beschreibung über Wellengrößen stattfindet [40].

Die S-Parameter eines Zweitors sind folgendermaßen definiert [40]:

$$S_{11} = \left.\frac{b_1}{a_1}\right|_{a_2=0} \quad \text{Eingangsreflektion bei angepasstem Ausgang} \qquad 2.5$$

$$S_{21} = \left.\frac{b_2}{a_1}\right|_{a_2=0} \quad \text{Vorwärtstransmission bei angepasstem Ausgang} \qquad 2.6$$

$$S_{12} = \left.\frac{b_1}{a_2}\right|_{a_1=0} \quad \text{Rückwärtstransmission bei angepasstem Eingang} \qquad 2.7$$

$$S_{22} = \left.\frac{b_2}{a_2}\right|_{a_1=0} \quad \text{Ausgangsreflexion bei angepasstem Eingang} \qquad 2.8$$

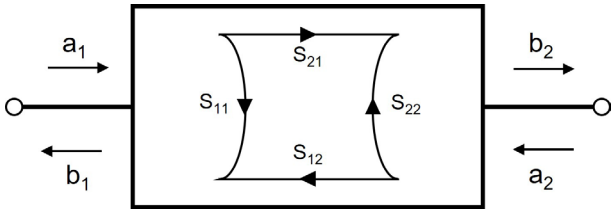

Abbildung 12: S-Parameter eines Zweitor; in Anlehnung an [40].

Die Streuparameter S_{21} und S_{12} beschreiben die Transmissions- und die Streuparameter S_{11} sowie S_{22} die Reflexionsparameter. In Matrixform sind die S-Parameter folgendermaßen definiert [38].

$$\begin{pmatrix} b_1 \\ b_2 \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} S_{11} & S_{12} \\ S_{21} & S_{22} \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} a_1 \\ a_2 \end{pmatrix} \qquad 2.9$$

Die logarithmische Darstellung des Betrags der S-Parameter lautet [40].

$$\frac{S_{ij}^{\ell}}{dB} = 20lg|S_{ij}| \qquad 2.10$$

Der Index ℓ zeigt, dass es sich um eine logarithmische Größe handelt. Aus dargestellter Gleichung der S-Parameter lassen sich die Transmissions- (S_{ij}^{dB}) und Reflexionsdämpfung (S_{ii}^{dB}) folgendermaßen bestimmen [40].

$$S_{ij}^{dB} = 20lg|S_{ij}|dB \quad \text{bzw.} \quad S_{ii}^{dB} = 20lg|S_{ii}|dB \qquad 2.11$$

Wie bereits im vorherigen Kapitel erwähnt, ist es möglich mithilfe eines Vektor-Netzwerkanalysators Betrag und Phase der Transmission und Reflexion zu messen. Möglich wird dies, weil innerhalb des VNAs Betrag und Phasenverschiebung aus dem Verhältnis zwischen Referenz- und Messkanal bestimmt werden können [38]. Die mit dem VNA aufgenommenen Ergebnisse können entweder direkt am Gerät grafisch angezeigt, oder als Liste mit Messwerten für jede Frequenz exportiert werden.

2.3.3 Leitungstheorie

In diesem Kapitel werden die Eigenschaften von Leitungen im Kontext der Hochfrequenztechnik vorstellt. Gängige Leitertypen sind die Paralleldrahtleitung, die Koaxialleitung, die Mikrostreifenleitung und die koplanare Zweibandleitung [41]. Da der Leitungssensor eine Mehrdrahtleitung integriert in Naturfaserverbundwerkstoffe darstellt, soll der Fokus auf Paralleldrahtleitungen gelegt werden.

Bei einer symmetrischen Paralleldrahtleitung benötigt die übertragene Energie einen Hin- und Rückleiter. Die Energie fließt im Dielektrikum der Leitungen. Zwischen diesem Leiterpaar bilden sich elektrische und magnetische Felder. Aufgrund der Geometrie der Paralleldrahtleitung ist sie in der Lage, eine Transversalelektromagnetische (TEM) Welle zu führen [40]. In Abbildung 13 ist die Geometrie sowie die magnetische und elektrische Feldstärke einer Paralleldrahtleitung dargestellt.

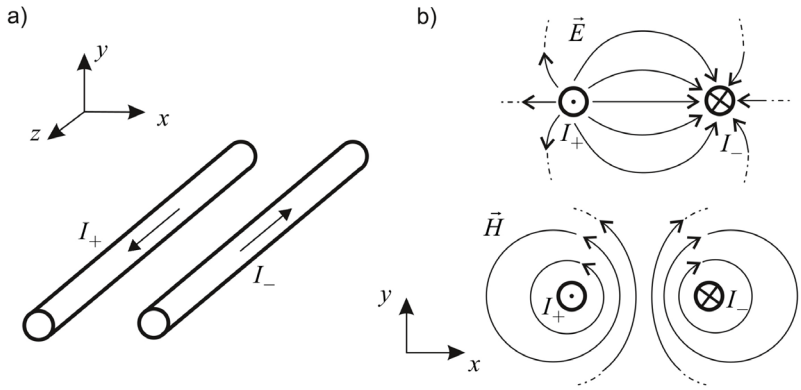

Abbildung 13: Paralleldrahtleitung, a) Geometire der Paralleldrahtleitung mit Stromflussrichtung und b) elektrische und magnetische Feldstärke in der Querschnittsebene; entnommen aus [40].

Nachfolgend wird mithilfe eines Ersatzschaltbildes eines kurzen Leitungsstückes die Leitungsgleichung in Abbildung 14 verdeutlicht.

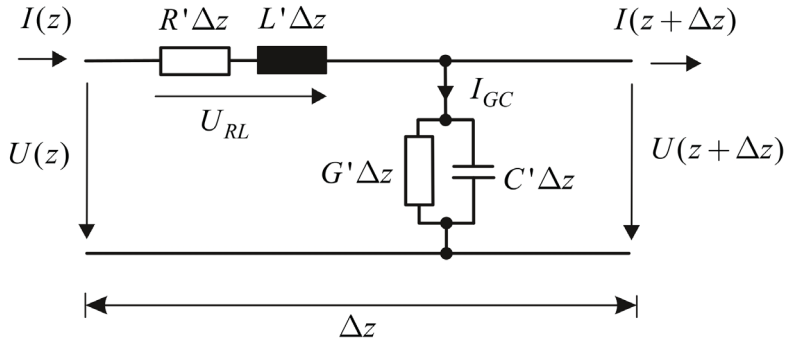

Abbildung 14: Ersatzschaltbild eines kurzen Stückes einer Zweidrahtleitung; entnommen aus [40].

Die auf dem Leiterpaar geführte Welle baut ein zeit- und ortsveränderliches Feld auf. Diese Energie wird durch den Induktivitätsbelag L′ und den Kapazitätsbelag C′ dargestellt [41]. Der Induktivitätsbelag L′ ergibt sich, weil der Strom ein magnetisches Feld verursacht, welches der Änderung

des Stroms entgegenwirkt. Dieser Effekt wird durch die Lenz'sche Regel beschrieben. Es entsteht eine Kapazität, weil zwei gegeneinander isolierte Leiter einen Kondensator bilden. Der Widerstandsbelag R´ und der Restleitwertbelag G´ beschreiben den Verlustwert der Leitung. Dieser ist abhängig von Querschnitt, Dielektrikum, Leitfähigkeit und Länge des Hin- und Rückleiters [39]. Die differentiellen Größen sind als Leitungsbeläge dargestellt und daher längenbezogen [41].

Durch Anwendung der Kirchhoffschen Maschenregel auf das in Abbildung 14 gezeigte Ersatzschaltbild ergibt sich folgende Differentialgleichung [40].

$$-\frac{dU(z)}{dz} = I(z)(R' + jwL') \tag{2.12}$$

Wird die Knotenregel auf das Ersatzschaltbild angewendet ergibt sich folgende Differentialgleichung.

$$-\frac{dI(z)}{dz} = U(z)(G' + jwC') \tag{2.13}$$

Damit Gleichung 2.12 in Gleichung 2.13 eingesetzt werden kann, muss diese zunächst nach dem Strom *I(z)* aufgelöst werden.

$$I(z) = -\frac{dU(z)}{dz}\frac{1}{(R' + jwL')} \tag{2.14}$$

Nach Einsetzen von Gleichung 2.13 in 2.14 ergibt sich eine lineare homogene Differentialgleichung 2. Ordnung, welche auch als Telegraphengleichung bezeichnet wird [40].

$$\frac{d^2U(z)}{dz^2} = U(z)(R' + jwL')(G' + jwC') \tag{2.15}$$

Diese Gleichung lässt sich als Ausbreitungskonstante γ zusammenfassen.

$$\gamma = \alpha + j\beta = \sqrt{(R' + jwL')(G' + jwC')} \tag{2.16}$$

Der Realteil dieser Gleichung wird als Dämpfungskonstante α und der Imaginärteil als Phasenkonstante β bezeichnet. Wie bereits in Unterabschnitt 2.3.2 erläutert, wird die Dämpfung einer Leitung in dB angegeben. Für eine Leitung der Länge l errechnet sich die Transmissionsdämpfung wie folgt [41].

$$S_{21}^{dB} = 20\lg\left(e^{-\alpha l}\right) \tag{2.17}$$

Die Phasenkonstante β beschreibt die Phasenverdrehung pro Längeneinheit und steht in Zusammenhang mit der Wellenlänge λ.

$$\beta = \frac{2\pi f}{\lambda f} = \frac{\omega}{v_p} \tag{2.18}$$

Wird diese Gleichung nach der Phasengeschwindigkeit v_p umgestellt ergibt sich die Abhängigkeit von der relativen Permittivität ε_r für verlustfreie Leitungen.

$$v_p = \frac{c_0}{\sqrt{\varepsilon_r}} \tag{2.19}$$

Für verzerrungsbehaftete Leitungen lässt sich die Ausbreitungskonstante in Real- und Imaginärteil zerlegen. Dämpfungs- (α) und Phasenkonstante (β) sind frequenzabhängige Größen [42].

$$\alpha = \sqrt{\frac{1}{2}\sqrt{(R'^2 + w^2L'^2)(G'^2 + w^2C'^2)} + \frac{1}{2}(R'G' + w^2L'C')} \tag{2.20}$$

$$\beta = \sqrt{\frac{1}{2}\sqrt{(R'^2 + w^2L'^2)(G'^2 + w^2C'^2)} - \frac{1}{2}(R'G' + w^2L'C')} \tag{2.21}$$

Durch Einsetzen der Ausbreitungskonstante γ in Gleichung 2.15 lässt sich die Differentialgleichung lösen. Daraus kann der Leitungswellenwiderstand bestimmt werden. Dieser beschreibt das Verhältnis zwischen Spannung und Strom einer Leitung mit fortschreitender Welle [40].

$$Z_L = \sqrt{\frac{(R' + jwL')}{(G' + jwC')}} \tag{2.22}$$

Für Leiter in Paralleldrahtanordnung berechnet sich der Leitungswellenwiderstand folgendermaßen [40]. Zur Berechnung wird der Leiterabstand s, der Leiterquerschnitt d und der Freiraumwellenwiderstand η_0 benötigt.

$$Z_L = \frac{\eta_0}{\pi\sqrt{\varepsilon_r}} arcosh\left(\frac{s}{d}\right) \tag{2.23}$$

2.3.4 Skin- und Proximity-Effekt

Bei Leitern, welche einen Wechselstrom übertragen, lässt sich eine Widerstandserhöhung in Abhängigkeit der Frequenz feststellen. Aufgrund des Skin-Effekts wird der Strom in Abhängigkeit der Frequenz in den Außenbereich des Leiters gedrängt. Ursache hierfür sind magnetische Felder, welche sich im Inneren und Äußeren des Leiters ausbilden. Diese Felder induzieren einen Wirbelstrom, der den ursprünglichen Strom in den Außenbereich drängt. Somit steigt die Stromdichte im Randbereich des Leiters mit zunehmender Frequenz. Ein Maß für die Stromdichteverteilung ist die Eindringtiefe [38]. Diese berechnet sich aus den Maxwell Gleichungen und lautet [40].

$$\delta = \sqrt{\frac{2}{\omega\kappa\mu}} = \frac{1}{\sqrt{2\pi f\sigma\mu_0\mu_r}} \qquad 2.24$$

Die Eindringtiefe δ beschreibt die Tiefe, an welcher der Betrag der Stromdichte auf das 1/e-fache (ca. 37 %) abgefallen ist [37]. In Abbildung 15 ist der Skin-Effekt bei einer Paralleldrahtanordnung bei einer Frequenz von 1 GHz gezeigt.

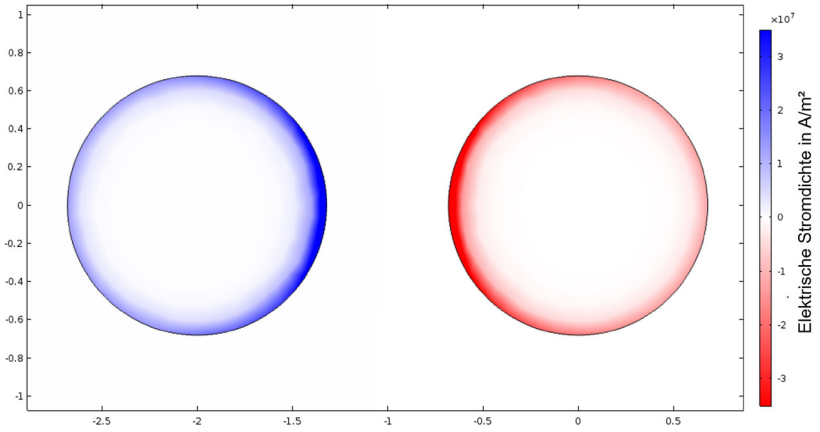

Abbildung 15: Skin- und Proximity-Effekt für Paralleldrahtanordnung bei 1 GHz.

Es ist deutlich zu erkennen, dass die Stromdichte im Randbereich am höchsten ist. Bei dieser Frequenz beträgt die Eindringtiefe für einem Kupferleiter mit der Leitfähigkeit 5,8 * 10^7 [S/m] ca. δ = 2,0898 µm. Außerdem ist zu erkennen, dass die Stromdichte zwischen beiden Leitern höher ist als an der Außenseite. Diese Art der Stromverdrängung wird Proximity-Effekt genannt. Befinden sich mehrere stromdurchflossene Leiter in unmittelbarer Nähe, beeinflussen diese sich gegenseitig [43]. Bei Anwendungen im

Hochfrequenzbereich treten Skin- und Proximity-Effekt immer zusammen auf.

2.4 Komplexwertige relative Permittivität

Die Permittivität, auch Dielektrizität oder dielektrische Leitfähigkeit genannt, beschreibt die Polarisationsfähigkeit eines Materials für elektrische Felder [44]. Im weiteren Verlauf der Arbeit sind die hier vorgestellten Grundlagen zur Impedanzanpassung des Sensorelements notwendig. Die Permittivität ε besteht aus zwei Anteilen, die in Gleichung 2.25 gezeigt sind.

$$\varepsilon = \varepsilon_0 \cdot \varepsilon_r \qquad 2.25$$

Die elektrische Feldkonstante ε_0 beschreibt die Dielektrizität des Vakuums. Dem luftleeren Raum wird eine Permittivität zugeordnet, da sich elektromagnetische Felder in diesem ausbreiten können [45]. Hierbei handelt es sich um eine Naturkonstante, die in Gleichung 2.26 gezeigt ist.

$$\varepsilon_0 = 8{,}854 \cdot 10^{-12} \frac{As}{Vm} \qquad 2.26$$

Der zweite Anteil der Dielektrizität ist die dimensionslose stoffabhängige Permittivität ε_r, welche den Faktor angibt, um den sich die Dielektrizität im Vergleich zu Vakuum ändert. Sie ist frequenzabhängig und beträgt im luftleeren Raum folglich $\varepsilon_{\mathrm{r,Vakuum}} = 1$ [44]. Da die Polarisationsfähigkeit von Luft auf der Erde gering ist, wird die Permittivität ($\varepsilon_{\mathrm{r,Luft}} = 1{,}00059$) häufig ausschließlich als elektrische Feldkonstante ε_0 angenommen.

Wie bereits erwähnt, hat die Permittivität in Materie eine materialspezifische Frequenzabhängigkeit bzw. Dispersion [46]. Diese wird durch Polarisationseffekte bei Einwirkungen eines elektrischen Wechselfeldes hervorgerufen. Ladungsträger im Material eilen dem einwirkenden Wechselfeld hinterher [47] und erzeugen aufgrund ihrer Bewegung Wärme [48]. In nachfolgender Gleichung 2.27 ist die komplexe Permittivität, aufgeteilt in Realteil ε' und Imaginärteil ε'', dargestellt [49].

$$\varepsilon = \varepsilon' - j\varepsilon'' \qquad 2.27$$

Der Realteil beschreibt die relative Permittivität, welche die materialabhängigen feldschwächenden Effekte aufgrund der Polarisation darstellt

[49]. Der Imaginärteil gibt die Wärmeverluste im Medium aufgrund der Dämpfung schwingender Moleküle an [49]. Diese frequenzabhängigen Verluste lassen sich auch über den Verlustwinkel tan δ beschreiben, welcher mathematisch in Gleichung 2.28 beschrieben ist [49].

$$\tan\delta = {\varepsilon''}/{\varepsilon'} \qquad 2.28$$

In Abbildung 16 ist die Frequenzabhängigkeit der komplexen Permittivität eines dielektrischen Materials gezeigt. Dabei ist der Einfluss von Polarisationseffekten auf Real- (ε') und Imaginärteil (ε'') zu sehen. Die wichtigsten Polarisationsmechanismen sind im entsprechenden Frequenzbereich eingezeichnet [49].

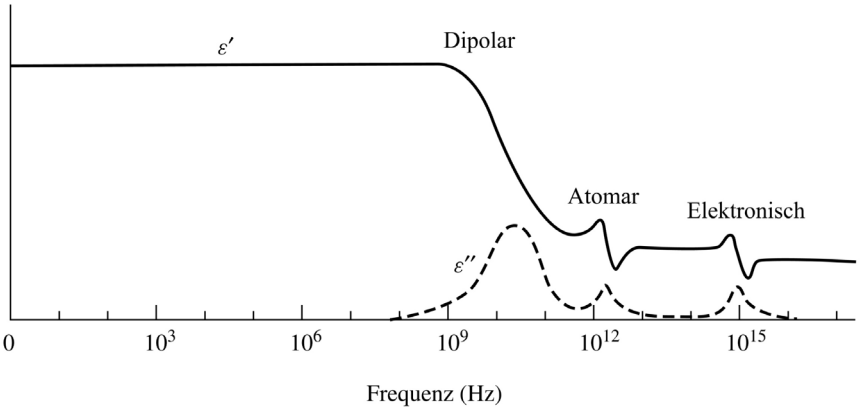

Abbildung 16: Frequenzabhängigkeit der komplexen Permittivität aufgeteilt in Real- ($\boldsymbol{\varepsilon'}$) und Imaginärteil ($\boldsymbol{\varepsilon''}$); entnommen aus [49].

Dipolare Polarisationseffekte treten im Mikrowellenbereich auf und sorgen bei Anlegen eines elektrischen Feldes dafür, dass sich Dipole entsprechend ausrichten [50]. Daher wird dieser Effekt auch Orientierungspolarisation genannt. Ab einer bestimmten materialabhängigen Frequenz können Dipole dem Wechselfeld nicht mehr folgen und es entstehen die in Abbildung 16 gezeigten Relaxationsphänomene, welche in Abhängigkeit der Frequenz steigen [49]. Die Debye-Gleichung bringt die Permittivität mit der temperatur- und frequenzabhängigen Dipol-Polarisation α in Zusammenhang [49]. Diese ist in Gleichung 2.29 gezeigt [51]. Die Gleichung ist nur für Materialien mit permanenten Dipolen, wie z.B. Wasser (H_2O) gültig.

$$P = \frac{\varepsilon_r - 1}{\varepsilon_r + 2} V_m = \frac{L}{3\varepsilon_0}\left(\frac{\mu^2}{3kT} + \alpha\right) \qquad 2.29$$

In Tabelle 3 ist die Symbolbezeichnung für die Debye Gleichung gezeigt.

Tabelle 3: Symbolbeschreibung für Debye Gleichung [51].

Symbol	Erklärung
P	Molpolarisation
V_m	des Gases molare Volumen
L	Avogadro-Konstante
μ	Dipolmoment
k	Boltzmann-Konstante
T	Temperatur in K
α	Polarisierbarkeit des Moleküls

Ionische-Polarisationseffekte treten primär im Frequenzbereich von Infrarotstrahlung auf. Diese entstehen durch die elastische Verschiebung der Ionen im Material aufgrund äußerer elektrischer Felder [50]. Aufgrund der großen Ionenmasse und der geringeren Rückstellkraft verschwindet diese Polarisationsart bei höheren Frequenzen.

Elektrische Polarisation entsteht durch eine Verschiebung der Elektronenhülle relativ zum Atomkern aufgrund eines äußeren elektrischen Feldes [50]. Dieser Effekt tritt bei Frequenzen im Bereich der Wellenlänge (~10^{15} Hz) des sichtbaren Lichts auf. Im Frequenzbereich der atomaren- und elektrischen Polarisation in Abbildung 16 können Resonanzen festgestellt werden, welche auf die Schwingung der Elektronenhülle gegen den unbewegten Kern zurückzuführen sind [50]. Für den Frequenzbereich der Dipolpolarisation ist eine Relaxation zu erkennen. Grund hierfür sind die bereits genannten Orientierungspolarisationen [50].

Aufgrund der Dipolpolarisation hat die komplexe relative Permittivität nicht nur eine Frequenz- sondern auch Temperaturabhängigkeit. Dies liegt daran, weil durch die Erhöhung der Temperatur die Bewegung der Dipolmoleküle angeregt wird. Eine weitere Beeinflussung der Bewegung aufgrund angelegter Wechselfelder wird erschwert [51]. Bei höheren

Frequenzen sinkt diese Abhängigkeit, da im Bereich der Elektronen- und Ionenpolarisation die Dipole dem Wechselfeld nicht mehr folgen können [50]. Für diesen Fall geht die Debye-Gleichung in die Clausius-Mossotti-Gleichung über, da das Dipolmoment vernachlässigt werden kann. Diese ist in nachfolgender Gleichung 2.30 gezeigt [51]. Es ist zu erkennen, dass diese Gleichung nur für Materialien ohne permanentes Dipolmoment (μ = 0) gilt.

$$P = \frac{\varepsilon_r - 1}{\varepsilon_r + 2} V_m = \frac{L}{3\varepsilon_0}\,\alpha \qquad 2.30$$

3 Stand der Technik: Lebensdauervorhersage mittels hochfrequenter Wechselströme

Im nachfolgenden Kapitel wird der Stand der Technik zu den vier Hauptfragestellungen dieser Arbeit vorgestellt. Hierzu zählen die aktuell gängigen Sensortechnologien zur mechanischen Bauteilüberwachung von Naturfaserverbundwerkstoffen. Der Leitungssensor wird in seiner Funktion von den gängigen Methoden abgegrenzt. Außerdem können Vor- und Nachteile des Leitungssensors im Vergleich zum Stand der Technik im letzten Teil dieses Kapitels aufgezeigt werden.

Die Technik des neu zu erforschende Sensorelements basiert auf dem Schädigungsverhalten und der Lebensdauervorhersage von mechanisch belasteten Leitern. Somit ist es notwendig den aktuellen Forschungsstand zu präsentieren, um die in dieser Arbeit vorgestellten Ergebnisse abzugrenzen.

Mittels hochfrequenter Wechselströme soll die Lebensdauer von Naturfaserverbundwerkstoffen detektiert werden. Zur späteren Sensorauslegung ist eine Charakterisierung der dielektrischen Eigenschaften, genauer gesagt der komplexen relativen Permittivität, des Pflanzenfaserverbundwerkstoffs nötig. Es werden Werte aus der Literatur vorgestellt, um eigene Ergebnisse zu interpretieren und abzugrenzen.

3.1 Lebensdauervorhersage von mechanisch-dynamisch belasteten Leitungen

Der in dieser Arbeit vorgestellte Leitungssensor basiert auf bisherigen Forschungsergebnissen zur Schädigungsanalyse und Lebensdauerbestimmung von mechanisch-dynamisch belasteten Leitungen. Im nachfolgenden Kapitel werden zunächst die bisherigen Ergebnisse zum Schädigungsverhalten des Leiterwerkstoffs Kupfer vorgestellt. Anschließend wird die Lebensdauerabschätzung von impedanzkontrollierten Leitungen mithilfe von hochfrequenten Wechselströmen gezeigt.

3.1.1 Mechanisches Schädigungsverhalten von Kabeln und Leitungen

Erstmalig erfolgte eine umfangreiche multiphysikalische Untersuchung des Schädigungsverhaltens von mechanisch dynamisch belasteten Leitungen durch Ehlenz [9]. Anschließend untersuchte Lenz das mechanische

und elektrische Schädigungsverhalten von impedanzkontrollierten Leitungen [52].

3.1.1.1 Oberflächenrauheit auf Kupferleitern durch mechanische Belastung

Ehlenz stellte erstmalig fest, dass Kupferleiter unter mechanisch dynamischer Belastung eine charakteristische Oberflächenrauheit ausbilden [9]. Die Rauheit steigt mit zunehmender mechanischer Belastung in einem ungeordneten Muster an, bis sie schließlich an einer Stelle des Leiters zum Bruch führt. In Abbildung 17 ist die Rauheitsausbildung über die Lebensdauer an einem Kupferleiter des Typs H07V-U mit dem Querschnitt von 1,5 mm² gezeigt. Der Leiter wurde durch eine Mehrfachbiegeanlage in Anlehnung an DIN EN 50396 [53] belastet. Eine Beschreibung der Prüfeinrichtung erfolgt in Abschnitt 4.2. Es ist deutlich zu erkennen, wie die Oberfläche mit steigender Zyklenzahl zunehmend matt wird. Als Ursache für die Ausbildung der Oberflächenrauheit nennt Ehlenz Versetzungen, welche aufgrund plastischer Verformung im Werkstoff entstehen. Hierzu wird kein qualitativer Beweis geliefert.

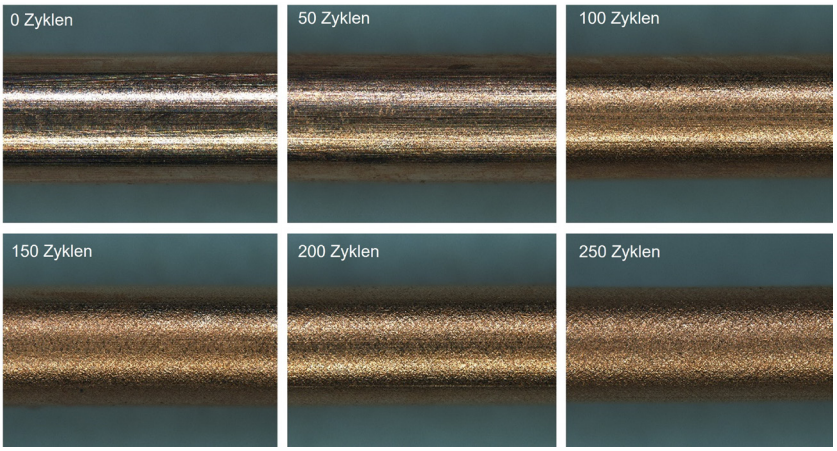

Abbildung 17: Oberflächenrauheit auf Kupferleiter H07V-U 1,5 mm² über Lebensdauer; entnommen aus [9].

Zusätzlich zur makroskopischen Oberflächendarstellung der Kupferleiter, wurde eine metallographische Untersuchung durchgeführt [9]. Hierfür wurden Kupferleiter in Kunststoffträgermittel eingebettet, geschliffen, poliert und anschließend mit Salpetersäure geätzt. Das Ergebnis dieser Untersuchung ist in Abbildung 18 gezeigt.

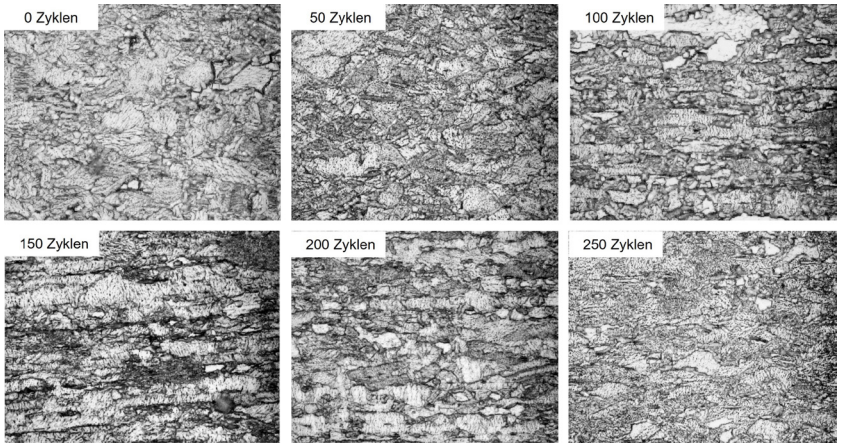

Abbildung 18: Metallographische Untersuchung des Kupferleiters H07V-U 1,5 mm² über die Lebensdauer; entnommen aus [9].

Anhand der metallographischen Aufnahmen wird eine Änderung der Korngrenzen über die Lebensdauer beschrieben. Aufgrund der Schwarz-Weiß-Darstellung des Gefüges in Verbindung mit der geringen Auflösung, ist eine Interpretation nur bedingt möglich. Außerdem ist kein mit der Alterung fortschreitendes Muster zu erkennen, welches die Aussage der Kornänderung stützt. Zusätzlich ist die Änderung der Korngrenzen nicht quantifiziert und lediglich als Indiz einer Gefügeveränderung zu interpretieren.

Zusätzliche wurde die Oberflächenrauheit mit den Linienrauheitswerten R_a und R_v in Abhängigkeit der Lebensdauer gemessen [9]. Der Rauheitswert R_a beschreibt den mittleren Abstand eines Messpunktes zur Oberfläche und R_v die Tiefe des größten Profiltales [54]. Zu erkennen ist, dass beide Rauheitsparameter über die zyklische Lebensdauer steigen. Die Messergebnisse sind in Abbildung 19 gezeigt.

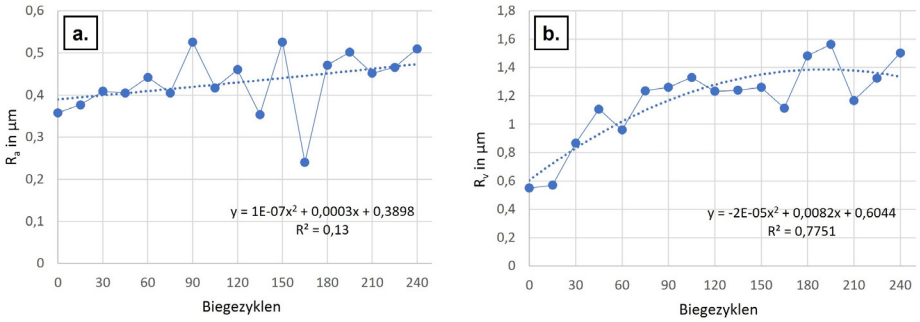

Abbildung 19: Oberflächenrauheit über zyklische Lebensdauer auf Mehrfachbiegeanlage gemessen in a) R_a und b) R_v; in Anlehnung an [9].

Lenz kritisiert in seiner Arbeit [10] die Rauheitsmessungen und Ergebnisdarstellung von Ehlenz. Als Grund führt er die geringe Signifikanz der Messungen aufgrund der Stichprobengröße von eins an. Außerdem bemängelt er die große Varianz der Einzelmessungen, was sich auch im Bestimmtheitsmaß der Regressionsfunktion 2. Ordnung widerspiegelt. Lenz schreibt außerdem, dass ein Polynom 2. Ordnung einen Umkehrpunkt impliziert, was bei einer monoton nicht linearen Zunahme der Oberflächenrauheit über die Lebensdauer nicht möglich ist.

3.1.1.2 Fließfiguren auf Kupferleitern durch mechanische Belastung

Für Kupferleiter, welche auf der Mehrfachbiegeanlage in Anlehnung an DIN EN 50396 belastet wurden, konnte neben der Oberflächenrauheit auch die Ausbildung von Fließfiguren festgestellt werden [9]. Diese verlaufen unter 45 ° zur Belastungsrichtung des Leiters und sind in Abbildung 20 als schwarze Schlieren auf dem Kupferleiter zu erkennen.

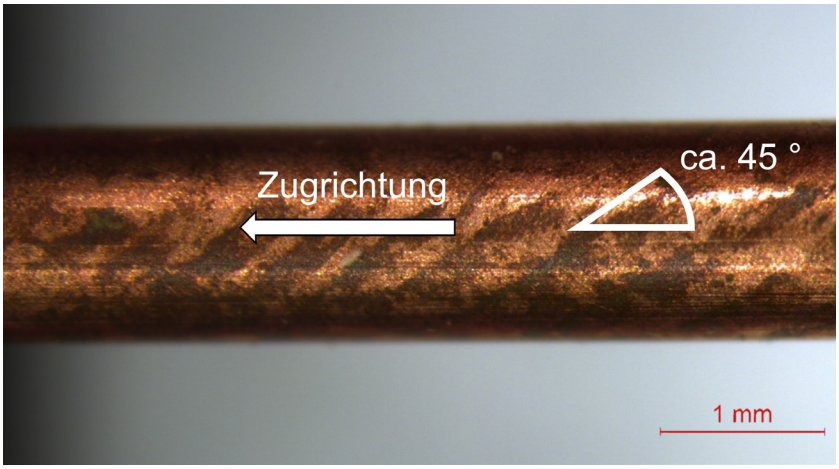

Abbildung 20: Fließfiguren auf der Oberfläche eines mechanisch belasteten Kupferleiters; entnommen aus [9].

Als Ursache für diesen Effekt wird die Schmid'sche Schubspannung genannt [9]. Diese besagt, dass Gleitsysteme aktiviert werden, wenn eine hinreichend große Schubspannung τ wirkt. Nachfolgende Gleichung beschreibt das Schmid'sche Schubspannungsgesetzt [55].

$$\tau = \sigma \cos\lambda \cos\theta \qquad 3.1$$

Die mechanische Spannung σ, welche am Gleitsystem anliegt, steht im Produkt mit dem Schmidfaktor. Die beiden trigonometrischen Funktionen beschreiben die Lage der Gleitebenen zur anliegenden Kraft. Genauer gesagt beschreibt $\cos\lambda$ die Lage der Gleitrichtung und $\cos\theta$ die Lage der Normalen auf der Gleitebenen. Unter 45° erreichen beide Kosinusfunktionen als Produkt ihr Minimum. Die Energie zur Aktivierung der Gleitebene ist daher in einem Winkel unter 45° zur Belastungsrichtung minimal, weshalb diese zuerst plastisch verformt werden [55]. Dieser Effekt ist bereits durch die Lüdersbänder bei Stahlwerkstoffen bekannt [56].

3.1.1.3 Schädigungsverhalten von impedanzkontrollierten Leitungen

Zusätzlich zu den Ergebnissen von Ehlenz [9], welche sich primär auf den Leiterwerkstoff Kupfer beziehen, hat Lenz das Schädigungsverhalten der gesamten Leitung betrachtet [10, 52]. Der Fokus lag hierbei auf impedanzkontrollierten Leitungen[1]. Nachfolgend wird beispielhaft das mechanische Schädigungsverhalten von zwei dieser Leitungen vorgestellt. Beide Leiter wurden durch die Mehrfachbiegeanlage in Anlehnung an DIN EN 50396 mechanisch belastet.

Die Leitung des Typs CLF200 hat eine impedanzkontrollierte koaxiale Anordnung mit starrem Innenleiter aus Kupfer. Dieser ist umgeben von einem Dielektrikum aus Polyethylen (PE). Anschließend folgt ein Folienschirm aus Aluminium und ein Mantel aus Polyvinylchlorid (PVC). In Abbildung 21 sind die einzelnen Komponenten des CLF200 im neuwertigen (a) und im bis zum Bruch belasteten (b) Zustand dargestellt.

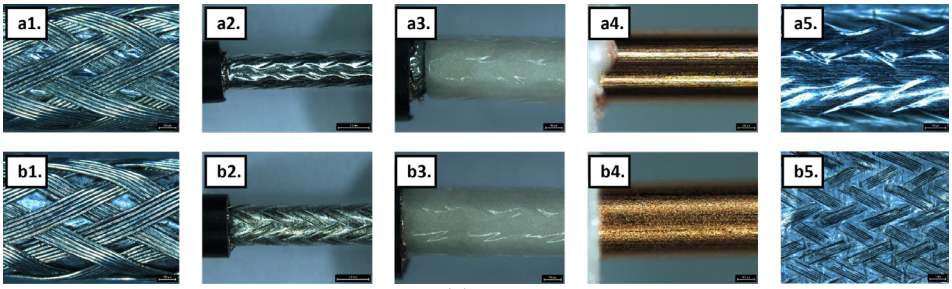

Abbildung 21: Analyse CLF200 neuwertig (a) und nach Belastung auf Mehrfachbiegeanlage (b); entnommen aus [52].

Eine signifikante Schädigung ist ausschließlich in Form von Oberflächenrauheit (a4. und b4.) auf dem Innenleiter zu erkennen. Im Gegensatz zu Ehlenz, welcher die Linienrauheit R_a und R_v verwendet, quantifiziert Lenz

[1] Verwendet wurden die Leitungen CLF200, Hyperflex5, Helukat 600 und Helukat 600 flex.

die Oberfläche mittels der quadratischen Flächenrauheit S_q. Eine genaue Beschreibung der quadratischen Flächenrauheit S_q erfolgt in Abschnitt 4.2.

Diese steigt vom neuwertigen Zustand (S_q = 0,24 µm) in einen für den Skin-Effekt relevante Größenordnung (S_q = 1 µm) an. Die Beeinflussung der elektrischen Messung wird im nachfolgenden Kapitel thematisiert.

Als zweites Beispiel soll die Leitung des Typs Hyperflex5 angeführt werden. Unterschiede zum CLF200 sind der verlitzte Innenleiter und der Folienschirm aus Kupfer. In Abbildung 22 sind die einzelnen Komponenten des Hyperflex5 im neuwertigen (a) und im bis zum Bruch belasteten (b) Zustand dargestellt.

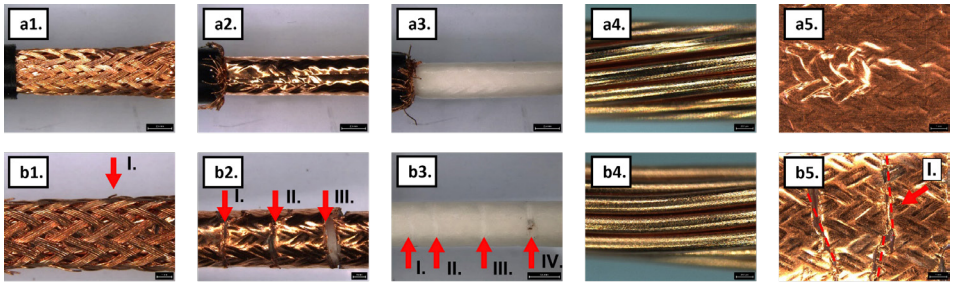

Abbildung 22: Analyse Hyperflex5 neuwertig (a) und nach Belastung auf Mehrfachbiegeanlage (b); entnommen aus [52].

Bei diesem Leitungstyp ist die signifikanteste Schädigungsart die zirkularen Brüche des Folienschirms (b1. und b2.). Diese Brüche beschädigen aufgrund von spitzen Kanten außerdem das Dielektrikum (a3. und b3.). Der Einfluss, der sich auf den Litzen ausbildenden Oberflächenrauheit, ist zu vernachlässigen, da dieser nicht im für den Skin-Effekt relevanten Bereich liegt [52].

3.1.2 Einfluss der Oberflächenrauheit auf die Übertragung von hochfrequenten Wechselströmen

Ehlenz hat in seiner Arbeit erstmals vorgeschlagen, den mechanischen Schädigungszustand einer Leitung anhand ihrer Rauheitsausbildung auf der Leiteroberfläche mithilfe von hochfrequenten Wechselströmen zu detektieren [9]. Grundlage hierfür ist die Wechselwirkung zwischen Skin-Effekt und Oberflächenrauheit, welche einen Einfluss auf die Übertragungseigenschaften bei hochfrequenten Wechselströmen hat. Durch den Skin-Effekt wird die Stromdichte mit steigender Frequenz an der Oberfläche des Leiters konzentriert (vgl. Unterabschnitt 2.3.4). Eine Rauheit an der Leiteroberfläche sorgt dafür, dass die Transmissionseigenschaften negativ

beeinflusst werden [57]. Dieser Effekt tritt besonders bei Leiterplatten auf, da diese häufig für höheren Frequenzen verwendet werden als Kabel und Leitungen [58–62]. Gold stellt in seinen Arbeiten [63–65] einen Ansatz zur physikalischen Modellierung von rauen Oberflächen vor. Sein Gradientenmodell beschreibt eine ortsabhängige spezifische Leitfähigkeit, die in Abhängigkeit der Materialverteilung des Rauheitsprofils steht. Eine Rauheit im Randbereich der Oberfläche sorgt für eine geringere Dichte des leitenden Materials und infolgedessen für eine Abnahme der Leitfähigkeit. In Gleichung 3.2 ist dieser Zusammenhang mathematisch gezeigt. Diese unterscheidet sich von der Helmholzgleichung durch den dritten Term, welcher die ortsabhängige Leitfähigkeit beschreibt. Eine Lösung kann ausschließlich numerisch und nicht analytisch erreicht werden. Laut Gold hat die Rauheit außerdem nicht nur Einfluss auf die Dämpfung, sondern auch den auf Phasengang einer elektromagnetischen Welle [63].

$$\frac{\delta^2 B_y}{\delta x^2} + j\omega\mu_0\sigma B_y - \frac{\delta}{\delta x}\ln\sigma * \frac{\delta B_y}{\delta x} = 0 \qquad 3.2$$

3.1.3 Lebensdauervorhersage von mechanisch dynamisch belasteten Leitungen mittels hochfrequenter Wechselströme

In [9] und [10, 52, 66] wurde mithilfe von hochfrequenten Wechselströmen die Lebensdauer von mechanisch beanspruchten impedanzkontrollierten Leitungen untersucht. In nachfolgender Abbildung 23 ist die Dämpfung über Belastungszyklen einer Twisted-Pair Leitung ohne Typenbezeichnung gezeigt. Der Austausch der Leitung wird nach 6.430 Zyklen bei einer Dämpfung von -26 dB empfohlen. Laut Ehlenz ist die Leitung bei 7.900 Zyklen und einer Dämpfung von -44 dB gebrochen und nicht mehr funktionsfähig [9]. Im Bereich zwischen 0 und 4.000 Zyklen ist eine monotone Zunahme der Dämpfung mit geringer Streuung zu erkennen. Anschließend ist ein erhebliches Rauschen zu erkennen, was vermuten lässt, dass die Leitung zu diesem Zeitpunkt bereits mechanisch stark geschädigt war. Ein Austausch der Leitung würde daher bereits ab 3.800 Zyklen schlüssig sein, da nur so die Funktion der Leitung gewährleistet werden kann. Außerdem sind bereits bei 4800 Zyklen Dips mit einer Dämpfung von -48 dB zu erkennen, was laut Ehlenz ein Schwellwert zum Leitungstausch ist.

Als Ursache für die Änderung der Dämpfung nennt Ehlenz die sich auf der Leiteroberfläche ausbildende Rauheit aufgrund der mechanischen Beanspruchung. Somit identifiziert er die Oberflächenrauheit als Parameter zur elektrischen Lebensdauerbestimmung [9].

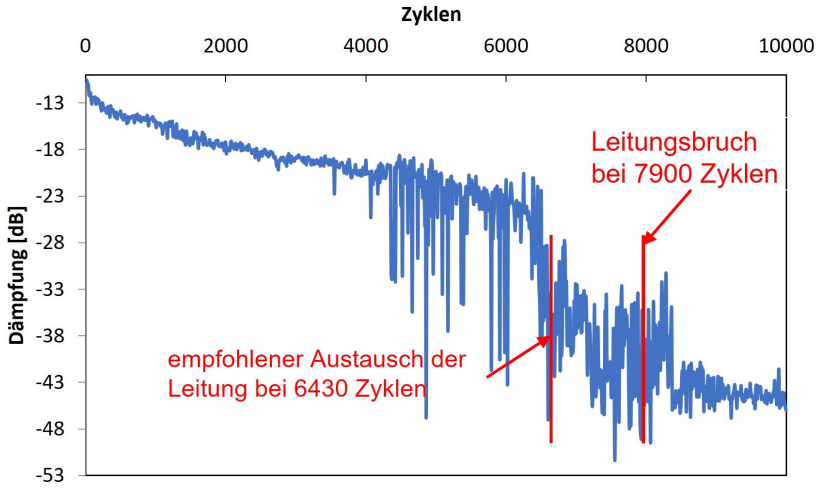

Abbildung 23: Dämpfung über Zyklen, Twisted-Pair bei 1 GHz; entnommen aus [9].

Die von Ehlenz erstmals beschriebenen Ergebnisse wurden von Lenz [10, 52] aufgegriffen und fortgeführt. Hierfür verwendet er einen Vektor Netzwerkanalysator (VNA) zur Messung des Betrags und der Phase über die Lebensdauer im Frequenzbereich zwischen 10 MHz und 6 GHz. Beispielhaft werden die Ergebnisse der Leitungstypen CLF200 und Hyperflex5 vorgestellt, deren mechanisches Schädigungsverhalten in Unterabschnitt 3.1.1.3 beschrieben ist. In Abbildung 24 ist der Betrag (a) und die Phase (b) der Transmissionsdämpfung S_{21} für unterschiedliche Frequenzen über Zyklen auf der Mehrfachbiegeanlage dargestellt. Bemerkenswert ist, dass die mechanische Belastung der Leitung eine Dämpfungszunahme verursacht. Außerdem steigt dieser Effekt mit zunehmender Frequenz.

Zusätzlich zum Betrag zeigt Lenz erstmalig den Phasengang inklusive der theoretisch errechneten Phase aufgrund der Längung der Leitung während der Prüfung. Damit soll gezeigt werden, dass der Phasengang nicht ausschließlich auf die Längung zurückzuführen ist. Es ist zu erkennen, dass auch die Phase eine monotone Änderung über die Lebensdauer aufweist.

Als Ursache für die Änderung von Betrag und Phase hat Lenz im Ausschlussverfahren die Oberflächenrauheit bestimmt, da diese aufgrund ihrer Größenordnung in einem signifikanten Maß die Stromverteilung im Randbereich beeinflusst. Lenz empfiehlt bei diesem Leitungstyp die Phase als Lebensdauerindikator, da sie sensitiver auf Änderungen im Material reagiert und eine größere Änderung als der Betrag aufweist [10].

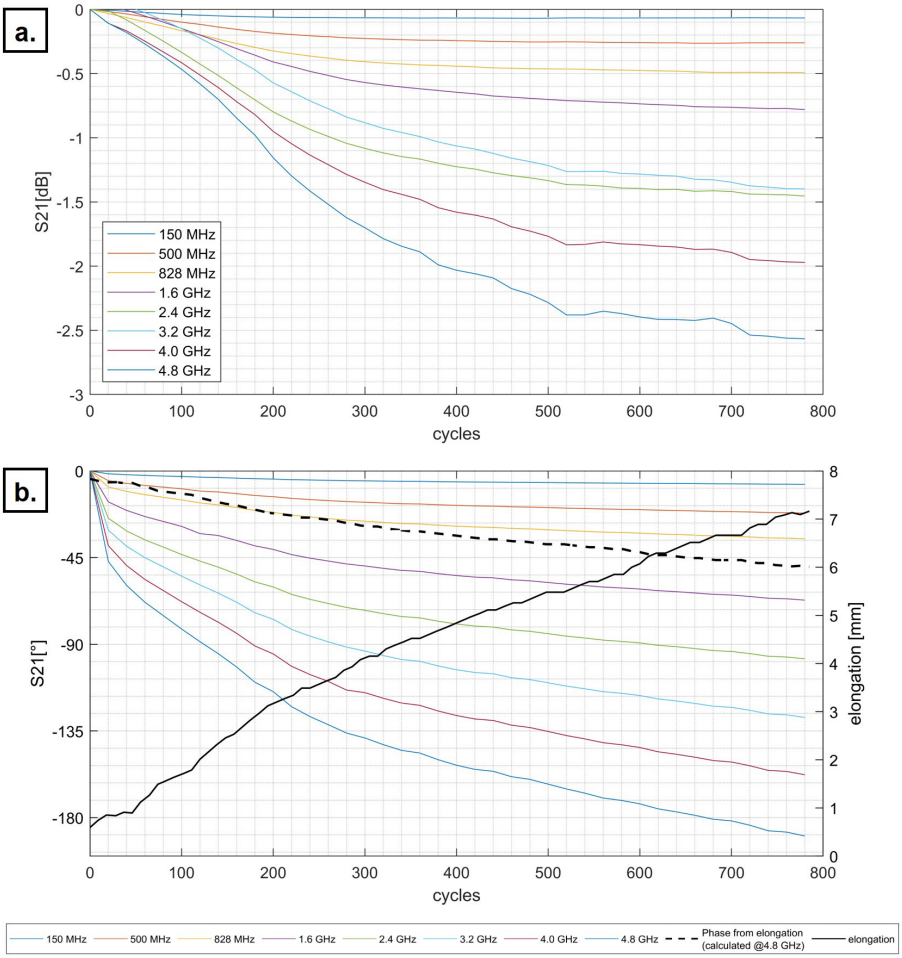

Abbildung 24: Dämpfung (a) und Phase (b) der Transmission S21 von CLF200 über Lebensdauer inkl. Längung und der daraus resultierenden Phase; entnommen aus [52].

In Abbildung 25 sind Betrag und Phase des Leitungstyps Hyperflex5 über Belastungszyklen auf der Mehrfachbiegeanlage gezeigt. Auch hier ist eine Änderung des Betrags und der Phase über die Lebensdauer zu erkennen. Es kann eine besonders signifikante Dämpfungszunahme in den ersten 80 Zyklen identifiziert werden. Für diese macht Lenz Schirmbrüche verantwortlich, welche in Abbildung 22 (b2) gezeigt sind. Diese treten bereits zu Beginn der Lebensdauer auf. Da sich die Spannungen im Schirm bereits nach wenigen Zyklen abgebaut haben, entstehen keine weiteren Brüche. Ab ca. 50 % der Lebensdauer ist eine Stagnation der Dämpfung zu erkennen, was die weitere Lebensdauerbestimmung erschwert.

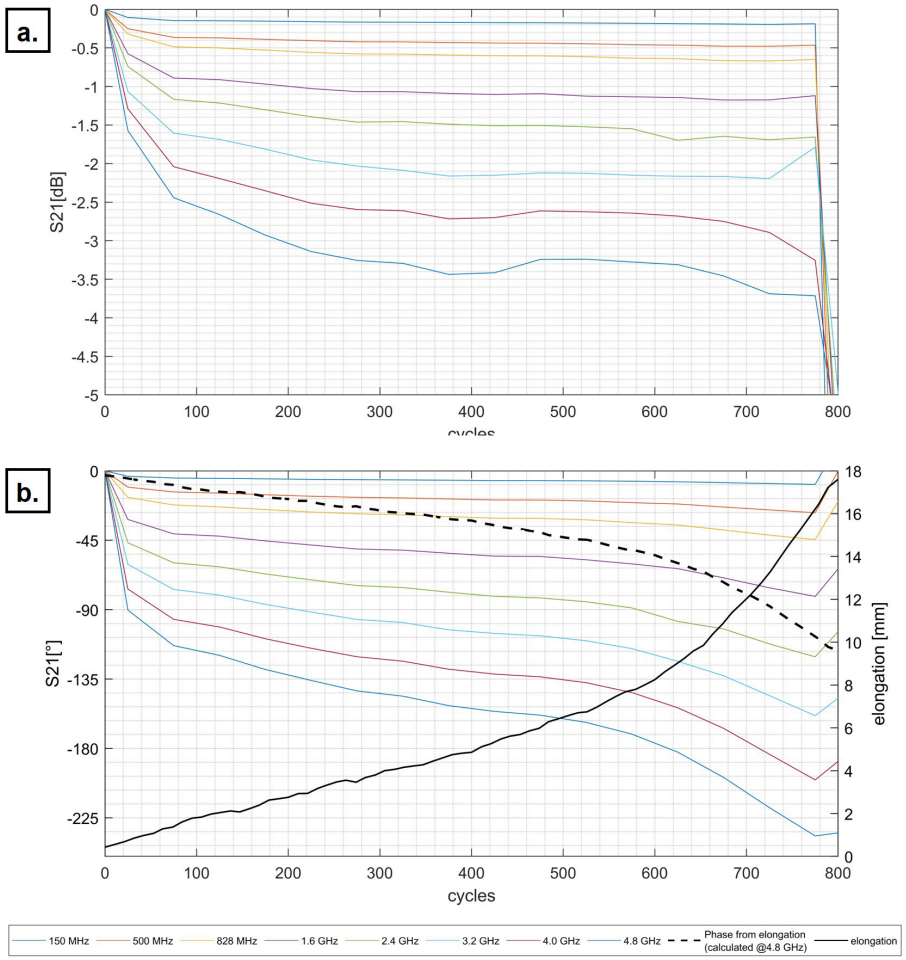

Abbildung 25: Dämpfung (a) und Phase (b) der Transmission S21 von Hyperflex5 über Lebensdauer inkl. Längung und der daraus resultierenden Phase; entnommen aus [52].

Auch im Phasengang ist die größte Änderung zu Beginn der Prüfung zu identifizieren. Im Gegensatz zum Betrag ist für die Phase eine Änderung über die gesamte Lebensdauer zu erkennen. Jedoch vermutet Lenz in dieser Änderung den Einfluss der Längung während der Prüfung. Den Einfluss der Oberflächenrauheit auf die Änderung der Transmissionseigenschaften interpretiert Lenz im Vergleich zu den Schirmbrüchen als vernachlässigbar. Auch bei diesem Leitungstyp empfiehlt Lenz aufgrund der aussagekräftigeren Änderung den Phasengang als Lebensdauerindikator [10].

3.2 Komplexwertige relative Permittivität von Naturfaserverbundwerkstoffen

In dieser Arbeit wird ein Sensorelement vorgestellt, welches mithilfe von hochfrequenten Wechselströmen die strukturelle Integrität von Naturfaserverbundwerkstoffen aus Flachs und Epoxidharz überwachen soll. Die komplexe relative Permittivität hat einen Einfluss auf die Wellenausbreitung der HF-Signale [67]. Somit ist es notwendig die dielektrischen Eigenschaften des verwendeten Pflanzenfaserverbunds für die impedanzkontrollierte Sensorauslegung zu charakterisieren. Nachfolgend werden bisherige Ergebnisse zur komplexen relativen Permittivität von Naturfaserverbundwerkstoffen mit dem Fokus auf Flachsfasern präsentiert. Die theoretischen Grundlagen sind in Abschnitt 2.4 erläutert. Die diskutierten Ergebnisse beziehen sich auf eine Frequenz von 200 kHz. In Kapitel 6 wird dieselbe Messfrequenz verwendet, wodurch die Ergebnisse vergleichbar sind.

3.2.1 Komplexwertige relative Permittivität von Flachsfaserverbundwerkstoffen

Die komplexwertige relative Permittivität wurde für Flachs/Epoxidharz-Verbundwerkstoffe in Abhängigkeit der Frequenz und Temperatur gezeigt [68]. Hergestellt wurden die unidirektionalen Proben mittels Prepregs und haben einen Faservolumenanteil von 50 %. In Abbildung 26 ist das Ergebnis grafisch dargestellt.

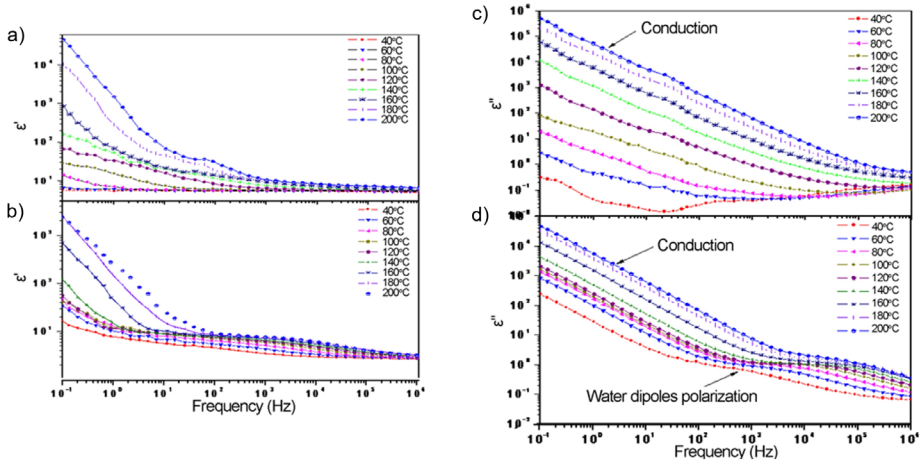

Abbildung 26: Komplexe relative Permittivität von Epoxidharz (a, c) und Flachs/Epoxidharz Prepregs (b, d); entnommen aus [68].

In der Abbildung wird die komplexwertige relative Permittivität von Epoxidharz (a, c) und dem Flachsfaserverbundwerkstoff (b, d) gezeigt. Die komplexe Permittivität, aufgeteilt in Real- (a, b) und Imaginärteil (c, d), ist im Frequenzbereich zwischen 0,1 Hz und 100 MHz dargestellt. Der Temperaturbereich liegt zwischen 40 °C und 200 °C mit einem Abstand zwischen den Einzelmessungen von 20 °C. Es ist zu erkennen, dass die Temperaturabhängigkeit der komplexen relativen Permittivität oberhalb der Frequenz von 1 MHz deutlich sinkt [68]. Grund für dieses Verhalten sind Polarisationseffekte der Wasser-Dipole in der Pflanzenfaser [68–70]. Konkret konnte bei einer Temperatur von 40 °C und der Frequenz von 200 kHz eine relative Permittivität (ε') von 2 und ein dielektrischer Verlustwert (ε'') von 0,07 gemessen werden [68]. Die Steigerung der Permittivität bei höheren Temperaturen wird durch die verbesserte Leitfähigkeit erklärt [68]. Außerdem ist eine Relaxation im Bereich der niedrigen Frequenzen und hohen Temperaturen bei Epoxidharz und Flachsfaserverbundwerkstoff zu erkennen. Dieses Phänomen der steigenden Permittivität ist durch die Mobilität der Ladungsträger des Polymers in Abhängigkeit der Temperatur begründet [68, 71].

In einer weiteren Arbeit konnte die komplexe relative Permittivität von Flachs/Epoxy-Verbundwerkstoffen mit einem Faservolumenanteil von 50 % aus Prepregs gezeigt werden [69]. Es wurde der Frequenzbereich zwischen 0,1 Hz und 1 MHz betrachtet. Die Temperaturabhängigkeit wurde zwischen 40 °C und 160 °C untersucht. Die Messergebnisse für Real- und Imaginärteil sind in Abbildung 27 gezeigt.

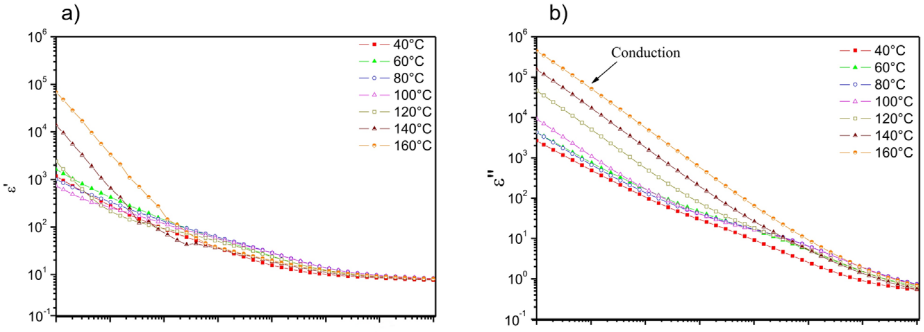

Abbildung 27: Komplexe relative Permittivität von Flachs/Epoxidharz Prepregs, Realteil (a) und Imaginärteil (b); entnommen aus [69].

Die Charakteristik der gezeigten Messwerte ist ähnlich zu denen in Abbildung 26 aus [68]. Sowohl die mit der Frequenz sinkende Temperaturabhängigkeit als auch die Abnahme der komplexen relativen Permittivität sind zu beobachten. Ein Unterschied der beiden Arbeiten ist jedoch, dass

die Größenordnung der Messwerte von [69] deutlich über denen von [68] liegt. Bei einer Frequenz von 200 kHz und 40 °C lagen Real- und Imaginärteil von [68] bei $\varepsilon' = 2$ und $\varepsilon'' = 0{,}07$. Unter gleichen Messbedingungen liegen die Werte von [69] bei $\varepsilon' = 10$ und $\varepsilon'' = 0{,}6$. Ursachen für die unterschiedliche Größenordnung der Ergebnisse aus [68] und [69] werden nicht ersichtlich. Mögliche Ursachen sind die Messtechnik oder das Epoxidharz, dass zur Probenherstellung verwendet wird.

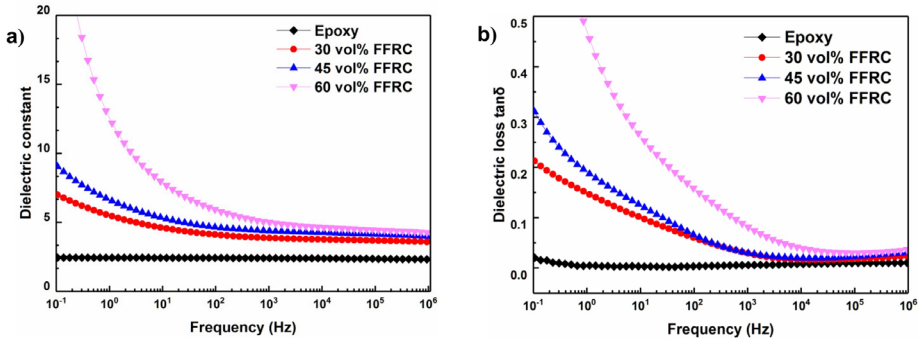

Abbildung 28: Komplexe relative Permittivität von Epoxidharz und Flachs/Epoxidharz-Verbundwerkstoffen mit unterschiedlichen Faservolumenanteil, Realteil (a) und Verlustwinkel (b); entnommen aus [72].

Zusätzlich wird die komplexwertige relative Permittivität von Flachs/Epoxidharz-Verbundwerkstoffen in einer weiteren Arbeit behandelt [72]. Die Proben sind mittels Heißpressverfahren hergestellt und besitzen Faservolumenanteile von 30 %, 45 % und 60 %. Der Frequenzbereich der Messung liegt ebenfalls zwischen 0,1 Hz und 1 MHz. In Abbildung 28 sind die Messergebnisse von [72] gezeigt.

Neben der dielektrischen Konstante ist der Verlustwinkel tan δ gezeigt. Das Verhältnis dieser Größen ist in Gleichung 2.28 aus Abschnitt 2.4 mathematisch gezeigt. Auch hier ist die Abnahme der Permittivität mit steigender Frequenz aufgrund der Wasser-Dipolpolarisation gezeigt. Es ist außerdem zu erkennen, dass die Permittivität in Abhängigkeit des Faservolumenanteils steigt. Dieses Phänomen begründet sich durch den geringeren Anteil an Epoxidharz im Verbund. Sowohl in Abbildung 26 als auch in Abbildung 28 ist gezeigt, dass Epoxidharz eine geringere Permittivität aufweist als der Pflanzenfaserverbund. Dementsprechend sorgt ein sinkender Epoxidharzanteil für eine steigende Permittivität [72]. Bei einer Temperatur von 20 °C beträgt die Permittivität $\varepsilon' = 4{,}2$ bei einem Faservolumenanteil von 45 %. Der Verlustwinkel wurde in den dielektrischen Verlust umgerechnet und beträgt $\varepsilon'' = 0{,}126$. Somit liegen die Ergebnisse aus [72] in einer ähnlichen Größenordnung wie von [68] und können als vergleichbar bewertet

werden. In nachfolgender Tabelle 4 sind die Ergebnisse aus [68, 69, 72] zusammenfassend dargestellt.

Tabelle 4: Übersicht komplexwertige relative Permittivität von unidirektionalen Flachs/Epoxidharz-Verbundwerkstoffen bei 200 kHz; in Anlehnung an [11].

Faservolumenanteil in %	ε'	ε''	Herstellungsverfahren	Temperatur in °C	Quelle
50	2	0,07	Prepregs	40	[68]
50	10	0,6	Prepregs	40	[69]
30	4	0,08	Heißpressverfahren	20	[72]
45	4,2	0,126	Heißpressverfahren	20	[72]
60	4,4	0,176	Heißpressverfahren	20	[72]

3.2.2 Komplexwertige relative Permittivität von weiteren Pflanzenfaserverbundwerkstoffen

Neben den bereits vorgestellten Kennzahlen zur komplexen relativen Permittivität von Naturfaserverbundwerkstoffen aus Flachsfaser existieren Arbeiten zur Dielektrizität von weiteren Pflanzenfaserverbundwerkstoffen. Beispiele hierfür sind Luffa (Kürbisgewächs) [73], Reisstroh [73], Sisal [73], Jute [74], Kokosnuss [75], Banane [76], Bambus [77], Palme [78, 79] und Hanf [80]. Hintergrund sind neben der Verwendung der Pflanzenfaserverbundwerkstoffe als Strukturbauteile [79] auch die Verwendung als Leiterplatten [80], Verpackungen [80] oder Gehäuse von Elektronikgeräten [80]. Aber auch in der Automobilindustrie werden vermehrt Naturfaserverbundwerkstoffe für strukturell unkritische Bauteile verwendet [70]. Für all diese Verwendungszwecke ist es notwendig, die dielektrischen Eigenschaften der Naturfaserverbundwerkstoffe zu quantifizieren. Die Ergebnisse der Dielektrizität von Pflanzenfaserverbundwerkstoffen sind aber nur zu einem gewissen Maß mit den in dieser Arbeit vorgestellten vergleichbar und werden deshalb im weiteren Verlauf nicht weiter thematisiert.

3.3 Sensortechnologien zur mechanischen Überwachung von Naturfaserverbundwerkstoffen

Im nachfolgenden Kapitel werden zerstörungsfreie Methoden zur Bauteilüberwachung, im englischen non-destructive testing (NDT) genannt, vorgestellt und in Abschnitt 3.4 verglichen. Häufig wird in der Literatur in diesem Zusammenhang auch von Structural-Health-Monitoring (SHM) gesprochen. Dieser Begriff beschreibt die kontinuierliche oder periodische Erfassung von Messdaten für die Zustandsraumüberwachung und -diagnostik von Maschinen [81]. Ziel ist es, Systeme vor plötzlichen Einschränkungen in ihrer Funktion oder dem vollständigen Versagen zu schützen, da frühzeitig eine Warnung über den Bauteilzustand ausgegeben werden kann. Somit können nicht nur die Sicherheit, besonders bei der potentiellen Gefährdung von Menschen, sondern auch die Integrität und Nachhaltigkeit gesteigert werden [82]. Grundlage für diese Bauteilüberwachung können Sensoren sein, welche physikalische Phänomene aufgrund von Schädigungen detektieren und in ein entsprechendes Signal wandeln, das anschließend zur Bewertung der strukturellen Integrität des Bauteils verwendet werden kann [83].

Der Begriff Sensor leitet sich vom lateinischen *sensus* ab, was *Sinn* oder *Fühler* bedeutet und dient zur quantitativen und qualitativen Messung von physikalischen und chemischen Größen [84]. In Abbildung 29 ist das Funktionsprinzip eines Sensors schematisch dargestellt. Die Eingangsgröße, bei einem SHM-System eine Bauteilschädigung, wird durch das Sensorelement in ein elektrisches Signal gewandelt. Anschließend wird dieses durch die Auswerteelektronik in eine zur Bauteilbewertung interpretierbare Größe umgeformt. Hierbei können Störgrößen die Messung beeinflussen, diese müssen ggf. berücksichtigt werden [84].

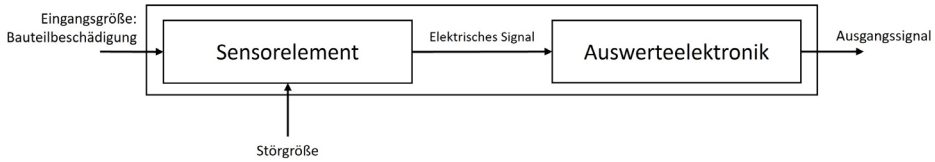

Abbildung 29: Wirkprinzip von Sensoren; in Anlehnung an [84].

Nachfolgend werden Sensortechnologien bzw. SHM-Systeme zur Bauteilüberwachung von Naturfaserverbundwerkstoffen vorgestellt. Im letzten Abschnitt erfolgt die kurze Darstellung von Sensortechnologien, die bis dato

nur bei Kohle- und Glasfaserverbundwerkstoffen eingesetzt werden, der Vollständigkeit halber jedoch nicht fehlen dürfen.

3.3.1 Akustische Sensorik

Die akustische Bauteilüberwachung ist eine zerstörungsfreie Prüfmethode, welche Signale, hervorgerufen durch Beschädigungen im Verbundwerkstoff in-situ analysiert und anhand dieser Rückschlüsse über ein bevorstehendes Bauteilversagen gibt [7, 85–88]. Im Englischen wird sie als acoustic emission Test (AE) bezeichnet. Delamination, Matrix- oder Faserriss sorgen dafür, dass sich eine transiente elastische Welle im Verbundwerkstoff ausbreitet [89, 90], die mithilfe von akustischer Messtechnik identifiziert, lokalisiert und bewertet werden kann. Mithilfe der akustischen Bauteilüberwachung ist es außerdem möglich, die Versagensart des Verbundwerkstoffs zu bestimmen, da sich die bereits genannten Schädigungsmechanismen voneinander unterscheiden lassen [86, 91]. Außerdem ist es möglich, mikromechanische Schädigungen zu detektieren, welche mit anderen Messmethoden nicht aufgelöst werden können [92]. Für die Lebensdauerabschätzung wird eine Korrelation zwischen den charakteristischen akustischen Signalen und den mechanischen Eigenschaften gebildet [87, 93]. Die häufig direkt in den Verbundwerkstoff integrierten [7] Sensoren haben Abmessungen von nur wenigen Millimetern und messen Parameter wie Frequenz, Amplitude oder Wellenform [89]. Im Kontext der Naturfaserverbundwerkstoffe wird häufig die Amplitude ausgewertet [87, 90, 91, 93–95] oder die Anzahl der Signale gezählt [95]. Um diese Technologie nutzen zu können wird eine externe Belastung wie z.B. Druck, Dehnung oder Temperatur benötigt, da im Werkstoff eine akustische Welle hervorgerufen werden muss [85]. Eine nachträgliche Prüfung des Bauteils ist nicht möglich, da ein Signal nur im konkreten Schädigungsfall auftritt [85]. Ein weiterer Nachteil ist, dass die Ausbreitung akustischer Wellen in Festkörpern aufgrund unterschiedlicher Reflektionen, Brechungen, Moden und Dämpfungen beeinflusst wird und somit die Komplexität der akustischen Bauteilüberwachung steigert [85]. Eine Überlagerung der Signale von mehreren parallel stattfindenden Beschädigungen kann die Auswertung zusätzlich erschweren [92]. In der Literatur wird die akustische Bauteilüberwachung bei verschiedensten Pflanzenfasern wie Jute [86, 88, 96], Flachs [7, 91, 93, 94], Hanf [87, 89–91, 96], Sellerie [91], oder Holzfasern [95] in mechanischen Belastungstests verwendet. Auch bei Kohle- und Glasfaserverbundwerkstoffen findet die akustische Bauteilüberwachung aufgrund der genannten Vorteile Anwendung [97].

3.3.2 Faseroptische Sensorik

Faseroptische Sensoren, auch Fiber-Bragg-Grating (FBG) genannt, bestehen aus Lichtwellenleitern wie sie z.B. in der Telekommunikationstechnik Anwendung finden [98, 99]. Eingesetzt werden sie zur in-situ Messung von Dehnungen und Temperaturen [100]. Die Anwendungsgebiete sind vielseitig, wie z.B. die Verwendung als SHM in Kohle- und Glasfaserverbundwerkstoffen [98, 100–109], zur Überwachung von Gießprozessen [110], der Strukturüberwachung von Brücken [111] oder zur Detektion von seismischen Aktivitäten [112].

Aufgebaut ist der Sensor wie eine herkömmliche Glasfaserleitung. Der innere Kern, bestehend aus dotiertem Quarzglas, wird von einem Mantel aus Quarzglas umgeben. Damit Verluste bei der Übertragung minimiert werden, muss der Brechungsindex des Kerns größer als der des Mantels sein [110]. Eine äußere Schutzschicht aus Acryl soll die innenliegende Glasfaser vor Beschädigungen und Umwelteinflüssen schützen [99].

In Abbildung 30 ist eine schematische Darstellung des Funktionsprinzips des FBG-Sensors gezeigt. Zu erkennen ist, dass ein breitbandiges Lichtspektrum durch eine Quelle in die Faser eingekoppelt wird. An den Messstellen des FBG-Sensors verfügt der Kern über Dichteunterschiede, welche durch Bestrahlung oder das Einbringen von Fremdatomen erzeugt werden [113]. Die Störstellen sind optische Interferenzfilter, die Teile des Lichts mit definierter Wellenlänge reflektieren [110]. Diese periodischen Indexmodulationen haben eine definierte Gitterperiode Λ und werden im einfachsten Fall rechtwinklig zur Längsrichtung des Wellenleiters eingebracht, wie in Abbildung 30 gezeigt. Externe Störgrößen wie Dehnungs- oder Temperaturänderungen sorgen dafür, dass sich der Brechungsindex der Störstelle ändert und eine andere Wellenlänge reflektiert wird [98]. Damit die Intensität des reflektierten Spektrums erhalten bleibt, muss die Bragg-Bedingung erfüllt sein, welche in Formel 3.3 mathematisch beschrieben ist [99]. Andernfalls heben sich die Reflektionen der einzelnen Modulationen gegenseitig auf und es kommt zu einer Abschwächung [110].

$$\lambda_B = \eta_{eff} * 2\Lambda \qquad 3.3$$

Die Bragg-Wellenlänge λ_B beschreibt das Maximum des reflektierten Spektrums, η_{eff} den effektiven Brechungsindex der Modulation [110]. Eine maximale Reflektion ist möglich, wenn die Wellenlänge der eingekoppelten elektromagnetischen Welle der doppelten Modulationsperiode entspricht. Ist diese Bedingung erfüllt, kommt es zur phasenrichtigen

konstruktiven Überlagerung der reflektierten Wellen und an der Einspeisestelle kann ein Reflexionsspektrum detektiert werden [99].

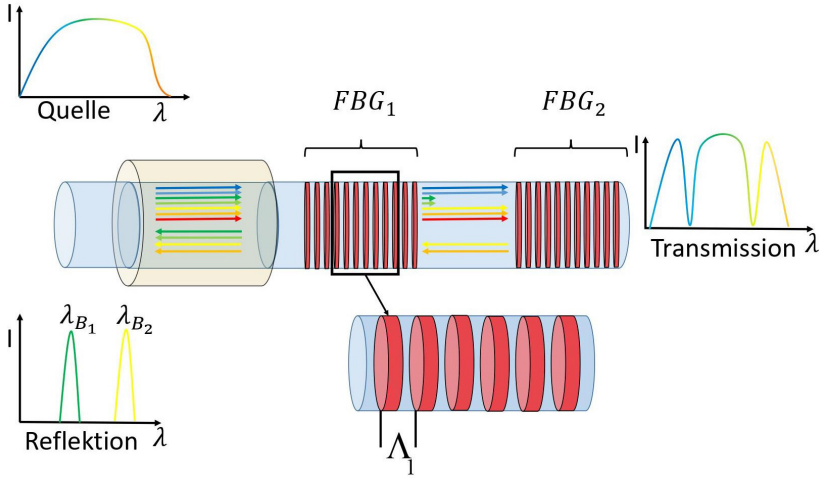

Abbildung 30: Funktionsweise FBG-Sensorik; entnommen aus [110].

Vorteile der faseroptischen Sensoren sind der geringe Durchmesser, die lineare Bauform und die Integrierbarkeit in großflächige Bauteile [98]. Diese Eigenschaften begünstigen besonders die Verwendung in Faserverbundwerkstoffen, da keine punktuelle Gefügestörung wie z.B. durch akustischen Sensoren stattfindet. FBG-Sensoren zur strukturellen Bauteilüberwachung von Faser-Verbundwerkstoffen erfüllen mehrere Anwendungsfelder. Neben ihrer Funktion zur Lebensdauerabschätzung [101, 104, 106], werden sie auch zur Detektion von Aufprallschäden [102], Delaminationen [103, 114] oder transversalen Matrixschäden [115] benutzt. Auch für Naturfaserverbundwerkstoffe aus Flachsfaser konnte gezeigt werden, dass eine Abschätzung der mechanischen Restlebensdauer mithilfe von FBG-Sensoren möglich ist [116]. Grund hierfür ist die ausgeprägte Kriechdehnung von Pflanzenfaserverbundwerkstoffen bei Biegebelastungen. Diese Belastung kann mithilfe der faseroptischen Sensoren detektiert werden und dient als Indikator der Restlebensdauer.

3.3.3 Piezoelektrische Sensorik

Das Funktionsprinzip der piezoelektrischen Sensoren basiert auf dem gleichnamigen piezoelektrischen Effekt. Entdeckt wurde dieser Effekt erstmalig durch die Gebrüder Curie im Jahr 1880 [117]. Wird ein Material wie Quarz, Turmalin oder Bariumtitanat (Keramik) durch Druck verformt, entsteht durch die einwirkende Kraft eine Ladung im Inneren des Kristalls [117]. Hierdurch kann an den gegenüberliegenden Oberflächen des

Materials aufgrund der unterschiedlichen Polarität eine elektrische Spannung gemessen werden [84]. Dieses physikalische Prinzip ist in Abbildung 31 grafisch dargestellt. Wird an den Kristall eine elektrische Spannung angelegt kommt es zum inversen piezoelektrischen Effekt was dazu führt, dass sich der Kristall verformt [84].

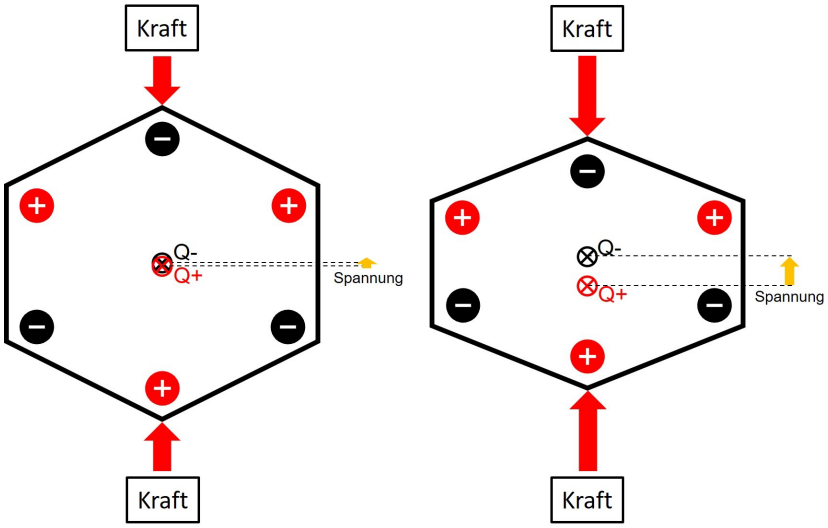

Abbildung 31: Funktionsprinzip piezoelektrischer Effekt; in Anlehnung an [84].

Für Naturfaserverbundwerkstoffe werden piezoelektrische Sensoren als SHM verwendet. Bei der Fertigung direkt ins Laminat integriert, können sie die durch mechanische Belastung hervorgerufene Schädigung der Struktur in-situ messen [118–121]. Außerdem ist es möglich, leitfähige Polymer-Nanokomposit-Lösungen direkt auf die Oberfläche der Flachsfasern zu sprühen [121]. Dieses Verfahren bietet eine erhöhte Empfindlichkeit im Vergleich zu herkömmlichen Dehnungsmesssystemen, welche lediglich die Oberfläche betrachten. Hinzu kommt, dass zur Lastübertagung zwischen Bauteil und Sensor kein Kleber mehr verwendet werden muss [121]. Des Weiteren kann mithilfe von piezoelektrischen Sensoren auch der Aushärtevorgang von Flachsfaserverbundwerkstoffen überwacht werden [118]. Piezoelektrische Sensoren finden auch bei Kohle- und Glasfaserverbundwerkstoffen Anwendung als SHM [122–126].

3.3.4 Weitere Sensortechnologien für Kohle- und Glasfaserverbundwerkstoffe

Für die strukturelle Bauteilüberwachung von Kohle- und Glasfaserverbundwerkstoffen existiert eine Vielzahl an weiteren SHM-Systemen,

welche jedoch noch nicht im Zusammenhang mit Naturfaserverbundwerkstoffen beschrieben sind. Nachfolgend werden diese kurz erläutert.

3.3.4.1 Mikrowellen- und Hochfrequenztechnik

Mithilfe der Mikrowellentechnik können Bauteile berührungslos auf Beschädigungen untersucht werden. Mit Frequenzen zwischen 300 MHz und 300 GHz werden Änderungen an den elektromagnetische Eigenschaften des Verbundwerkstoffs aufgrund von mechanischen Belastungen detektiert [127–133].

3.3.4.2 Nanotubes

Kohlenstoff-Nanotubes werden z.B. in Glasfaserverbundwerkstoffe integriert. Eine Widerstandsmessung dieser Nanotubes zeigt, ob eine mechanische Schädigung stattgefunden hat. Aufgrund ihrer geringen Größe lassen sie sich auch in dünne Verbundstrukturen integrieren [134–136]. Außerdem werden Nanotubes als piezoresistive Sensoren verwendet [137].

3.3.4.3 Radarsensoren

Mithilfe von Radarsensoren, welche im Frequenzbereich zwischen 57 und 64 GHz arbeiten, ist es möglich, die Lebensdauer von Rotorblättern aus Glasfaserverbundwerkstoff zu detektieren. Hierzu werden Radarsensoren ins Bauteil integriert, die mithilfe eines Radargramms Aufschluss über Delaminationen oder ähnliches geben [138].

3.3.4.4 Elektrische Widerstandsmessung

Kupferstreifen werden in Verbundwerkstoffe integriert. Ähnlich wie bei den Nanotubes ermöglicht die Messung des elektrischen Widerstands Rückschlüsse auf mögliche Beschädigungen des Bauteils [139–143].

3.3.4.5 Digitale Bildkorrelation

Die digitale Bildkorrelation ist ein Verfahren der optischen Messtechnik und dient zur Verformungsanalyse. Hierzu werden ein oder zwei Kameras verwendet, um die Verformung eines Punktemusters auf der zu überwachenden Probe zu erkennen [144–151].

3.3.4.6 Kapazitätsmessung

Für eine Kapazitätsmessung bei Glasfaserverbundwerkstoffen werden Kohle- und Kupferleiter in den Verbundwerkstoff integriert. Anschließend wird die Kapazität bei mechanischer Belastung in-situ gemessen. Die

Ausbildung von Rissen erzeugt eine Abnahme der Kapazität über die Lebensdauer [152].

3.4 Der Leitungssensor im Vergleich zum Stand der Technik

Nachfolgend wird ein Vergleich des in dieser Arbeit vorgestellten Leitungssensors mit dem Stand der Technik in Tabelle 5 gezeigt.

Tabelle 5: Vergleich Leitungssensor mit bestehenden SHM-Systemen für Faserverbundwerkstoffe

Sensor	Homogene Schädigung	Inhomogene Schädigung	Beeinflussung Faserstruktur	In-situ Messung	Sensor unabhängige Funktion	Faserverbundwerkstoff	Kosten
Leitungssensor (diese Arbeit)	+ +	+	+	+ +	+ +	Natur, Glas	+
Akustische Sensorik	-	+ +	+	+ +	- -	Natur, Glas, Kohle	+
FBG-Sensorik	-	+ +	+ +	+ +	- -	Natur, Glas, Kohle	o
Piezoelektrische Sensorik	o	+ +	+ +	-	- -	Natur, Glas, Kohle	+
Mikrowellen/Hochfrequenztechnik	+	+ +	+ +	o	- -	Glas, Kohle	o
Nanotubes	+	+ +	+	+ +	-	Glas, Kohle	-
Radar	+	+ +	o	-	- -	Glas, Kohle	o
Widerstandsmessung	+	+ +	+	+ +	+ +	Glas, Kohle	+ +
Digitale Bildkorrelation	o	+ +	+ +	-	- -	Glas, Kohle	o
Kapazitätsmessung	+	+ +	+	+ +	+ +	Glas, Kohle	+ +

Die Bewertung erfolgt dabei von „+ +“ für eine hervorragende Erfüllung bis hin zu „- -“, also nicht Erfüllung der Kriterien. Die Bewertung des

Leitungssensors erfolgt auf den bisherigen Erkenntnissen der Lebensdauerbestimmung von Kabeln und Leitungen.

Besonders in der Detektion homogener Schädigung bietet das neu zu erforschende Sensorelement Vorteile gegenüber bisherigen SHM-Technologien, da es durch großflächige Integration eine in-situ Bauteilüberwachung von Naturfaserwerkstoffen ermöglicht. Außerdem können die integrierten Leiterwerkstoffe zusätzlich als Energie- oder Datenleitung verwendet werden.

4 Mechanisches Schädigungsverhalten von elektrischen Leiterwerkstoffen

Inhalte dieses Kapitels wurden teilweise in [153, 154] veröffentlicht.

Im nachfolgenden Kapitel wird das mechanische Schädigungsverhalten von elektrischen Leiterwerkstoffen vorgestellt. Der Fokus liegt auf dem Werkstoff Kupfer, da dieser zu einem bedeutenden Anteil in Kabel und Leitungen verwendet wird. Da das Sensorelement die strukturelle Integrität von Naturfaserverbundwerkstoffen anhand der Oberflächenrauheit, welche sich durch mechanische Belastungen auf dem Leiterwerkstoff bildet, detektieren soll, werden die Untersuchungen von Ehlenz [9] im Folgenden fortgesetzt. Ziel ist es, die Eignung von Leiterwerkstoffen als Sensorelement nachzuweisen und anschließend einen geeigneten Sensorwerkstoff zu identifizieren.

4.1 Methodik zur Analyse des Schädigungsverhaltens

Nachfolgend werden die verwendeten Proben, und die zur mechanischen Beanspruchung der Leiter verwendete Prüfeinrichtung vorgestellt.

4.1.1 Probenauswahl für mechanische Belastungsprüfung

Als Proben für die mechanischen Prüfungen werden zylindrische Kupferleiter (Cu-ETP, CW004A [16]) des Typs H07V-U (starrer Leiter) und des Typs H07V-K (verlitzter Leiter) mit verschiedenen Querschnitten verwendet. Diese Leitungstypen sind für die Untersuchung des mechanischen Schädigungsverhaltens geeignet, da sie die einfachste Leiterarchitektur repräsentieren. Die Leiter bestehen aus Innenleiter und Isolator aus PVC (Polyvinylchlorid). In unzähligen Prüfungen im Kontext dieser und vorhergehender Arbeiten [9, 10, 153, 154] konnte gezeigt werden, dass mit diesen Leitungstypen reproduzierbare Ergebnisse bei mechanischen, metallographischen und optischen Untersuchungen geliefert werden.

In Abschnitt 4.8 werden zusätzlich weitere Kupfer-, Aluminium- und Nickellegierungen in hartem und weichem Gefügezustand untersucht. Die genaue Beschreibung der jeweiligen Legierungszusammensetzung ausgewählter Proben erfolgt in diesem Kapitel.

4.1.2 Mechanische Belastungsprüfungen für Leiterwerkstoffe

Die ausgewählten Leiterwerkstoffe werden durch Biege-, Zug-/Druck- und Torsionsprüfungen gestresst. Diese repräsentieren die für das Sensorelement relevanten Belastungsarten.

Die Biegebelastung der Leiter wird mit einer Mehrfachbiegeanlage mit zwei Rollen in Anlehnung an DIN EN 50396 [53] durchgeführt. Die Prüfung erfolgt in Anlehnung an die Norm, da in der Arbeit von Ehlenz [9] Schwachstellen und notwendige Verbesserungen der Normprüfung aufgezeigt und optimiert wurden. In Abbildung 32 ist die schematische Darstellung der Normprüfung gezeigt. Der horizontal verfahrende Schlitten verfügt über zwei unter 45° zur Verfahrachse ausgerichteten Rollen, um welche die Leiter gelegt sind. Diese werden aufgrund der horizontalen Bewegung der Rollen zyklisch wechselbelastet. An den Enden der Leitung befindet sich eine Klemmung, welche verhindert, dass die Leitung während der Prüfung verrutscht.

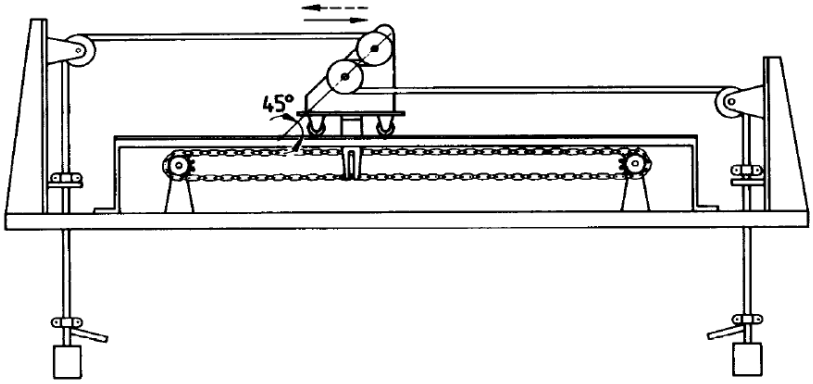

Abbildung 32: Mehrfachbiegeanlage mit zwei Rollen nach DIN EN 50396; entnommen aus [53].

Die Anzahl der Belastungszyklen repräsentieren die mechanische Lebensdauer der Leitung und der Leitungsbruch das End-of-life (EoL). Mithilfe einer Durchgangsmessung (Schleifenimpedanz) durch ein Bender GM420 [155] bei 20 mA DC, welche bei Leitungsbruch auslöst, wird das EoL bestimmt.

Die dynamische Zug- und Druckbelastung erfolgt mit einer Instron Prüfmaschine vom Typ 8800 [156] nach DIN 50100 [157]. Diese ermöglicht eine Wechselbelastung der Leiter mit bis zu ± 25 kN. Eingespannt werden die Leiter zwischen hydraulischen Klemmbacken, deren Klemmdruck variabel eingestellt werden kann.

Die Torsionsbelastung erfolgt nach DIN ISO 7800 [158]. Hierbei wird der Leiter in zwei Klemmbacken eingespannt, von denen eine um die eigene Achse rotiert und den Leiter tordiert. Die ruhende Klemmbacke ist in Längsrichtung des Leiters lose gelagert, um Längenunterschiede aufgrund der Torsion auszugleichen und um zusätzliche Zugbelastung zu verhindern. Auch hierbei wird der Leitungsbruch mittels Durchgangsmessung ermittelt.

4.2 Oberflächenrauheit auf Kupferleitern durch Biegebelastung

Ehlenz hat in seiner Arbeit makroskopisch gezeigt, dass Kupferleiter aufgrund von Biegebelastungen eine Oberflächenrauheit ausbilden. Diese Aussage soll nachfolgend reproduziert werden. Hierzu wurden Kupferleiter des Typs H07V-U mit dem Querschnitt von 1,5 mm² durch die Mehrfachbiegeanlage mit zwei Rollen bis zum Bruch belastetet.

In Abbildung 33 ist die Intensität der Oberflächenstruktur in Graustufen (a1 und b1) und die Pseudofarbdarstellung (a2 und b2) eines neuwertigen und bis Bruch belasteten Leiters gezeigt. Aufgenommen wurden diese Grafiken mithilfe des Konfokalmikroskops Confovis Toolinspect S [159]. Der Bildbereich beträgt 630 µm x 630 µm. Die y-Koordinate liegt längs zur Leiterachse und damit zur Belastungsrichtung. Dies sind zwei Beispiele aus einer Versuchsreihe mit insgesamt vier Proben. Für die Höhen in der Pseudofarbdarstellung wurde die zylindrische Geometrie der Leiter mithilfe eines Polynoms vierten Grades in MountainsMap entfernt. Die Angabe der Rauheit erfolgt durch den Flächenrauheitsparameters S_q nach DIN EN ISO 25178-2 [160], welcher sich folgendermaßen berechnet:

$$S_q = \sqrt{\frac{1}{A}\iint_A z^2\,(x,y)\,dx\,dy} \qquad 4.1$$

Dieser bietet im Vergleich zu Linienrauheit den Vorteil, dass Ausreißer in Form von inhomogenen Schädigungen nicht übergewichtet werden. Somit erfolgt eine präzise Bestimmung der homogenen Schädigung in Form der Oberflächenrauheit. Alle in dieser Arbeit präsentierten Rauheitswerte wurden mit dieser Methodik gemessen. Im Rahmen der Untersuchung des Schädigungsverhaltens von Leiterwerkstoffen wurden insgesamt mehr als 1.200 Messungen der Oberflächenrauheit durchgeführt.

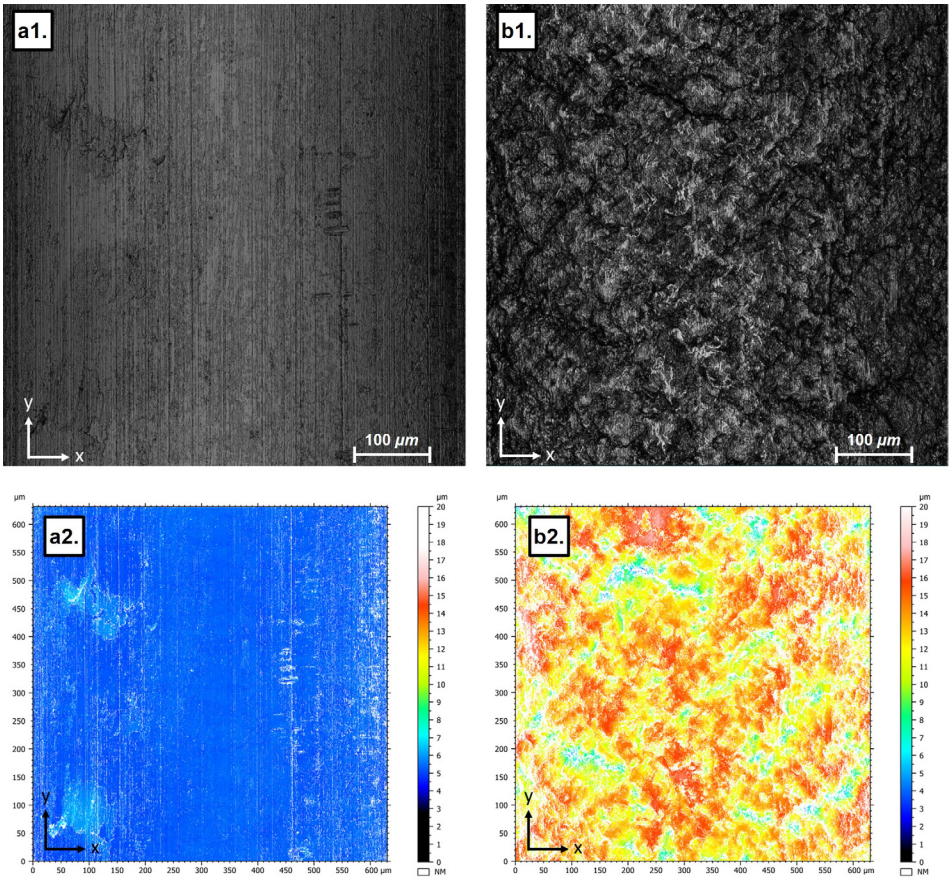

Abbildung 33: Oberflächenrauheit auf Kupferleiter des Typs H07V-U 1,5 mm² aufgenommen mittels Konfokalmikroskopie; a) neuwertig; b) Biegebelastung bis Bruch bei 587 Zyklen; entnommen aus [154].

Es ist deutlich zu erkennen, dass die Oberflächenstruktur des bis 587 Zyklen belasteten Leiters eine zerklüftetere Oberfläche zeigt als die des neuwertigen Leiters. Dieser optische Eindruck kann durch die Höheninformation der Pseudofarbdarstellung und die Angabe der Oberflächenrauheit S_q bestätigt werden. Der neuwertige Leiter hat eine quadratische Flächenrauheit S_q von 0,2267 µm und der Belastete ein Flächenrauheit S_q von 1,848 µm. Die Oberflächenrauheit hat sich somit vom neuwertigen Zustand bis zum Bruch um 715 % gesteigert. Auf der Oberfläche der neuwertigen Probe sind Riefen in Längsrichtung zu erkennen. Hierbei handelt es sich um Ziehriefen, die im Herstellungsprozess durch die Verjüngung des Querschnitts entstehen. Die Kerben, welche vereinzelt auf der Leiteroberfläche zu erkennen sind, stammen vom Vorschub während des Ziehprozesses. Die durch Ehlenz [9] benannte Oberflächenrauheit auf mechanisch belasteten

Kupferleitern konnte erstmalig mit signifikanten Messwerten und einer quantitativen Betrachtung bestätigt werden.

4.3 Ursächliche Faktoren für die Ausbildung von Oberflächenrauheit infolge mechanischer Beanspruchungen

Damit die Oberflächenrauheit als Verschleißgröße des Leitungssensors verwendet werden kann, ist es notwendig, die Ursache für dieses charakteristische Schädigungsverhalten zu kennen. Ehlenz macht Versetzungen, welche sich aufgrund der plastischen Verformung bis an die Oberfläche des Kupferleiters fortpflanzen, für die Rauheitsausbildung verantwortlich [9]. Er zeigt keinen konkreten Beweis. Nachfolgend sollen mithilfe einer metallographischen Gefügeuntersuchung und einer Aufnahme der Leiteroberfläche mittels Rasterelektronenmikroskop (REM) die Ursachen der Rauheitsausbildung untersucht werden.

4.3.1 Metallographie von mechanisch belasteten Kupferleitern

Damit die Schädigungsvorgänge aufgrund der mechanischen Belastung im Kupferleiter sichtbar werden, ist eine metallographische Untersuchung notwendig. Die Metallographie beschreibt die lichtoptische Untersuchung des metallischen Gefüges unter vorheriger Probenpräparation [161].

Nachfolgend folgt eine kurze Erläuterung des Schleif-, Polier- und Ätzrezepts für Kupferleiter der Legierung Cu-ETP. Eine ausführliche Beschreibung erfolgt im Anhang A1. Die Kupferleiter des Typs H07V-U, mit dem Querschnitt von 1,5 mm², werden in CEM1000 Kalteinbettharz [162] längs zur Belastungsrichtung eingebettet. Das Kalteinbetten der Leiter ist notwendig, da im Werkstoff Kupfer bereits ab Temperaturen von 150 °C Rekristallisationsprozesse im Gefüge stattfinden [163]. Die Zusammenhänge dieser Kristallerholung sind in Unterabschnitt 2.1.3 erläutert. Das Warmeinbetten der Probe, wie es z.B. bei Stahl o.ä. üblich ist, würde zu einer Verfälschung des Schädigungsbilds an der Oberfläche führen. Nach dem Aushärten werden die Proben mit Siliziumkarbid (SiC)-Schleifpapier der Korngrößen 800, 1000, 1200 und 2000 nacheinander nass geschliffen. Anschließend werden die Proben mit Poliermittel (Festool MPA 5010 [164]) und Feinschleifpolitur (Festool MPA 9010 [165]) poliert. Dadurch wird eine glatte und riefenfreie Oberfläche erzeugt, welche für die optische Analyse des Gefüges erforderlich ist. Damit das Mikrogefüge und insbesondere die Korngrenzen sichtbar werden, wird eine mikroskopische Ätzung mit

Ammoniumpersulfat durchgeführt [166]. Die optische Analyse des Gefüges erfolgt mithilfe des Mikroskops Scope A1 [167] von Carl Zeiss und der Kamera Axiocam 208 color [168], welche auf dem Mikroskop montiert ist. Damit das Gefüge zu erkennen ist, wird ein

Objektiv mit 50-facher Vergrößerung verwendet, was innerhalb des Systems einer 500-fachen Vergrößerung entspricht. Für die Untersuchung des Schädigungsverhaltens von mechanisch beanspruchten Leiterwerkstoffen wurden über 300 Gefügebilder aufgenommen.

In Abbildung 34 ist das Ergebnis der metallographischen Untersuchung eines neuwertigen (a) und auf 587 Zyklen (b) bis Bruch belasteten Leiters gezeigt. Hierbei handelt es sich um die Proben, deren Oberfläche bereits in Abbildung 33 gezeigt wurde. Der schwarze Abschnitt im oberen Teil der beiden Gefügebilder zeigt den Übergang der Oberfläche des Kupferleiters zum Kalteinbettharz. Die metallographische Untersuchung des neuwertigen Kupferleiters (a) zeigt eine klare Abgrenzung zwischen der Leiteroberfläche und dem Kalteinbettmittel. Das bedeutet, dass kaum Risse, Verformungen oder Materialausbrüche an der Oberfläche existieren. Dies wird durch die in Abbildung 33 (a1 und a2) gezeigten Oberflächenprofile untermauert. Ziehriefen sind in der Gefügeuntersuchung nicht zu erkennen, da diese in der Bildebene liegen. Im Gegensatz zum neuwertigen Leiter (a) sind im Gefüge des mechanisch belasteten Leiters (b) deutliche Schädigungsmerkmale zu erkennen.

Der mechanisch bis zum Bruch belastete Leiter in Abbildung 34 (b) zeigt drei deutliche, im Bild exemplarisch markierte Unterschiede im Vergleich zum neuwertigen Zustand. Die für die sichtbare Rauheit wichtigste Schädigungsform ist die Materialextrusion, welche durch Markierung I. gezeigt ist. Grund für die Materialextrusion ist eine örtliche wechselnde plastische Verformung und die damit verbundene Kaltverfestigung [169]. An der Oberfläche des Leiters sind Spannungen aufgrund des maximalen Abstands zur neutralen Faser am größten, weshalb Ermüdungserscheinungen und Anzeichen für Dauerbrüche zuerst an der Oberfläche auftreten. Biegebelastungen sorgen für Fehler im Gefüge bzw. Versetzungen und behindern dadurch Abgleitungen im Oberflächenbereich. Die Folge hiervon sind Kaltverfestigungen [55], die zu lokalen Spannungsspitzen führen. An diesen wird die Nennspannung um ein Vielfaches überschritten. Durch diese Versprödung erfolgt bei wechselnder Belastung eine Materialextrusion, die zu einer Oberflächenrauheit führt [170].

Ein weiteres Schädigungsmerkmal ist die Bildung von Ermüdungsrissen, gezeigt durch Markierung II. Diese entstehen durch die bereits erwähnten Spannungsspitzen aufgrund von Verfestigungsprozessen im Gefüge.

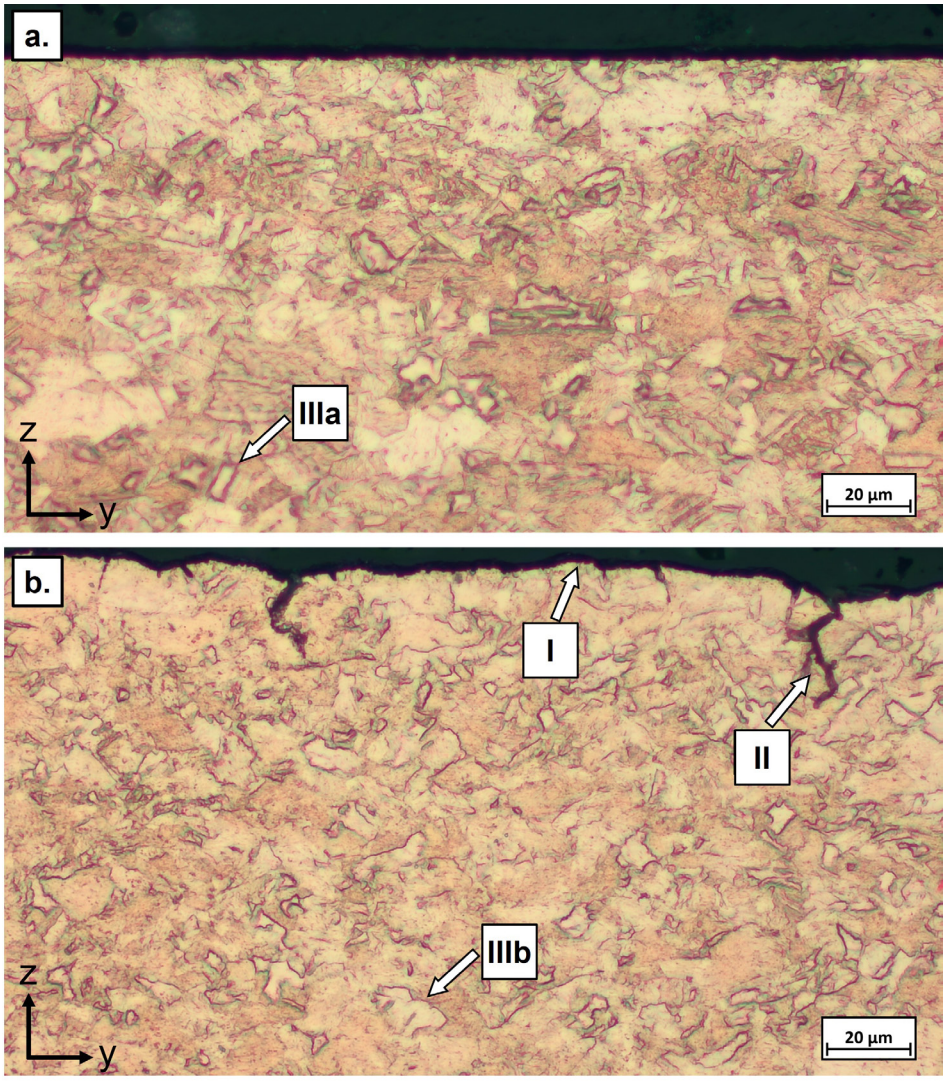

Abbildung 34: Metallographische Gefügedarstellung der Leiteroberfläche längs zur Belastungsrichtung; a) neuwertig; b) 587 Zyklen bis Bruch belastet; entnommen aus [154].

Der Prozess der Rissausbildung startet durch Ermüdungsgleitbänder, welche sich unter 45° zur Belastungsrichtung ausbilden [171]. Aufgrund der hohen Duktilität des Leiterwerkstoffs Kupfer kommt es nicht unmittelbar zu

Sprödbrüchen, wodurch sich Ermüdungsgleitbänder ausbilden können. Diese sind in Abschnitt 4.5 beschrieben. Steigt die Kerbspannung an der Rissspitze durch Verfestigungen, kommt es zu Mehrfachabgleitungen und damit zur submakroskopischen Rissausbreitung [171]. Da aufgrund der dynamischen Biegebelastung durch die Mehrfachbiegung nach DIN EN 50396 große Beanspruchungsamplituden auf den Kupferleiter wirken, treten Risse bevorzugt an Korngrenzen auf [171], welche an Markierung II zu erkennen sind. Risse, ausgehend von der Oberfläche, führen in finaler Konsequenz zum Leiterbruch. In den Oberflächenaufnahmen aus Abbildung 33 sind die Risse im Gefüge nur bedingt zu erkennen. Grund hierfür ist, dass das für die Messung der Oberflächenrauheit verwendete Konfokalmikroskop mit reflektiertem Licht von der Probe arbeitet. Da Risse mit Hinterschneidungen kein Licht reflektieren, kann keine Informationen über die Rissausbreitung unterhalb der Materialoberfläche geliefert werden.

Die dritte erkennbare Schädigungsform ist in der feineren Struktur des Gefüges aufgrund der dynamischen Biegebelastung zu erkennen. Dies resultiert aus der plastischen Verformung des Leiters, welche auch für die Abrundung der Körner im Gefüge verantwortlich ist. Deutlich wird dies beim Vergleich der Körner, die in Abbildung 34 mit den Markierungen IIIa. und IIIb. gekennzeichnet sind. Ein feineres Gefüge bedingt eine höhere Anzahl an Korngrenzen, was wiederum zu einer Festigkeitssteigerung bzw. Versprödung des Gefüges führt [12]. Zur Quantifizierung der beschriebenen Korngrößenänderung wurden die in Abbildung 34 gezeigten Gefüge mithilfe der Software µGrain [172] analysiert. Diese ermöglicht eine automatisierte Korngrößenbestimmung durch die Linienschnittmethode nach ASTM E112 [173]. Die Korngrenzen werden automatisch mithilfe des Wasserscheidentransformations-Algorithmus auf Grundlage von lokalen Extremwerten in der Grauskala erkannt. In Anhang A2 ist das Bildauswertung mittels Linienschnittmethode gezeigt. Das Ergebnis der Analyse ist die ASTM-Korngrößenzahl G, die durch folgende Gleichung berechnet wird [173]:

$$N_{AE} = 2^{G-1} \tag{4.2}$$

Aufgelöst nach G ergibt sich folgender mathematische Zusammenhang:

$$G = \frac{\log(N_{AE})}{\log(2)} + 1 \tag{4.3}$$

Der Kennwert N_{AE} beschreibt die Anzahl der Körner pro Quadratzoll bei hundertfacher Vergrößerung. Die ASTM-Korngrößenzahl *G* gibt also die Anzahl der Körner pro Fläche an. Ziel dieser Kennzahl ist es, die Korngröße unabhängig von der verwendeten Vergrößerung zu bewerten. Die Berechnung der Korngrößenzahl *G* für den neuwertigen Kupferleiter ergibt einen Wert von 9,6. Der mechanisch belastete Leiter hat eine Korngrößenzahl von 11,0. Das bedeutet, dass der belastete Leiter eine größere Anzahl von Körnern pro Fläche und damit ein feineres Gefüge aufweist. Das sichtbar feinere Gefüge kann quantifiziert werden. In Anhang A2 sind weitere quantitative Auswertung der Korngröße gezeigt, welche die Aussagen in diesem Kapitel stützen. Zunächst wird festgehalten, dass neben den von Ehlenz beschrieben Versetzungen auch Risse und primär Materialextrusionen für die Ausbildung der Oberflächenrauheit bei mechanisch belasteten Kupferleitern verantwortlich sind. Da mithilfe der Gefügeuntersuchung Versetzungen an der Oberfläche aufgrund ihrer Größenordnung nur bedingt sichtbar gemacht werden können, folgt eine Untersuchung der Leiter mittels Rasterelektronenmikroskop (REM).

4.3.2 REM-Untersuchung von mechanisch belasteten Kupferleitern

Bei der Rasterelektronenmikroskopie wird ein Elektronenstrahl durch Ablenkspulen rasterförmig über das zu prüfende metallische Objekt geführt. Sollte die Probe kein metallischer Werkstoff sein, wird die Oberfläche mit Gold bedampft, um eine Leitfähigkeit zu erzeugen. Durch den Elektronenbeschuss entsteht eine Wechselwirkung auf der Probenoberfläche, welche mit einem Detektor eingefangen und anschließend von einem Computer zu einem Bild zusammengesetzt wird. REMs bieten den Vorteil, dass bis zu 40-fache höhere Auflösungen im Vergleich zu herkömmlichen Lichtmikroskopen erreicht werden können [174]. Somit können mikroskopische Schädigungen wie Versetzungen sichtbar gemacht werden.

Für die nachfolgende Untersuchung wurde ein JSM-6610 [175] Rasterelektronenmikroskop verwendet. Die Kupferleiter wurden auf einem Probenhalter fixiert und anschließend in die Prüfkammer des REM eingebracht. Eine Evakuierung der Prüfkammer ist notwendig, um Wechselwirkungen zwischen dem Elektronenstrahl und der Luft zu vermeiden. Die Ergebnisse der Aufnahmen sind in Abbildung 35 gezeigt. Auch hier erfolgt eine Untersuchung des Kupferleiters vom Typ H07V-U 1,5 mm², welcher im belasteten Zustand 587 Zyklen, bis Bruch auf der Mehrfachbiegeanlage gestresst wurde.

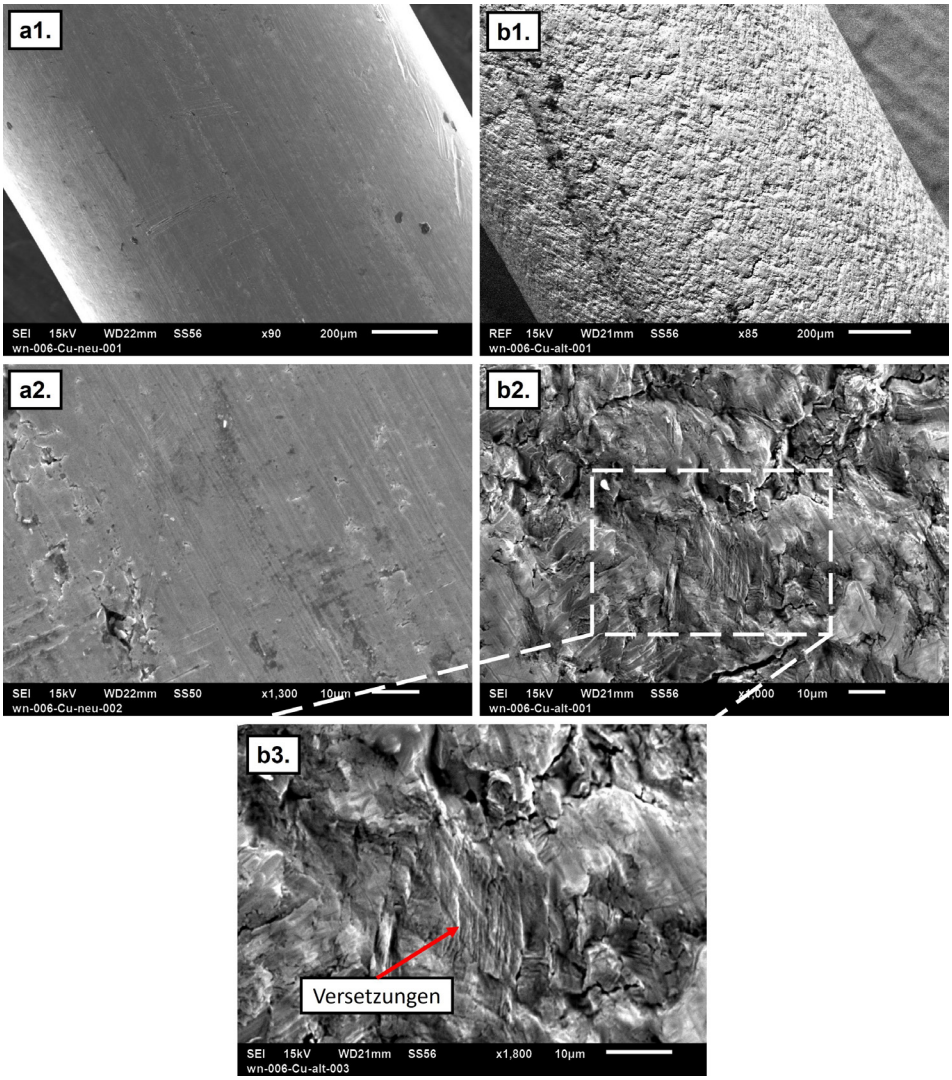

Abbildung 35: REM-Aufnahmen der Oberfläche eines Kupferleiters Typ H07V-U 1,5 mm²; a) neuwertig; b) 587 Zyklen bis Bruch belastet.

Der neuwertige Kupferleiter (a1) hat im Vergleich zum belasteten Leiter (b1) eine deutlich glattere Oberfläche, was sich mit den bisher gezeigten Ergebnissen deckt. In der zweiten Bildspalte von Abbildung 35 ist die Oberfläche der beiden Leiter mit 1300-facher (a2, neu) und 1000-facher (b2, belastet) Vergrößerung dargestellt. Auch bei dieser Vergrößerung wirkt die Oberfläche des neuwertigen Kupferleiters (a2) glatt. Die charakteristischen Ziehriefen durch den Fertigungsprozess sind neben vereinzelten Ausbrüchen zu erkennen. Der belastete Leiter (b2) zeigt die drei in Unterabschnitt

4.3.1 vorgestellten Schädigungsmechanismen, die ursächlich für die Rauheitsausbildung sind. Neben der Materialextrusion und den Rissen sind außerdem Versetzungen zu erkennen. Der gestrichelt eingegrenzte Bereich ist vergrößert in der untersten Bildzeile (b3) gezeigt. Die Versetzungen sind deutlich anhand der wellenförmigen Linien auf der Oberfläche zu erkennen. Diese Gestalt ist charakteristisch für Versetzungen und konnte bei Kupfer bereits gezeigt werden [176–181]. Auch hierbei sind alle drei benannten Schädigungsarten nur auf dem belasteten Leiter zu erkennen, was deren Ausbildung aufgrund der mechanischen Belastung des Leiters bestätigt.

Es konnte gezeigt werden, dass mechanische Belastungen Versetzungen auf der Oberfläche von Kupferleitern ausbilden. Die von Ehlenz aufgestellte These, Versetzungen seien verantwortlich für die sichtbare Rauheitsbildung, ist jedoch nur teilweise korrekt. Es ist deutlich zu erkennen, dass primär die Materialextrusion den größten Anteil an der sichtbaren Rauheitsausbildung trägt.

4.4 Oberflächenrauheit durch alle relevanten Belastungsarten

Bisher wurde die Ausbildung der charakteristischen Oberflächenrauheit auf Kupferleitern ausschließlich bei Biegebelastung gezeigt. Der Leitungssensor soll alle relevanten Belastungsarten detektieren können. Aus diesem Grund werden Kupferleiter des Typs H07V-U mit dem Querschnitt von 1,5 mm² mit den in Unterabschnitt 4.1.2 vorgestellten mechanischen Ermüdungsprüfungen auf Zug/Druck, Biegung und Torsion belastet. An dieser Stelle ist zu erwähnen, dass die Kupferleiter, welche für die Ergebnisse in diesem Kapitel verwendet wurden, einer anderen Charge entstammen als die Leiter der restlichen Untersuchungen. Daher sind andere Oberflächenrauheitswerte und Belastungszyklen bis Bruch möglich.

In Abbildung 36 sind der neuwertige (a) und die durch Biegung (b), Zug/Druck (c) und Torsion (d) belasteten Leiter gezeigt. Die Aufnahme erfolgte mit dem Makroskop Leica M205 C [182]. Auch in dieser makroskopischen Lichtbildaufnahme sind Ziehriefen auf dem neuwertigen Kupferleiter zu erkennen. Der zweite Kupferleiter (b) wurde mithilfe der Mehrfachbiegeanlage mit zwei Rollen in Anlehnung an DIN EN 50396 auf 700 Biegezyklen belastet. Bei dieser Charge entspricht dies etwa 80 % der Lebensdauer ausgehend vom Leiterbruch bei ca. 830 Zyklen. In der makroskopischen Aufnahme ist zu erkennen, dass die Oberfläche im Vergleich zum neuwertigen Leiter matt und somit rauer geworden ist. Dieser

optische Eindruck kann durch die gemessenen Rauheitswerte, gezeigt in Tabelle 6, bestätigt werden. Der Rauheitswert des durch Biegung belasteten Leiters liegt mit S_q = 0,972 µm deutlich über dem des neuwertigen Leiters (S_q = 0,580 µm). Auch der durch Zug/Druck (c) belastete Leiter hat im Vergleich zur neuwertigen Probe mit einem Wert von S_q = 0,930 µm eine deutlich höhere Oberflächenrauheit. Der Ermüdungsversuch wurde mit einer Maximalkraft von 378 N (ca. 80 % der Maximalzugfestigkeit R_m) und einer Minimalkraft von 39,8 N bei einer Frequenz von 60 Hz nach DIN 50100 [157] durchgeführt. Die Probe wurde durch 15.822 Zyklen bis zum Bruch belastet. Der durch Torsion nach DIN ISO 7800 [158] auf 2.000 Zyklen belastete Kupferleiter zeigt mit einem Rauheitswert S_q = 1,641 die höchste Rauheitsausbildung. Aufgrund der Verdrehung von 180° aus der Nullposition abwechselnd in beide Richtungen ist dieses Ergebnis schlüssig, da der tordierte Leiter die größte plastische Verformung erfahren hat. Es zeigt sich, dass die durch Biegung und Zug/Druck belasteten Leiter bei visueller Inspektion ähnliche Strukturen in ihrer Oberflächenrauheit aufweisen. Dies entspricht den Erwartungen, da Biegespannungen aus Zug- und Druckspannungen resultieren [183].

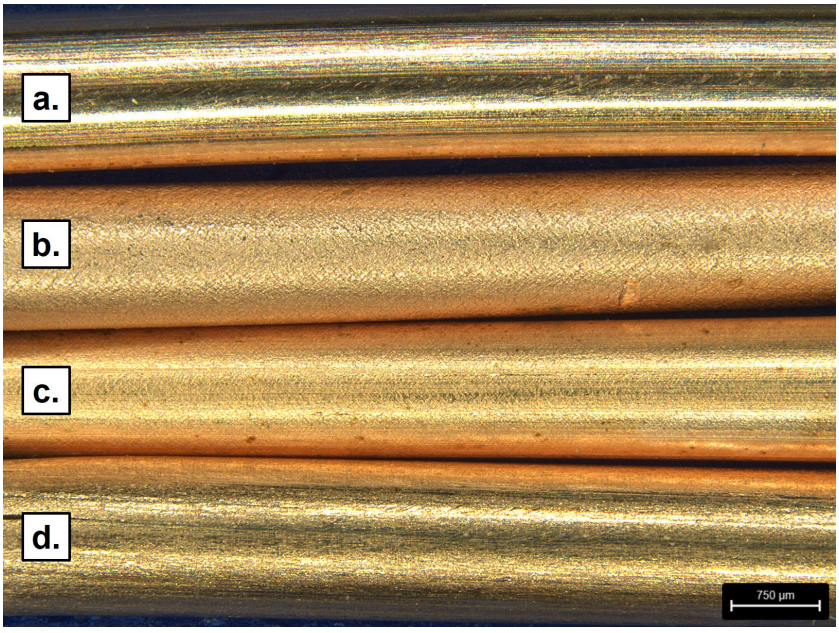

Abbildung 36: Oberflächenrauheit durch alle relevanten Belastungsarten; a) neuwertig; b) biegebelastet; c) Zug/Druck-belastet; d) tordiert; entnommen aus [153].

In Tabelle 6 ist die Oberflächenrauheit S_q für die in Abbildung 36 gezeigten Leiter dargestellt. Die angegeben Werte sind aus drei Einzelmessungen gemittelt und die Berechnung erfolgte nach DIN EN ISO 25178-2 [160]. Zur Aufnahme wurde das bereits vorgestellte Konfokalmikroskop verwendet.

Tabelle 6: Oberflächenrauheit durch relevante Belastungsarten; in Anlehnung an [153].

	Neuwertig	**Biegung**	**Zug/Druck**	**Torsion**
Rauheit S_q in µm	0,580	0,972	0,930	1,641
Belastungszyklen	-	700	15.822	2.000

Abschließend wird festgehalten, dass alle relevanten Belastungsarten zu Oberflächenrauheit bei Kupferleitern führen. Die Oberflächenrauheit ist als ein Maß für mechanische Sensorelemente geeignet, welches alle Belastungsarten abdecken kann.

4.5 Ausbildung der Oberflächenrauheit und Strukturausbildung über die mechanische Lebensdauer eines Kupferleiters

Ehlenz hat erstmalig die Ausbildung der Oberflächenrauheit in Abhängigkeit der mechanischen Alterung von belasteten Kupferleitern gezeigt. Außerdem zeigte er eine makroskopische Strukturausbildung an der Oberfläche von gestressten Kupferleitern [9]. Diese Ergebnisse sind in Unterabschnitt 3.1.1.1 und 3.1.1.2 gezeigt.

4.5.1 Oberflächenrauheit in Abhängigkeit der mechanischen Alterung

Nachfolgend soll erstmalig der quadratische Flächenrauheitsparameter S_q, welcher in Abschnitt 4.2 erläutert ist, zur Darstellung der Rauheit über den mechanischen Verschleiß verwendet werden. Dieser ist in Abschnitt 4.2 vorgestellt. Die Flächenrauheit S_q bietet gegenüber der bisher verwendeten Linienrauheit (R_a und R_v) den Vorteil, dass z.B. fertigungsbedingte Ausreißer, in Form von inhomogenen Schädigungen, nicht überbewertet werden. Auf der linken Ordinate in Abbildung 37 ist die Oberflächenrauheit S_q in µm eines Kupferleiters, der durch die Mehrfachbiegeanlage zyklisch bis zum Buch belastet wurde, dargestellt. Die Darstellung der Rauheit erfolgt

in Schritten von 100 Zyklen bis zum Bruch. Ausgangspunkt ist ein neuwertiger Kupferleiter, der auch in Abbildung 33 zu sehen ist. Wie bereits beschrieben, trat der Leiterbruch bei 587 Zyklen auf. Die Rauheitswerte S_q und ihre Fehlerbalken sind aus acht Einzelmessung auf vier Proben einer Charge gemittelt. Zusätzlich ist in Abbildung 37 die Texturausrichtung der Oberflächenstruktur des Kupferleiters über die Lebensdauer dargestellt. Dies wird im nächsten Kapitel thematisiert.

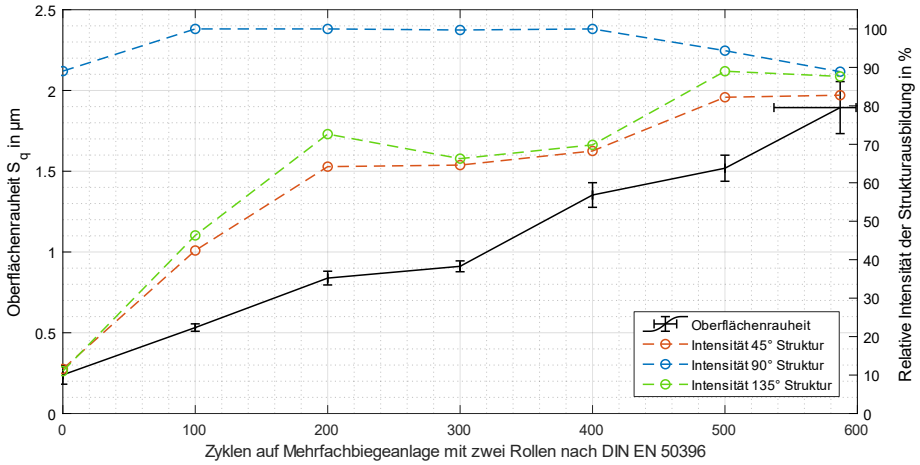

Abbildung 37: Oberflächenrauheit und Strukturausbildung auf Kupferleiter des Typs H07V-U 1,5 mm²; in Anlehnung an [154].

Es ist zu erkennen, dass die Oberflächenrauheit des belasteten Kupferleiters über die Lebensdauer monoton, aber nicht linear zunimmt. Die Rauheitsausbildung lässt sich in drei Abschnitte unterteilen. Der erste Bereich liegt zwischen 0 und 200 Zyklen. Es ist ein linearer Anstieg der Oberflächenrauheit zu erkennen. Dieser Anstieg begründet sich durch die Versetzungsausbildung an der Oberfläche aufgrund plastischer Verformung des Leiters. Im zweiten Abschnitt, zwischen 200 und 300 Zyklen, schreitet die Rauheitsbildung bei konstanter mechanischer Belastung nur langsam voran. Eine mögliche Erklärung ist eine zunehmende Anzahl von Versetzungsblockaden im Gefüge, die eine Folge der plastischen Verformung sind. Diese Blockaden erschweren das weitere Abgleiten von Versetzungen [55]. Der dritte Abschnitt von 300 bis 587 Zyklen ist durch einen steileren Anstieg der Rauheit bis zum Bruch des Leiters gekennzeichnet. Aufgrund der mechanischen Beanspruchung kommt es zur Kaltverfestigung und Materialextrusion an der Oberfläche, was zu einer stärkeren optischen Sichtbarkeit der Rauheit führt. Die Leiteroberfläche wird sichtbar matt [153]. Der steile Anstieg der Rauheit wird zusätzlich durch die Rissausbildung an der Oberfläche verstärkt, was schließlich zum Bruch des Leiters führt.

Ehlenz, der den Mittenrauwert R_a über die Lebensdauer darstellt [9], konnte in seinen Untersuchungen keine signifikante Zunahme der Rauheit über die Lebensdauer feststellen, da die beobachtete Zunahme die gleiche Größenordnung wie die Varianz der Messwerte aufweist. Es konnte eindeutig gezeigt werden, dass die Oberflächenrauheit in Abhängigkeit der mechanischen Belastung monoton, aber nicht linear ansteigt. Grund für den nichtlinearen Verlauf der Rauheit S_q sind Gefügevorgänge wie Versetzungsblockaden und Kaltverfestigung. Trotz des nichtlinearen Verlaufs kann aus der Rauheit eine Aussage über den aktuellen mechanischen Verschleißzustand des Kupferleiters abgeleitet werden. Deshalb eignet sich die Oberflächenrauheit als Sensorparameter zur Abschätzung des Verschleißzustandes.

4.5.2 Strukturausbildung in Abhängigkeit der mechanischen Alterung

Bei genauer Betrachtung der Oberflächenrauheit auf den mechanisch beanspruchten Kupferleitern lassen sich Strukturen erkennen, deren Ausrichtung an die von Stahl bekannten Gleitbänder erinnern [184–186]. Dieser bei Kupferleitern durch Ehlenz qualitativ beschriebene Effekt soll nachfolgend erstmals quantitativ beschrieben werden. Hierzu wird das Winkelleistungsspektrum der Oberfläche verwendet, welches mithilfe konfokaler Aufnahmen und der Software MountainsMap von Digital-Surf aus den ungefilterten Rohdaten errechnet wird. Das Winkelleistungsspektrum zeigt die Intensität der Strukturen auf der Oberfläche über einen Winkelbereich von 0° bis 180°. Es ist zu beachten, dass aufgrund der Mehrdeutigkeit der Null-Referenzposition Strukturen bei 45° gleichzusetzen sind mit 135°-Strukturen und umgekehrt. In Abbildung 38 ist das Winkelleistungsspektrum des bereits vorgestellten neuwertigen und geschädigten Kupferleiters gezeigt. Das Spektrum errechnet sich durch die Fourier-Transformation der Oberfläche [187] mit einer Winkelauflösung von 0,25°. Die Software führt eine relative Bewertung der Oberflächenrauheit durch, da der intensivsten Struktur 100 % zugewiesen wird. Alle anderen Intensitäten werden relativ dazu eingeordnet.

Das Winkelleistungsspektrum des neuwertigen Kupferleiters (a) zeigt deutlich, dass die signifikanteste Texturrichtung der Oberfläche bei 90° liegt. Dies ist auf die Ziehriefen zurückzuführen, die in Abbildung 33 zu sehen sind. Mögliche Verdrehungen im Ziehprozess führen zu einer Abweichung. Diese Verdrehung führt dazu, dass sich Ziehrillen um die Leiterachse drehen. Darüber hinaus unterliegt die manuelle Positionierung des Leiters unter dem Konfokalmikroskop einer endlichen Genauigkeit.

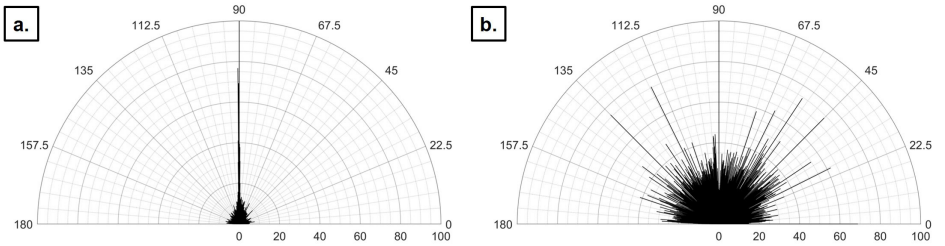

Abbildung 38: Winkelleistungsspektrum Kupferleiter des Typs H07V-U 1,5 mm²; a) neuwertig; b) 587 Zyklen bis Bruch belastet; entnommen aus [154].

Das Winkelleistungsspektrum des auf der Mehrfachbiegeanlage bis Bruch belasteten Kupferleiters (b) zeigt eine deutlich breitere Streuung. Bei ca. 90° ist ein Peak zu erkennen, da die Strukturen der Ziehriefen noch vereinzelt zu detektieren sind. Darüber hinaus sind deutliche Peaks bei 90° ± 45° zu erkenne, was aufgrund der Ausrichtung des Leiters unter dem Konfokalmikroskop 45° und 135° ergibt. Diese sind gleichwertig, da beide in 45°-Richtung zur Zugbelastung liegen. Diese Beobachtung steht in Übereinstimmung mit dem Schmid'schen Schubspannungsgesetz, welches bereits in Unterabschnitt 3.1.1.2 erläutert wurde. Plastische Verformungen in metallischen Werkstoffen sind mit der Bewegung von Versetzungen verbunden. Nicht die aufgebrachte, sondern die resultierende Schubspannung ist für diese Versetzungsbewegung verantwortlich [55]. Aufgrund der Schmid'schen Schubspannung überschreiten Ebenen unter 45° zur Zugrichtung zuerst die kritische Schubspannung τ_{krit} und beginnen zu fließen. Die hohe plastische Verformung reicht als Aktivierungsenergie lokal aus, um das Gleiten anderer Ebenen zu ermöglichen, die nicht unter ± 45° zur Zugrichtung liegen, was Weitere in Abbildung 38 dargestellte Winkel erklärt.

Neben der Oberflächenrauheit über die Zyklen auf der Mehrfachbiegeanlage ist in Abbildung 37 auf der rechten Ordinate auch die relative Intensität der Textur bei 45°, 90° und 135° auf der Leiteroberfläche dargestellt. Die Ausbildung der Texturausrichtung lässt sich wie die Oberflächenrauheit in Phasen unterteilen. Der erste Bereich ist zwischen 0 und 200 Zyklen definiert. Es zeigt sich, dass der relative Anteil an 45° und 135° Strukturen in diesem Bereich nahezu linear ansteigt. Dieses Verhalten begründet sich dadurch, dass Gleitebenen dieser Ausrichtung aufgrund der Schmid'schen Schubspannung und damit ihrer energetisch günstigen Lage zuerst rutschen. Der zweite Abschnitt liegt zwischen 200 und 400 Zyklen. In diesem Bereich kommt es zu keiner weiteren Steigerung der 45° und 135° Strukturen, weil Kaltverfestigungsvorgänge zu Versetzungsblockaden im Gefüge führen. Der dritte Abschnitt erstreckt sich von 400 bis 587 Zyklen.

Zunächst ist eine erneute Zunahme der 45°- und 135°-Strukturen zu beobachten, da die energetisch günstigen Strukturen wieder gleiten können. Grund ist eine Querschnittsverringerung des Kupferleiters aufgrund von Längung durch die Belastungsgewichte während der Prüfung nach DIN EN 50396. Insgesamt wird eine Verringerung des Querschnitts von 12 % über die gesamte Lebensdauer erreicht. Hierdurch steigt die effektive Spannung und die kritische Schubspannung wird erneut überschritten.

Insgesamt sind die Ergebnisse dieser Analyse qualitativ zu interpretieren. Es ist deutlich zu erkennen, dass sich die Intensität der 45° Strukturen über die Lebensdauer ähnlich verhält, wie die der Oberflächenrauheit. Somit ist belegt, dass die gemessene Strukturausbildung auch auf die Ausbildung der Oberflächenrauheit zurückzuführen ist. Dieser Zusammenhang lässt sich logisch begründen, da die gemessenen Strukturen auf der Materialextrusion basieren und sich ohne Veränderung der Oberfläche auch die Strukturorientierung nicht ändert. Ein weiterer Aspekt ist der Zusammenhang zwischen makroskopischer und mikroskopischer Strukturbildung an der Oberfläche. Die sich auf Kupferleitern ausbildenden makroskopischen Formen zeigen eine ähnliche Struktur, wie die bekannten mikroskopischen Fließfiguren, die aufgrund der Schmid'schen Schubspannung unter 45° zur Belastungsrichtung entstehen. Fließfiguren bei Kupfer liegen im Nanometerbereich [181, 185, 188] und können bereits bei geringsten plastischen Verformungen auftreten. Diese sind in Abbildung 35 gezeigt. Ein möglicher Grund für den Zusammenhang sind Versetzungslinien unter 45° zur Belastungsrichtung im Gefüge, welche Abgleitvorgänge blockieren und für die Materialextrusion entlang dieser Linie sorgen. Ein Zusammenhang in der Strukturausbildung von mikro- und makroskopischen Strukturen würde daher auch für eine Selbstaffinität der Oberfläche eines belasteten Kupferleiters sprechen. Diese Selbstähnlichkeit wurde bereits bei einer simulativen Ausbildung von Oberflächenrauheit unter dynamischer Belastung mit molekulardynamischen Simulationen nachgewiesen [188]. Eine selbstaffine Oberfläche ermöglicht einen geringeren Rechenaufwand bei Simulationen, da die Größe der zu berechnenden Strukturen auf einen Teilbereich reduziert werden kann [188].

4.6 Rauheitsausbildung von Leitungen unterschiedlichen Querschnitts

In bisherigen Untersuchungen wurde ausschließlich die Oberflächenrauheit auf Kupferleitern des Typs H07V-U mit dem Querschnitt von 1,5 mm² betrachtet [9, 153, 154]. Nachfolgend soll erstmalig die Ausbildung der Oberflächenrauheit in Abhängigkeit des Leiterquerschnitts vorgestellt

werden. Hintergrund ist, den geeigneten Leiterquerschnitt für das neu zu erforschende Sensorelement zu finden oder eine Konditionierung zu ermöglichen. Bei einem geringeren Leiterquerschnitt bedeutet dies eine geringere Beeinflussung der Struktur des Naturfaserverbundwerkstoffs, wodurch die Festigkeitseigenschaften positiv beeinflusst werden. Eine einheitliche Ausprägung der Rauheit für alle Querschnitte würde dazu führen, den dünnsten Leiter als Sensorelement zu verwenden. Das Maß der Rauheitsbildung ist von Interesse, da eine geringere Rauheit eine höhere Frequenz erfordert, damit die Stromdichte an der Oberfläche im Bereich der Rauheit fließen kann. Nachfolgend werden Kupferleiter mit geringerem Querschnitt als 1,5 mm² betrachtet.

Alle Kupferleiter wurden auf der in Unterabschnitt 4.1.2 vorgestellten Mehrfachbiegeanlage mit zwei Rollen in Anlehnung an DIN EN 50396 [53] zyklisch in festen Abstufungen bis zum Bruch belastet. In Tabelle 7 ist eine Übersicht der verwendeten Leitungstypen gezeigt.

Tabelle 7: Probenübersicht Variation des Leiterquerschnitts.

Leitertyp	Querschnitt in mm²	Geometrie	Zyklen bis Bruch	Abstufung
H05V-U	0,75	starr	551	100
H05V-U	1	starr	713	100
H07V-U	1,5	starr	587	100
H07V-K	1,5 (Litze ca. 0,03)	verlitzt	2940	500

Tabelle 7 zeigt, dass die Belastungszyklen bei Bruch der drei starren Leiter in einer Größenordnung liegen. Der Leiter mit dem Querschnitt von 1 mm² erreicht eine ca. 20 % höhere Zyklenzahl als die Proben mit den Querschnitten von 0,75 mm² und 1,5 mm². Grund hierfür können Unterschiede in der Gefügestruktur durch unterschiedliche thermische Nachbehandlung im Anschluss an den Ziehprozess sein. An dieser Stelle sei außerdem erwähnt, dass starre Leitungen nicht für die Verwendung in bewegten Anwendungen vorgesehen sind und daher allgemeine Schwankungen der Lebensdauerwerte möglich sind. Bemerkenswert ist die ca. 6-mal höhere erreichte Zyklenzahl der verlitzten Leitung im Vergleich zu den starren

Volldrahtleitungen. Dieses Ergebnis unterstreicht die Verwendung von verlitzten Leitungen in bewegten Anwendungen.

Laut der Euler-Bernoulli-Balkentheorie besteht eine Korrelation zwischen Probendurchmesser und Krümmungsradius [189]. Die deutlich kleineren Litzen sind mit dem identischem Rollendurchmesser geschädigt worden wie die starren Leitungen. Auf die Litzen wirkt eine deutlich geringere Biegespannung, besonders weil der kritische Oberflächenbereich aufgrund des geringen Durchmessers deutlich näher an der neutralen Faser liegt. Aus diesem Grund erreichen Litzen eine deutlich höhere Lebensdauer, vorausgesetzt der Biegeradius wird nicht verkleinert.

In Abbildung 39 ist die Ausbildung der Oberflächenrauheit der Leiter in Abhängigkeit der Belastungszyklen auf der Mehrfachbiegeanlage gezeigt. Die Messpunkte der Oberflächenrauheit sind für jede Messstelle aus fünf Einzelmessungen gemittelt. Außerdem ist die Eindringtiefe (Skin-Effekt) für ausgewählte Frequenzen ab 2 GHz gezeigt. Die Berechnung der Skintiefe erfolgt durch Formel 2.24. Es soll verdeutlicht werden, welche Rauheitsausbildung bei welcher Frequenz einen Einfluss auf Transmissionseigenschaften haben kann.

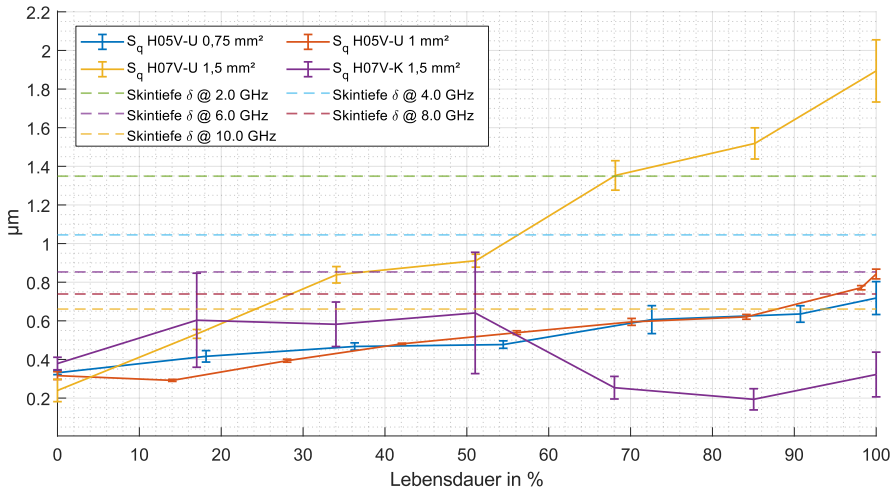

Abbildung 39: Rauheitsausbildung für Kupferleiter unterschiedlichen Querschnitts mit Eindringtiefe (Skin-Effekt) für Kupfer bei ausgewählten Frequenzen.

Es ist deutlich zu erkennen, dass der Kupferleiter mit dem Querschnitt von 1,5 mm² die stärkste Rauheitsausbildung in Abhängigkeit der mechanischen Belastung aufweist. Bereits ab 30 % seiner Lebensdauer liegt die Rauheit in einer Größenordnung mit der Eindringtiefe bei 6 GHz. Die Rauheitsausbildung der Leiter mit dem Querschnitt 0,75 mm² und 1 mm² verläuft

fast identisch. Auch hier ist ein monotoner, nicht linearer Anstieg der Oberflächenrauheit zu erkennen. Im Gegensatz zum Leiter mit dem Querschnitt von 1,5 mm² liegt diese aber erst bei ca. 90 % im relevanten Bereich der Eindringtiefe für 10 GHz. Es ist zu erwähnen, dass es sich beim Verhältnis zwischen Oberflächenrauheit S_q und Eindringtiefe nur um eine Schätzung handelt, da die Quantifizierung der Wechselwirkung nur näherungsweise berechnet werden kann [63].

Der Rauheitsverlauf der verlitzten Leitung ist unstetig und zeigt eine große Streuung der Messwerte, welche den Trend der Kurve überschreiten. Eine eindeutige Aussage über den Verlauf der Rauheitsausbildung ist somit nicht möglich. Jedoch ist ersichtlich, dass kein monotoner Anstieg, wie bei starren Leitungen vorliegt. Grund für die hohe Streuung der Messwerte ist, dass die einzelnen Litzen des Leitungstyps H07V-K mit einem Querschnitt von 0,03 mm² nur mit Verlusten durch das Konfokalmikroskop aufgrund der kleinen Probenoberfläche aufgenommen werden können.

In Abbildung 40 ist die Oberflächenintensität der vier Leitertypen bei Bruch gezeigt. Die Aufnahmen bestätigen die in Abbildung 39 gezeigten Messwerte. Es ist deutlich zu erkennen, dass die Oberflächenrauheit der Leitertypen H05V-U 0,75 mm² (b) und H05V-U 1 mm² (c) optisch ähnlich sind. Die starre Leitung mit dem Querschnitt von 1,5 mm² zeigt eine deutlich gröbere Oberflächenstruktur, was auf eine höhere Oberflächenrauheit hindeutet. Auf der Oberfläche der verlitzten Leitung H07V-K 1,5 mm² (a) ist im Vergleich zu den starren Proben kaum Rauheit zu erkennen. Aufgrund der in Abschnitt 4.3 vorgestellten Ursachen für die Ausbildung der Oberflächenrauheit ist der Zusammenhang zwischen Leiterquerschnitt und Oberflächenrauheit zu erklären. Der kleinere Querschnitt des Leiters und der damit verbundene geringere Abstand zur neutralen Faser bewirkt, dass die Spannung im Randbereich mit abnehmendem Leiterquerschnitt kleiner wird. Resultat ist eine verringerte Materialextrusion, welche zur sichtbaren Rauheit führt. Aufgrund dessen sind Rauheitsausbildungen auf verlitzten Leitungen nur in minimalem Ausmaß zu beobachten. Eine Lebensdauerabschätzung von verlitzten Leitungen ausschließlich anhand der Oberflächenrauheit ist demnach nahezu nicht möglich, da keine signifikante Änderung durch die mechanische Belastung entsteht. Die vorliegenden Ergebnisse ermöglichen es, die eingangs gestellte Frage bezüglich des optimalen Leiterquerschnitts für das Sensorelement zu beantworten. Es wird deutlich, dass ein größerer Leiterquerschnitt mit einer erhöhten Rauheitsbildung einhergeht.

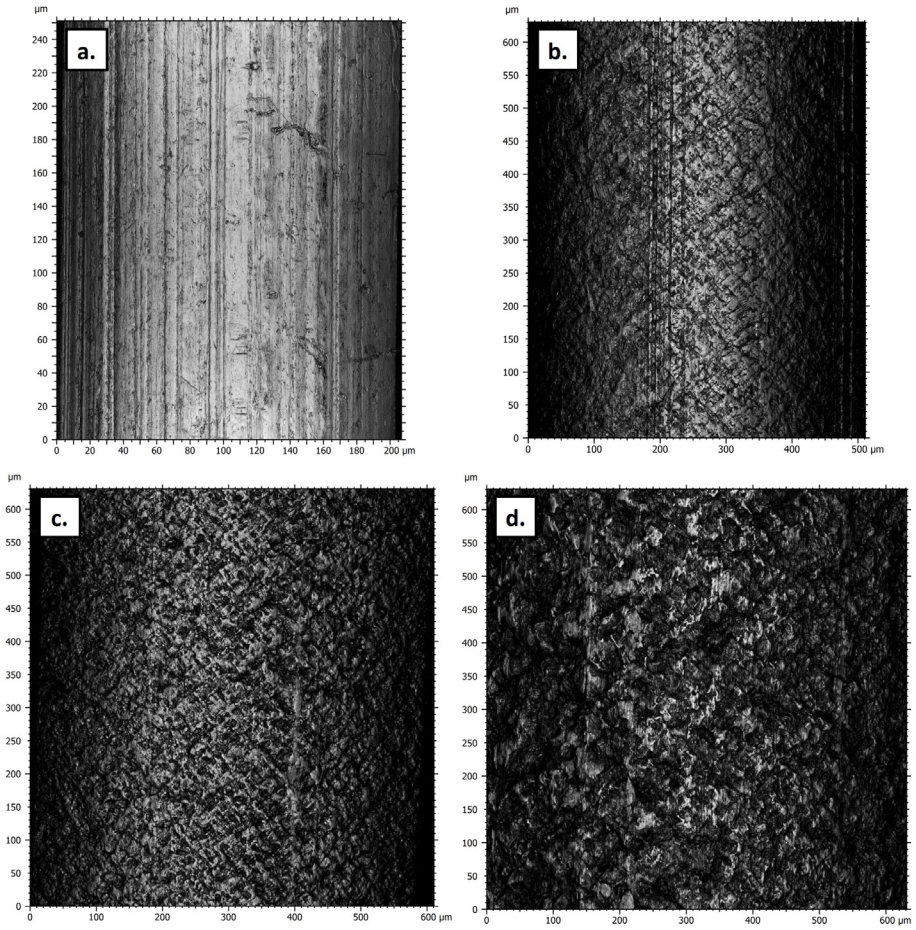

Abbildung 40: Oberflächenrauheit durch Belastung auf Mehrfachbiegeanlage nach DIN EN 50396 bei Bruch; a) H07V-K 1,5 mm²; b) H05V-U 0,75 mm²; c) H05V-U 1 mm²; d) H07V-U 1,5 mm².

Durch die gesteigerte Rauheitsbildung können niedrigere Frequenzen verwendet werden, was wiederum die Anforderungen an die Genauigkeit der Leiterintegration in Naturfaserverbundwerkstoffen reduziert. Zudem lassen sich potenziell größere Veränderungen in den Transmissionseigenschaften feststellen, was sich positiv auf die Empfindlichkeit des Leitungssensors auswirken kann. Zusätzlich ist eine Konditionierung des Sensorelements für variierende mechanische Anforderungen möglich, da die Oberflächenrauheit in Abhängigkeit des Leiterquerschnitts steigt. Für das zu erforschende Sensorelement soll bei der in dieser Arbeit verwendeten Messfrequenz von 6 GHz ein Leiterquerschnitt von 1,5 mm² gewählt werden, da dann die Oberflächenrauheit in einer Größenordnung mit der Eindringtiefe liegt.

4.7 Einfluss von Rekristallisation auf das Schädigungsverhalten

Zu Beginn dieser Arbeit wurde in Unterabschnitt 2.1.3 der Einfluss des Rekristallisationsglühens auf das Gefüge von metallischen Werkstoffen erläutert. Diese thermische Behandlung führt zu einem Rückgang von Verspannungen und Versetzungen im Gefüge und sorgt dafür, dass sich das Gefüge entspannt. Da Kupferleiter im Herstellungsprozess stark kaltverformt werden, ist eine thermische Behandlung unabdingbar, um die Duktilität des Leiterwerkstoffs wiederherzustellen.

Nachfolgend soll der Einfluss von Temperaturbehandlungen auf die Ausbildung der Oberflächenrauheit durch mechanische Belastungen auf Kupferleitern vorgestellt werden. Dies soll zeigen, ob eine Konditionierung des Sensorelements durch thermische Vorbehandlung bzw. mechanische Vorbelastung möglich ist.

4.7.1 Beschreibung der harten und weichen Kupferproben

Für die nachfolgende Untersuchung werden Kupferleiter mit einem Querschnitt von 3,141 mm² aus dem Werkstoff Cu-ETP (Werkstoff-Nr.: CW004A [16]) im Zustand „hart“ und „weich“ verwendet. Hierbei handelt es sich nicht um die sonst in diesem Kapitel verwendeten Kupferleiter des Typs H07V-U, da dieser Leitungstyp nicht in unterschiedlichen Gefügezuständen erhältlich ist.

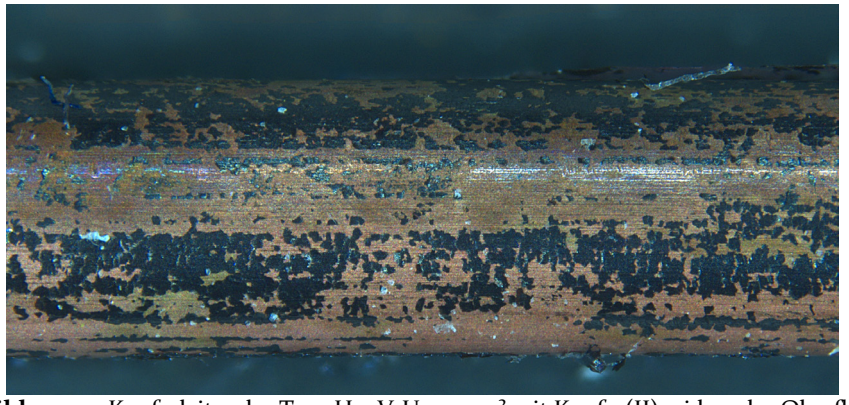

Abbildung 41: Kupferleiter des Typs H07V-U 1,5 mm² mit Kupfer(II)oxid an der Oberfläche nach Wärmebehandlung.

Eine nachträgliche Wärmebehandlung der Kupferleiter des Typs H07V-U ist nur bedingt möglich, da der Glühprozess unter Abwesenheit von Sauerstoff durchgeführt werden muss. Wird der Kupferleiter in einem

Wärmeschrank mit Sauerstoff in Umgebungsluft geglüht, entsteht Kupfer(II)oxid an der Oberfläche [19]. In Abbildung 41 ist die Oberfläche eines wärmebehandelten Kupferleiters im Wärmeschrank ohne Evakuierung gezeigt. Die schwarze Schicht aus Kupfer(II)oxid erschwert die Analyse der Oberflächenrauheit.

In Tabelle 8 ist ein Vergleich der harten und weichen Cu-ETP Legierung mit dem standardmäßig in dieser Arbeit verwendeten Kupferleiter H07V-U 1,5 mm² gezeigt. Dieser Vergleich dient zur besseren Einordnung der mechanischen Eigenschaften. Die mechanischen Kennzahlen des Kupferleiters H07V-U wurden durch einen statischen Zugversuch an der bereits vorgestellten Zugprüfmaschine Instron Typ 8800 durchgeführt. Die Dehnungsaufnahme erfolgte durch den optischen Dehnungsaufnehmer AVE2 der Firma Instron [190]. Das entstandene Spannungs-Dehnungs-Diagramm ist in Anhang A3 dargestellt. Zu erkennen ist, dass die beiden Cu-ETP Legierungen einen größeren Querschnitt aufweisen als der Kupferleiter des Typs H07V-U. Somit ist, wie in Abschnitt 4.6, eine höhere Oberflächenrauheit aufgrund des größeren Querschnitts zu vermuten. Für die mechanischen Kennzahlen der Streckgrenze, der Zugfestigkeit und der Dehnung liegt der primär in diesem Kapitel verwendete Kupferleiter zwischen der harten und weichen Cu-ETP Legierung. Dies ermöglicht einen guten Vergleich, welche Einflüsse eine Gefügeveränderung auf den Leiter des Typs H07V-U hat.

Tabelle 8: Vergleich der mechanischen Eigenschaften harte und geglühte Cu-ETP Legierung mit dem Kupferleiter des Typs H07V-U.

	Hart	**Weich**	**H07V-U**
Querschnitt	3,141 mm²	3,141 mm²	1,5 mm²
Werkstoff	Cu-ETP	Cu-ETP	Cu-ETP
Streckgrenze in N/mm²	400	< 120	261
Zugfestigkeit in N/mm²	418-428	237-241	254
Dehnung	2-3 %	40,6-42,9 %	24 %

4.7.2 Modifizierte Biegeprüfung nach DIN EN 50396 zur mechanischen Alterung der Kupferproben

Zur mechanischen Belastung der geglühten Kupferleiter wird die Biegeprüfung nach DIN EN 50396 [53] verwendet. Aufgrund der großen Duktilität der weichen Cu-ETP Legierung ist eine Verwendung der Mehrfachbiegeanlage nicht möglich. Die Gewichte, welche nach DIN EN 50396 notwendig sind, längen den Leiter bereits nach wenigen Zyklen, sodass es zum Bruch kommt. Eine Verwendung der Mehrfachbiegeanlage ohne Gewicht ist nicht möglich, da der Leiter ohne Vorspannung von den Rollen springt. Die Biegeprüfung wurde entsprechend modifiziert, dass eine Wechselbiegung der beiden Cu-ETP Legierungen möglich ist. In Abbildung 42 ist diese modifizierte Biegeprüfung dargestellt.

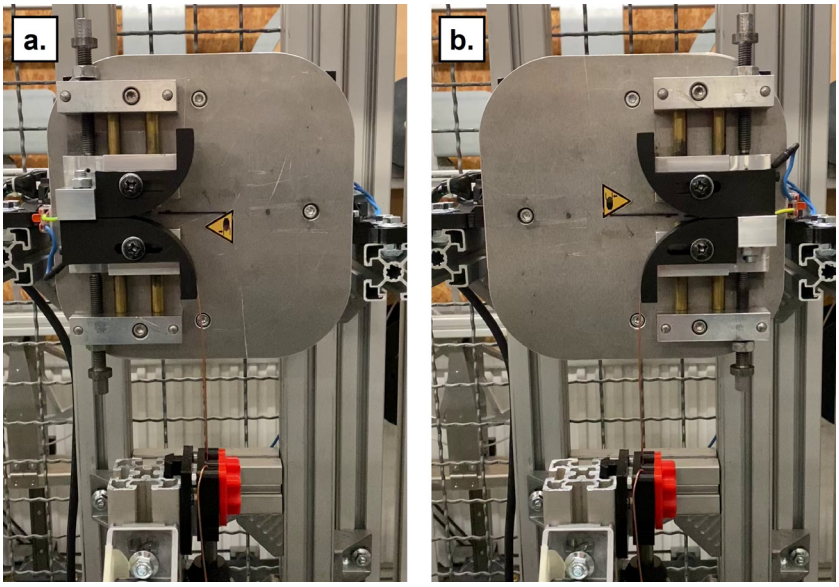

Abbildung 42: Modifizierte Biegeprüfung in Anlehnung an DIN EN 50396.

Der Drehteller verfährt rotatorisch um 180° von Position a. zu Position b. und umgekehrt. Hierdurch wird der zwischen zwei Klemmbacken eingespannte Kupferleiter mit einem Radius von 50 mm wechselseitig gebogen. Die Klemmbacken sind abweichend von der Norm aus Kunststoff gefertigt, da die ursprünglich vorgesehenen Metallbacken im weichen Kupferwerkstoff zu Abdrücken an der Oberfläche führen. Dies verfälschte die anschließende Messung der Oberflächenrauheit. Der Kupferleiter ist am unteren Ende mit einem Gewicht von 0,5 kg belastet, damit er während der Wechselbiegung an den Klemmbacken anliegt. Um eine Torsion des Leiters aufgrund von Drehbewegungen zu verhindern, wird die Klemmung mit

verbundenem Gewicht in einer vertikal laufenden Linearführung gehalten. Die Bruchüberwachung erfolgt mit der bereits in Unterabschnitt 4.1.2 vorgestellten Durchgangsmessung.

4.7.3 Oberflächenrauheit durch Biegebelastung

In Abbildung 43 ist die Oberfläche der neuwertigen und mechanisch bis Bruch belasteten Cu-ETP Legierungen gezeigt. Die Oberflächenanalyse inklusive der gezeigten Abbildungen erfolgt auch in diesem Fall mit einem Konfokalmikroskop. Die beiden neuwertigen Kupferleiter (hart a1., weich a2.) zeigen eine vergleichbare Oberflächenstruktur.

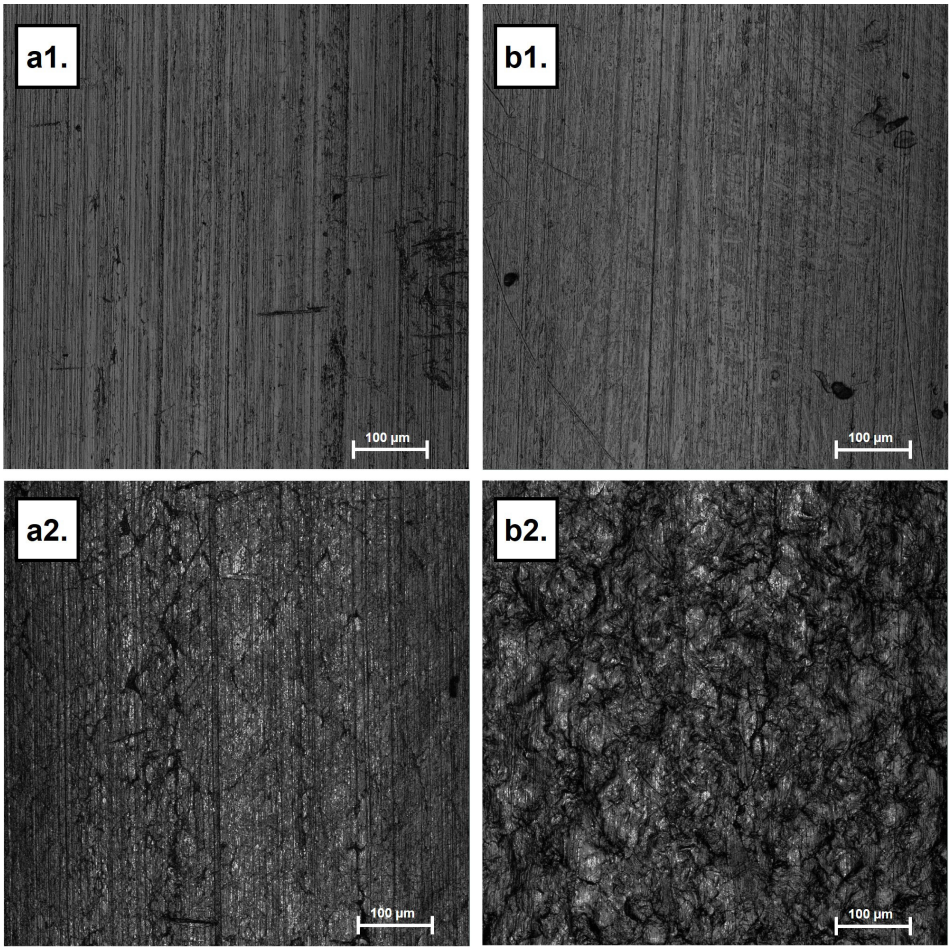

Abbildung 43: Oberflächenrauheit auf Kupferlegierung Cu-ETP aufgenommen mittels Konfokalmikroskopie; a1) neu hart; b1) neu weich; a2) Bruch hart; b2) Bruch weich.

Auch in diesem Fall sind die fertigungsbedingten Ziehriefen zu erkennen. Im Gegensatz hierzu stehen die mechanisch durch die Biegeprüfung bis zum Bruch belasteten Leiter. Der harte Kupferleiter erreichte 98 und der weiche Kupferleiter 494 Zyklen. Grund für die ca. 5-mal längere Lebensdauer des weichen Kupferleiters ist die höhere Duktilität aufgrund der Gefügebehandlung. Der durch Kaltverfestigung gehärtete Kupferleiter verfügt über eine deutlich geringere Dehnungsreserve und lässt sich daher geringer plastisch verformen. Geringere plastische Verformbarkeit führt beim harten Kupferleiter zu Rissen an der Oberfläche, die in Abbildung 43 (a2) zu erkennen sind. Wird aufgrund der Biegebelastung die zulässige Spannung an der Oberfläche überschritten, kommt es zu Mikrorissen. Aufgrund der Kerbwirkung an dieser Stelle breitet sich der Riss bei jeder weiteren Belastung von der Oberfläche zum Zentrum des Kupferleiters aus, bis es schließlich zum Bruch kommt. Materialextrusionen, welche hauptsächlich für die sichtbare Ausbildung der Oberflächenrauheit verantwortlich sind, können auf dem harten Kupferleiter nicht identifiziert werden. Auch hierfür ist die geringe plastische Verformbarkeit verantwortlich. Im Gegensatz hierzu steht die Oberfläche des bis zum Bruch belasteten weichen Kupferleiters. Es ist eine ausgeprägte Materialextrusion zu erkennen, welche der Oberflächenrauheit des Kupferleiters H07V-U ähnelt.

Die qualitativ getätigten Aussagen zur Oberflächenrauheit lassen sich auch quantitativ untermauern. In Tabelle 9 ist die gemessene Oberflächenrauheit der neuwertigen und bis Bruch belasteten Kupferleiter dargestellt. Der optische Eindruck, dass beide neuwertigen Kupferleiter eine nahezu identische Oberflächenrauheit aufweisen, kann durch die Messergebnisse bestätigt werden. Der harte Kupferleiter verfügt über eine quadratische Flächenrauheit S_q von 0,194 µm und der weiche Kupferleiter über ein S_q von 0,2312 µm. Dieser Unterschied ist aufgrund der Vorschädigung durch den Ziehprozess zu vernachlässigen. Bei den mechanisch belasteten Leitern liegt ein großer Unterschied vor. Der harte Kupferleiter hat bei Bruch eine Rauheit S_q von 0,7076 µm, während der weiche Kupferleiter eine Rauheit S_q von 1,679 µm entwickelt hat. Aufgrund dieser Ergebnisse lässt sich die Abwesenheit von Materialextrusionen beim harten Kupferleiter bestätigen. Ein Vergleich mit den in Abschnitt 4.2 vorgestellten Ergebnissen des Kupferleiters H07V-U zeigt jedoch, dass dieser trotz des geringeren Querschnitts eine größere Rauheit ausgebildet hat. Eine potenzielle Ursache für dieses Verhalten ist die unterschiedliche mechanische Belastung durch die Biegeprüfung bzw. die Mehrfachbiegeanlage.

Tabelle 9: Oberflächenrauheit harte und weiche Kupferlegierung (Cu-ETP) im Vergleich zu H07V-U.

Probe	Zyklen	Rauheit S_q in µm
Cu-ETP hart	0	0,1914
Cu-ETP hart	98	0,7076
Cu-ETP weich	0	0,2312
Cu-ETP weich	494	1,679
H07V-U 1,5 mm²	0	0,2267
H07V-U 1,5 mm²	587	1,848

4.7.4 Metallographie der harten und weichen Kupferproben

Die nachfolgenden metallographischen Untersuchungen der harten und weichen Kupferleiter sollen zusätzliche Einblicke in das Schädigungsverhalten geben. Die Probenpräparation erfolgt dabei wie in Unterabschnitt 4.3.1 vorgestellt. Zur Untersuchung werden die Proben verwendet, die bereits im vorherigen Kapitel optisch erforscht wurden.

In Abbildung 44 ist das metallurgische Gefüge der neuwertigen und bis zu Bruch belasteten harten und weichen Kupferleiter der Legierung Cu-ETP gezeigt. Auch in diesem Fall erfolgt die Darstellung mit einem Schnitt durch die Leiterlängsachse. Das Gefüge des neuen harten Kupferleiters (a1.) zeigt eine horizontale Linienstruktur im Gefüge. Grund ist die hohe Kaltverfestigung des Leiters. Die Körner im Gefüge sind durch die plastische Verformung im Ziehprozess in die Länge gezogen worden, weshalb keine klassische Kornstruktur zu erkennen ist. Damit ausgeschlossen werden kann, dass die Struktur nicht fälschlicherweise durch den Schleifprozess während der Probenpräparation der Metallographie entstanden ist, wird das Endstück des abgelängten Leiters betrachtet. Dieses Endstück, welches mithilfe eines Seitenschneiders durch einen Scherschnitt getrennt wurde, ist in Abbildung 45 gezeigt. Es ist deutlich zu erkennen, dass die Struktur auf dem Kupferleiter im Bereich der Einschnürung nicht in horizontalen Linien verläuft, sondern der plastischen Verformung der Einschnürung folgt. Aufgrund der Scherbelastung beim Trennvorgang ist das Gefüge

entsprechend verformt. Somit kann ein Einfluss durch den Schleifvorgang ausgeschlossen werden.

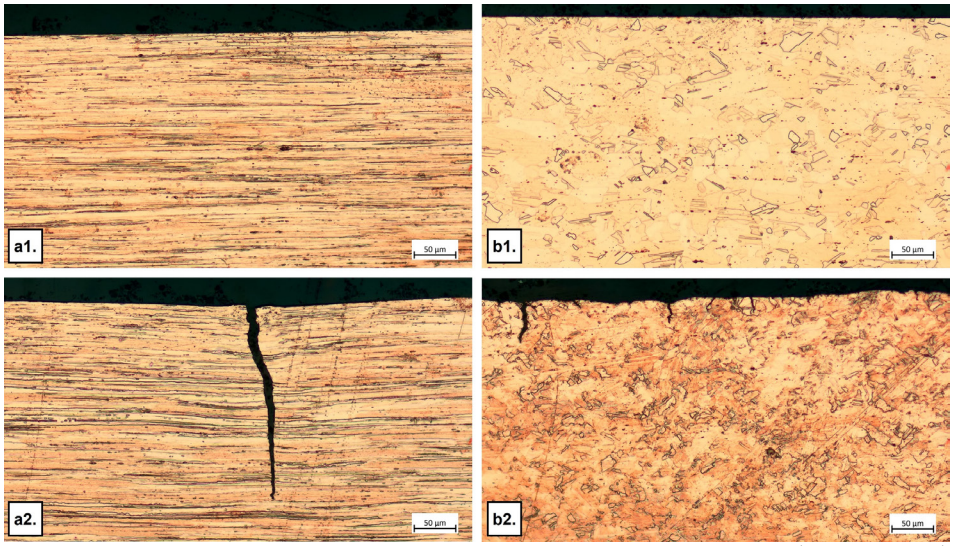

Abbildung 44: Metallographie der harten und weichen Kupferlegierung, a1) neu hart; b1) neu weich; a2) Bruch hart; b2) Bruch weich.

Das Gefüge des neuen weichgeglühten Kupferleiters (b1.) zeigt ein grobkörnigeres Gefüge als das des harten Leiters. Aufgrund der geringen Anzahl an Korngrenzen ist eine hohe plastische Verformbarkeit möglich, da Abgleitvorgänge geringfügig behindert werden [12]. Das Gefüge des harten Kupferleiters (a2.), welcher durch 98 Zyklen auf der Biegeprüfung bis zum Bruch belastet wurde, zeigt ein charakteristisches Schädigungsmerkmal. Der Riss, ausgehend von der Oberfläche bestätigt die im vorherigen Kapitel genannte Erklärung der geringen Lebensdauer durch die Biegeprüfung. Außerdem ist zu erkennen, dass das weitere Gefüge nahezu unverändert bleibt. Auch eine Materialextrusion an der Oberfläche ist nicht zu erkennen, welche die geringe Oberflächenrauheit bei Bruch bestätigt. Das Gefüge des weichen Kupferleiters (b2.), der 494 Zyklen auf der Biegeprüfung bis zum Bruch belastet wurde, zeigt die identischen drei Schädigungsmechanismen, wie der Kupferleiter des Typs H07V-U. Sowohl Risse, ein feineres Gefüge und die für die sichtbare Rauheit verantwortliche Materialextrusion sind zu erkennen. Das Schädigungsverhalten der weichen Cu-ETP Legierung ähnelt somit der des für alle vorherigen Untersuchen verwendeten Leiters. Grund hierfür ist, dass Kupferleiter im Herstellungsprozess thermisch behandelt werden, damit sie im Ziehprozess nicht brechen. Außerdem ist das Auftrommeln und die spätere Verwendung durch den Kunden einfacher zu handhaben.

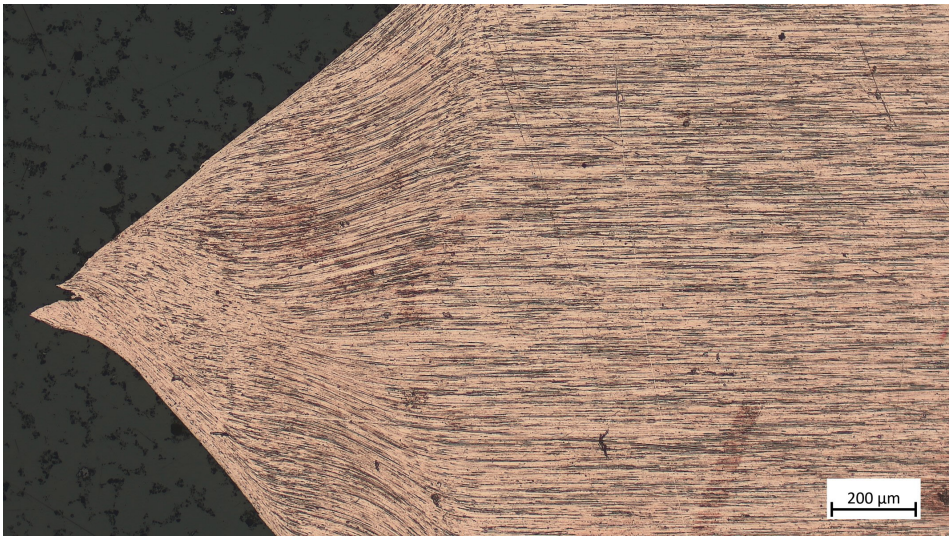

Abbildung 45: Endspitze der harten Kupferlegierung im neuwertigen Zustand.

Abschließend wird festgehalten, dass Kupferleiter mit weichem Gefüge aufgrund der höheren Duktilität und der damit verbundenen Materialextrusion durch plastische Verformungen eine deutlich höhere Oberflächenrauheit ausbilden. Im Hinblick auf das Sensorelement sind weichgeglühte Kupferleiter zu bevorzugen. Eine Konditionierung des Sensorelements durch Glühen ist möglich, da die Ausbildung der Oberflächenrauheit in Abhängigkeit des Gefügezustands steht. Da der Kupferleiter des Typs H07V-U mit dem Querschnitt von 1,5 mm² die höchste Rauheitsausbildung bei Bruch aufweist, ist dieser nach wie vor als Kandidat für den Leitungssensor zu präferieren.

4.8 Schädigungsverhalten ausgewählter Kupfer-, Aluminium- und Nickellegierungen

Teilergebnisse dieses Kapitels basieren auf der Abschlussarbeit von Philipp Huber.

Bisher wurden lediglich das mechanische Schädigungsverhalten und die damit verbundene Oberflächenrauheit von Kupferleitern betrachtet. Weil in Kabeln und Leitungen aufgrund der guten elektrischen Leitfähigkeit fast ausschließlich Kupfer verwendetet wird, bestand keine Notwendigkeit darin, andere Kupferlegierungen oder weitere Leiterwerkstoffe zu betrachten. Das neu zu erforschende Sensorelement ist nicht auf den Leiterwerkstoff Kupfer festgelegt. Daher wird nachfolgend das mechanische Schädigungsverhalten von Kupfer-, Aluminium- und Nickellegierung untersucht.

Ziel ist herauszufinden, welche Legierung die höchste Oberflächenrauheit ausbildet und somit bestmöglich als Werkstoff für das Sensorelement geeignet ist. Die Methodik sowie die verwendeten Prüfeinrichtungen stimmen mit den in diesem Kapitel bisher vorgestellten überein. Die Angaben der elektrischen Leitfähigkeit wurden mithilfe der Vierleiter-Widerstandsmessung ermittelt [191]. Aufgrund der hohen Leitfähigkeit der Proben wurde der Spannungsabfall über die Länge von einem Meter gemessen und anschließend mithilfe der Leitergeometrie in einen Widerstand umgerechnet.

Tabelle 10: Übersicht der untersuchten Kupfer-, Aluminium- und Nickellegierungen

Nr.	Legierung	Gefügezustand	Querschnitt in mm^2
1	CuNi1	weich	1,76
2	CuNi44	weich	1,76
3	CuMn12Ni2	weich	1,13
4	CuMn12Ni2	hart	1,13
5	CuMn3	weich	1,13
6	CuMn3	hart	1,13
7	Cu-OF1	weich	1,76
8	Cu-OF1	hart	1,76
9	AlMg2,7Mn	-	1,76
10	AlMg4,5Mn0,7	-	1,76
11	AlMg5	-	1,76
12	AlSi5	-	1,76
13	AW-1050A	H18	2,01
14	Nickel (99,2%)	-	1,76
15	NiCr10	weich	1,76
16	NiCr10	hart	1,76

In Tabelle 10 ist eine Übersicht, der untersuchten Kupfer-, Aluminium- und Nickellegierungen gezeigt. Die Probenauswahl erfolgte anhand der aktuellen Marktverfügbarkeit sowie der für diese Untersuchungen geeigneten Geometrie. Insgesamt wurden acht Kupfer-, fünf Aluminium- und drei

Nickellegierungen erforscht. Aufgrund der großen Anzahl der Ergebnisse werden von jeder Basislegierung die Ergebnisse zweier Proben vorgestellt. Die Ergebnisse der restlichen Proben sind in Anhang A4 gezeigt. Die gezeigten Messwerte der Oberflächenrauheit S_q sind aus jeweils sechs Einzelmessungen gemittelt.

4.8.1 Kupferbasislegierungen

Nachfolgend wird das mechanische Schädigungsverhalten von Legierungen auf Kupferbasis vorgestellt.

4.8.1.1 CuNi1 – weich

Kupfer-Nickel-Legierungen verfügen im Vergleich zum reinen Kupferwerkstoff über gute mechanische Festigkeitseigenschaften für ein breites Temperaturspektrum. Die elektrische Leitfähigkeit ist jedoch deutlich geringer (74 % IACS), weshalb CuNi-Legierungen z.B. als Draht für Sitzheizungen verwendet werden. Die Abkürzung IACS bedeutet den „International Annealed Copper Standard“ und beschreibt die Leitfähigkeit eines Werkstoffs im Vergleich zu Kupfer. Das Hauptanwendungsgebiet liegt in der Herstellung von Münzgeld. Kupfer und Nickel sind aufgrund ihrer Kristall- und Gitterstruktur sowohl im flüssigen als auch festen Zustand mischbar. Somit entsteht ein einphasiges kfz-Gitter [19].

Die nachfolgend vorgestellte CuNi1-Legierung verfügt über einen Nickelgehalt mit einem Massenanteil von 1 %. In Abbildung 46 ist die Oberflächenrauheit durch Biegung, Zug/Druck und Torsion sowohl makroskopisch (a), als auch quantitativ (b) dargestellt.

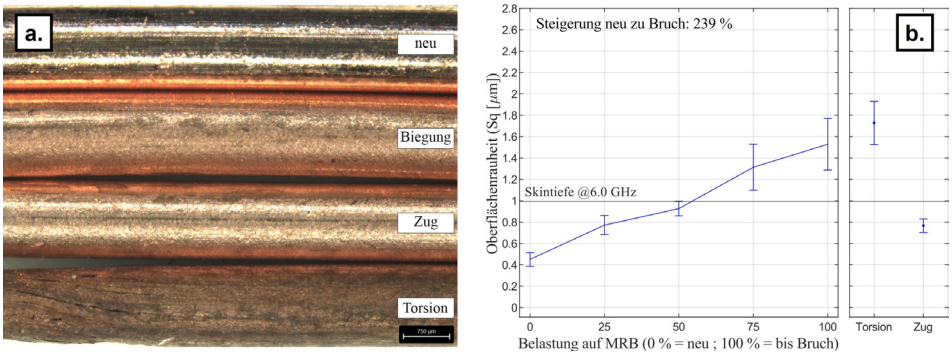

Abbildung 46: Oberflächenrauheit CuNi1 bei Biegung, Zug/Druck und Torsion. 333 Zyklen Biegebelastung, 169.469 Zyklen Zugbelastung, 1383 Zyklen Torsionsbelastung; Vergrößerung 50x.

Es ist zu erkennen, dass alle Belastungsarten zu einer Oberflächenrauheit führen. Der neuwertige CuNi1-Draht hat eine Oberflächenrauheit S_q von 0,451 µm. Eine signifikante Steigerung der Oberflächenrauheit ist besonders durch Biegung (S_q = 1,529 µm) und Torsion (S_q = 1,728 µm) zu erkennen. Der durch Zug/Druck belastete Leiter hat bei Bruch nur eine geringe Steigerung der Oberflächenrauheit (S_q = 0,767 µm) stattgefunden. Ursache ist die geringere plastisch Verformung während der Prüfung nach DIN EN 50100 [157].

Wie beim Kupferleiter des Typs H07V-U ist eine monotone, aber annähernd lineare Steigerung der Oberflächenrauheit durch die Biegebelastung in Abbildung 46 (b) zu erkennen. Die Oberflächenrauheit hat sich über die Lebensdauer um 239 % gesteigert. In Unterabschnitt 4.2 ist gezeigt, dass der Kupferleiter aus dem Werkstoff Cu-ETP eine deutlich höhere Steigerung der Oberflächenrauheit um 715 % ausweist. Zusätzlich ist die Skintiefe bei einer Frequenz von 6 GHz eingezeichnet. Diese zeigt, dass die Größenordnung der Oberflächenrauheit in einem für die Eindringtiefe relevanten Maß liegt. Aufgrund dieser Eigenschaften ist die Legierung CuNi1 als Werkstoff für das zu erforschende Sensorelement geeignet.

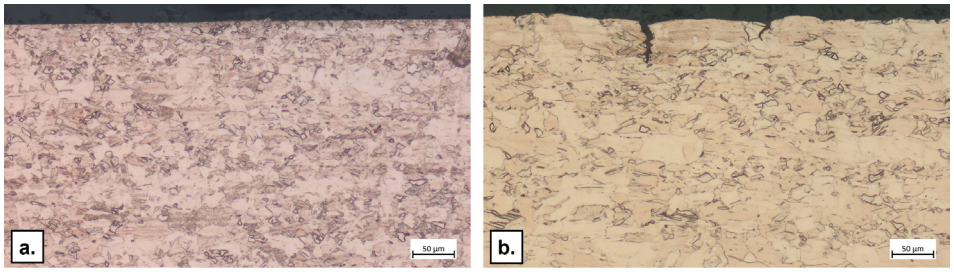

Abbildung 47: Metallographie CuNi1 eines neuwertigen (a) und bis 333 Zyklen bis Bruch belasteten Leiters (b); Vergrößerung 200x.

In Abbildung 47 ist der metallographische Querschnitt der Oberfläche eines neuwertigen und durch Biegung auf 333 Zyklen bis Bruch belasteten CuNi1-Drahtes gezeigt. Die neuwertige Probe (a) hat eine glatte Oberfläche und unterscheidet sich nur geringfügig von der des neuen Kupferleiters vom Typ H07V-U, welcher in Abbildung 34 gezeigt ist. Der belastete CuNi1-Draht (b) zeigt identische Schädigungsmechanismen, wie die des bereits untersuchten Kupferleiters in Abschnitt 4.3. Sowohl Materialextrusion als auch Risse im Oberflächenbereich aufgrund der plastischen Verformung sind zu erkennen. Die Abrundung, sowie die Verkleinerung der Körner im Gefüge sind bei dieser Legierung nicht zu erkennen. Die metallographische Probenpräparation erfolgt wie in Unterabschnitt 4.3.1 beschrieben.

In Bezug auf die Ausbildung der Oberflächenrauheit wird festgestellt, dass der geringe Legierungsanteil von Nickel in Kupfer keinen erheblichen Einfluss hat. Unter den Aspekten, dass Kupferleiter des Typs H07V-U aus dem Werkstoff Cu-ETP eine größere Oberflächenrauheit ausbilden, eine höhere elektrische Leitfähigkeit besitzen und zusätzlich eine bessere Marktverfügbarkeit sowie einen geringeren Preis aufweisen, sind diese als Sensormaterial zu bevorzugen.

4.8.1.2 Cu-OF1 – weich

Sauerstofffreies Kupfer (Cu-OF) unterscheidet sich in seinen Eigenschaften nur geringfügig vom primär in Kabeln und Leitungen verwendeten elektrolytischen Kupfer Cu-ETP. Die größten Unterschiede sind eine minimal bessere elektrische Leitfähigkeit sowie die gute Lötbarkeit. Diese begründet sich durch das in Cu-ETP enthaltene Kupfer(I)-oxid was zur Wasserstoffversprödung beim Schweißen führt [19]. Aufgrund der hervorragenden elektrischen Eigenschaften wird Cu-OF primär in Elektrotechnik und Elektronik verwendet.

In Abbildung 48 ist die Ausbildung der Oberflächenrauheit durch Biegung, Zug/Druck und Torsion gezeigt. Wie erwartet, zeigt auch der sauerstofffreie Kupferwerkstoff eine Ausbildung der Oberflächenrauheit in Abhängigkeit der mechanischen Belastung.

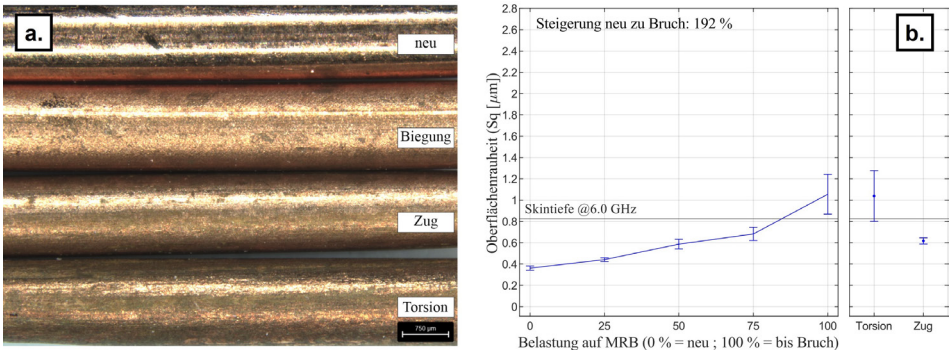

Abbildung 48: Oberflächenrauheit Cu-OF1 bei Biegung, Zug/Druck und Torsion. 343 Zyklen Biegebelastung, 1.625.510 Zyklen Zugbelastung, 730 Zyklen Torsionsbelastung; Vergrößerung 44x.

Die neuwertige Probe hat eine Oberflächenrauheit S_q von 0,3616 µm. Auch in diesem Fall zeigt sich, dass die durch Biegung (S_q = 1,056 µm) und Torsion (S_q = 1,039 µm) belasteten Leiter eine signifikante Steigerung der Oberflächenrauheit aufweisen. Hingegen hat der Zug/Druck belastete Leiter lediglich eine Oberflächenrauheit S_q von 0,618 µm ausgebildet. Durch die Biegebelastung konnte eine Steigerung der Oberflächenrauheit um 192 %

erreicht werden. Diese liegt deutlich unter der des Werkstoffs Cu-ETP, was auf eine andere Wärmebehandlung während der Produktion hindeutet. Auch hier liegt die Oberflächenrauheit in Größenordnung der Eindringtiefe durch den Skin-Effekt. Außerdem ist ein monoton nicht linearer Anstieg der Rauheit über die Biegebelastung zu erkennen. Aufgrund der beschriebenen Eigenschaften ist Cu-OF1 als Sensorwerkstoff geeignet.

In Abbildung 49 ist die metallographische Untersuchung der Oberfläche eines neuwertigen und eines auf 355 Zyklen durch Biegung belasteten Kupferleiters (Cu-OF1) gezeigt. Die Präparation der Proben erfolgt wie in Unterabschnitt 4.3.1 beschrieben mithilfe von Ammoniumpersulfat. Auch bei diesem Kupferwerkstoff zeigt sich eine glatte Oberfläche bei der neuwertigen Probe (a). Bei der durch Biegung bis zum Bruch belasteten Probe (b) ist die charakteristische Materialextrusion, welche für die optisch sichtbare Rauheit verantwortlich ist, zu erkennen. Es sind keinerlei signifikante Unterschiede zum Schädigungsverhalten des Kupferleiters H07V-U festzustellen. Sowohl Materialextrusion als auch Risse sind an der Oberfläche zu erkennen.

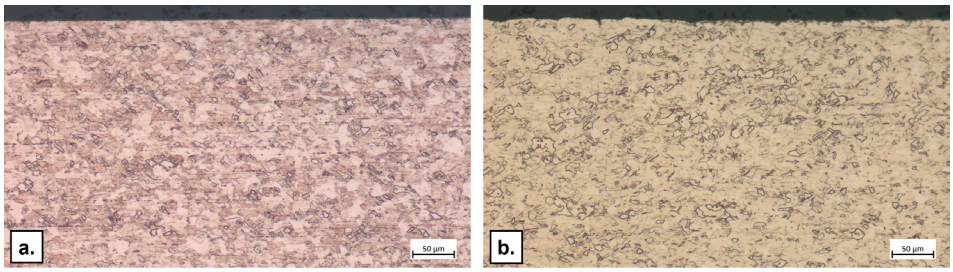

Abbildung 49: Metallographie Cu-OF1 eines neuwertigen (a) und 343 Zyklen bis Bruch belasteten Leiters (b); Vergrößerung 200x.

Abschließend wird festgehalten, dass die Abwesenheit von Sauerstoff in der Kupferlegierung keinen erheblichen Einfluss auf die Ausbildung der Rauheit hat. Aufgrund der besseren Verfügbarkeit, der stärkeren Ausbildung der Oberflächenrauheit sowie des geringeren Preises sind Kupferleiter des Typs H07V-U (Cu-ETP) zu bevorzugen.

4.8.2 Aluminiumbasislegierungen

Nachfolgend wird das mechanische Schädigungsverhalten von Legierungen mit Aluminiumbasis vorgestellt. Auch in diesem Kapitel sind zwei Legierungen aus Tabelle 10 ausgewählt, welche das Schädigungsverhalten repräsentieren. Alle gezeigten Messwerte der Oberflächenrauheit S_q sind auch in diesem Fall aus jeweils sechs Einzelmessungen gemittelt.

4.8.2.1 AW-1050A – H18

Das Reinaluminium AW-1050A ist laut Norm DIN EN 573-2 [192] für allgemeine Anwendungen, z.B. in der Elektrotechnik oder in der Herstellung von Rohren und Blechen, geeignet. Der Aluminiumgehalt beträgt laut Norm DIN EN 573-3 [193] mindestens 99,5 % und kann geringe Spuren von Silizium und Eisen enthalten. Der in dieser Arbeit verwendete Aluminiumdraht hat den Bearbeitungszustand H18. Dies bedeutet, dass der Werkstoff im Vorfeld maximal kaltverfestigt wurde.

In Abbildung 50 ist die Ausbildung der Oberflächenrauheit durch die Belastungsarten Biegung, Zug/Druck und Torsion gezeigt. Eine optische Ausbildung der Oberflächenrauheit ist in der linken Hälfte der Abbildung im Vergleich zu den vorher gezeigten Kupferleitern deutlich schlechter zu erkennen. Lediglich der durch Biegung auf 88 Zyklen belastete Aluminiumleiter zeigt eine leicht matte Oberfläche. Dieser optische Eindruck kann durch gemessene Rauheitswerte gestützt werden. Der neuwertige Aluminiumdraht hat eine Oberflächenrauheit S_q von 0,4808 µm. Durch Zug/Druck Belastung konnte keine Steigerung der Oberflächenrauheit (S_q = 0,4147 µm) hervorgerufen werden. Grund hierfür ist die geringe plastische Verformung des Leiters.

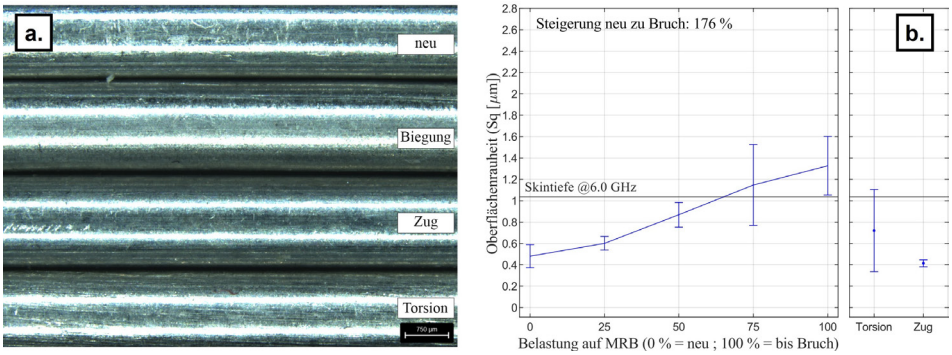

Abbildung 50: Oberflächenrauheit AW-1050A bei Biegung, Zug/Druck und Torsion. 85 Zyklen Biegebelastung, 316.308 Zyklen Zugbelastung, 217 Zyklen Torsionsbelastung; Vergrößerung 42x.

In Abschnitt 4.7 wurde erläutert, wieso Drähte mit hartem Gefügezustand geringere Rauheiten ausbilden. Lediglich Biegung (S_q = 1,3271 µm) und Torsion (S_q = 0,7203 µm) haben eine Steigerung der charakteristischen Oberflächenrauheit hervorgerufen. In Abbildung 50 (b) ist deutlich zu erkennen, dass die gemessenen Rauheitswerte für Biegung und Torsion eine vergleichsweise hohe Streuung aufweisen. Es ist ein monotoner, aber nicht linearer Anstieg der Rauheit durch die Biegebelastung im Bereich der

Eindringtiefe bei 6 GHz zu erkennen. Trotzdem ist das Reinaluminium AW-1050A nur bedingt als Sensorwerkstoff zu empfehlen, da Torsion und Zug/Druck keine signifikante Änderung der Oberflächenbeschaffenheit hervorrufen.

In Abbildung 51 ist das Schädigungsverhalten des Aluminiumdrahts AW-1050A metallographisch dargestellt. Der Aluminiumleiter wurde elektrolytisch nach Barker geätzt [166]. Schleifen und Polieren erfolgt analog zum in Anhang A1 beschriebenen Verfahren für Kupferleiter. Das Gefüge des Aluminiumdrahts mit der Härte H18 zeigt die bereits bei kaltverfestigtem Kupfer festgestellte linienförmige Kornstruktur. Diese entsteht durch den Ziehprozess und die damit verbundene plastische Verformung des Werkstoffs in Längsrichtung. Die neuwertige Probe weist eine glatte Struktur an der Oberfläche auf, was durch die optische Rauheitsmessung bestätigt wird. Auf der durch 88 Zyklen bis zum Bruch belasteten Probe sind Materialextrusionen sowie kleine Risse an der Oberfläche zu erkennen. Dieses Schädigungsverhalten ist analog zu dem der Kupferleiter. Jedoch ist zu erwähnen, dass dieses Schädigungsverhalten bei Kupferleitern nur für weiche Gefügezustände gezeigt werden konnte. Grund ist die plastische Verformbarkeit trotz der hohen Kaltverfestigung.

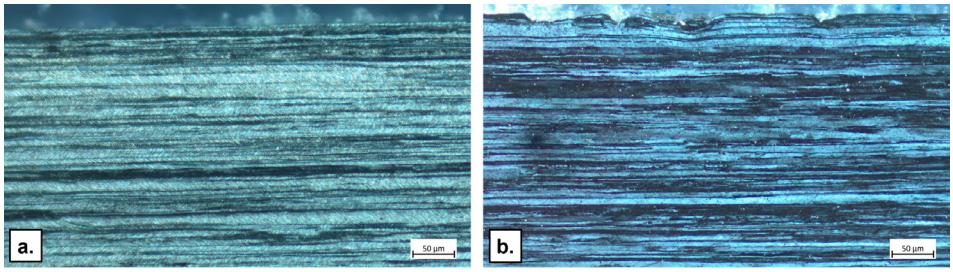

Abbildung 51: Metallographie AW-1050A eines neuwertigen (a) und 85 Zyklen bis Bruch belasteten Leiters (b); Vergrößerung 200x.

Aufgrund der besseren Verfügbarkeit, der geringeren Streuung bei der Ausbildung der Oberflächenrauheit sowie der geringere Preis sind Kupferleiter des Typs H07V-U (Cu-ETP) zu bevorzugen.

4.8.2.2 AlMg4,5Mn0,7

Die Aluminium-Magnesium-Legierung AlMg4,5Mn0,7 wird aufgrund ihrer Festigkeitseigenschaften, Korrosionsbeständigkeit, guten Formbarkeit für den Schiffsbau sowie die Chemieindustrie eingesetzt. Nach DIN EN 573-3 [193] setzt sich die Aluminiumbasislegierung aus 4,5 % Magnesium, 0,7 % Mangan, sowie geringen Massenanteilen von Silizium, Eisen, Chrom und Zinn zusammen.

In Abbildung 52 ist die Ausbildung der Oberflächenrauheit durch die Belastungsarten Biegung, Zug/Druck und Torsion gezeigt. Bemerkenswert ist, dass keine der Belastungsarten eine Oberflächenrauheit erzeugen konnte. Sowohl die optische Betrachtung des linken Bildbereichs als auch die Messung der Oberflächenrauheit S_q zeigt, dass keine der Belastungsarten eine Rauheit erzeugt hat. Die Oberflächenrauheit des neuwertigen Leiters beträgt S_q = 0,3544 µm und liegt somit in identischer Größenordnung wie die Werte von Biegung (S_q = 0,3370 µm), Zug/Druck (S_q = 0,3214 µm) und Torsion (S_q = 0,3336 µm). Verantwortlich hierfür ist die geringe Duktilität der Aluminium-Magnesium-Legierung, welche keine Materialextrusion an der Oberfläche erlaubt. Außerdem ist zu erkennen, dass die Eindringtiefe selbst bei einer Frequenz von 40 GHz nicht ausreichend wäre, in die Größenordnung der Rauheitsausbildung zu gelangen. Somit ist die AlMg4,5Mn0,7-Legierung aufgrund der nicht vorhandenen Rauheitsausbildung nicht als Sensorwerkstoff geeignet.

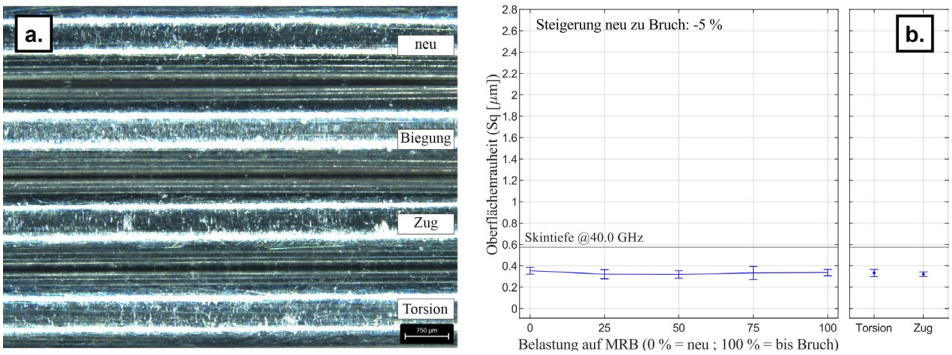

Abbildung 52: Oberflächenrauheit AlMg4,5Mn0,7 bei Biegung, Zug/Druck und Torsion. 127 Zyklen Biegebelastung, 68.730 Zyklen Zugbelastung, 77 Zyklen Torsionsbelastung; Vergrößerung 42x.

In Abbildung 53 ist das Schädigungsverhalten der AlMg4,5Mn0,7-Legierung metallographisch gezeigt. Die Probepräparation erfolgt analog zum Aluminiumleiter AW-1050A. Auch bei dieser Legierung ist deutlich zu erkennen, dass die Körner im Gefüge durch die Kaltverfestigung in Längsrichtung stark deformiert sind. Der neuwertige Leiter (a) zeigt eine glatte Oberflächenstruktur, welche den gemessenen Rauheitswert bestätigt. Im Gefüge des mechanisch durch 127 Biegezyklen bis Bruch belasteten Leiters (b) ist keine Materialextrusion zu erkennen. Einziges Schädigungsmerkmal ist ein Riss, ausgehend von der Oberfläche. Dieser Riss kann durch das Konfokalmikroskop Confovis Toolinspect S nicht aufgenommen werden, da durch die Hinterschneidung kein Lichtsignal aus dem Riss reflektiert wird.

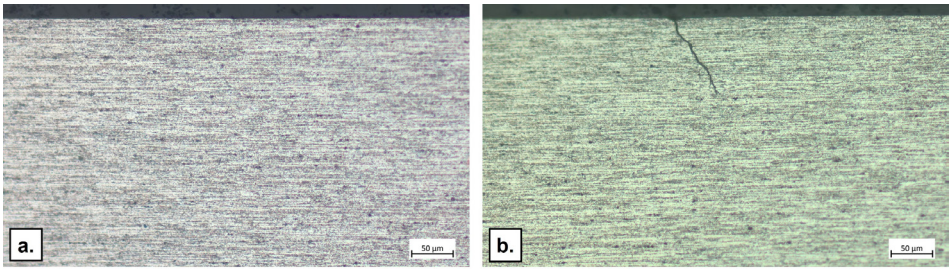

Abbildung 53: Metallographie AlMg4,5Mno,7 eines neuwertigen (a) und 127 Zyklen bis Bruch belasteten Leiters (b); Vergrößerung 200x.

Da AlMg4,5Mno,7-Legierungen keine Oberflächenrauheit durch mechanische Belastung ausbilden, sind Kupferleiter des Typs H07V-U (Cu-ETP) zu bevorzugen.

4.8.3 Nickelbasislegierungen

Nachfolgend wird das mechanische Schädigungsverhalten von Leitern mit Nickelbasis vorgestellt. Alle gezeigten Messwerte der Oberflächenrauheit S_q sind auch in diesem Fall aus jeweils sechs Einzelmessungen gemittelt.

4.8.3.1 Nickel (99,2 %)

Der Werkstoff Nickel wird aufgrund seiner hohen Korrosionsbeständigkeit in niedriglegierter Form überwiegend in medizinischen Geräten, Anoden für Galvanotechnik oder Temperaturfühlern verwendet [20]. In DIN 17753-09 [194] sind die mechanischen und in DIN 17740 [195] die chemischen Eigenschaften von Nickeldrähten beschrieben. Nickel mit einem Reinheitsgrad von 99,2 % darf bis zu 0,4 % Eisen und 0,35 % Mangan enthalten.

In Abbildung 54 ist die Ausbildung der Oberflächenrauheit durch die mechanischen Belastungsarten Biegung, Zug/Druck und Torsion dargestellt. Es ist zu erkennen, dass alle drei Belastungsarten zu einer Steigerung der Oberflächenrauheit führen. Der neuwertige Nickeldraht hat eine Oberflächenrauheit S_q von 0,8864 µm. Es konnte bei den durch Biegung (S_q = 2,1238 µm), Zug/Druck (S_q = 1,4448 µm) und Torsion (S_q = 1,8353 µm) belasteten Drähten eine signifikante Steigerung der Rauheit erzielt werden. Auch der Werkstoff Nickel zeigt die charakteristische monotone, aber nicht lineare Steigerung der Rauheit durch Biegebelastung über die Lebensdauer. Die Eindringtiefe des ferromagnetischen Werkstoffs Nickel beträgt bei einer Frequenz von 6 GHz ca. 1,0767 µm und liegt in der Größenordnung der sich ausbildenden Oberflächenrauheit. Zur Berechnung der Eindringtiefe wurde eine relative Permeabilität von μ_r = 3 angenommen

[196]. An dieser Stelle ist zu erwähnen, dass die relative Permeabilität ferromagnetischer Stoffe (Nickel) eine starke Frequenzabhängigkeit aufweist [196]. Somit sind die gezeigten Werte der Eindringtiefe nur als grober Schätzwert zu interpretieren.

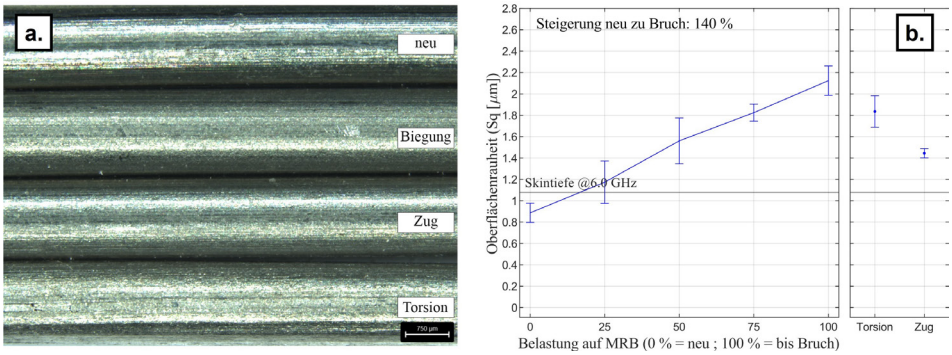

Abbildung 54: Oberflächenrauheit Nickel bei Biegung, Zug/Druck und Torsion. 398 Zyklen Biegebelastung, 3.444.501 Zyklen Zugbelastung, 1071 Zyklen Torsionsbelastung; Vergrößerung 42x.

Aufgrund der geringeren Leitfähigkeit von Nickel (ca. 21 % IACS) [197] eignet sich dieser Werkstoff nur bedingt für Anwendungen im Hochfrequenzbereich. Durch den hohen spezifischen Widerstand kommt es zu hohen Dämpfungen im Material selbst, was die Empfindlichkeit des Sensorelements verringert. Somit ist der Leiterwerkstoff Cu-ETP zu bevorzugen, da dieser über eine hohe elektrische Leitfähigkeit und eine ebenso signifikante Rauheitsausbildung verfügt. Wird die Oberflächenrauheit des Sensorelements optisch erfasst, sind Nickelleiter weiterhin ein möglicher Sensorwerkstoff.

In Abbildung 55 ist das mechanische Schädigungsverhalten von Nickel (99,2 %) mithilfe metallographischer Aufnahmen der Oberfläche gezeigt.

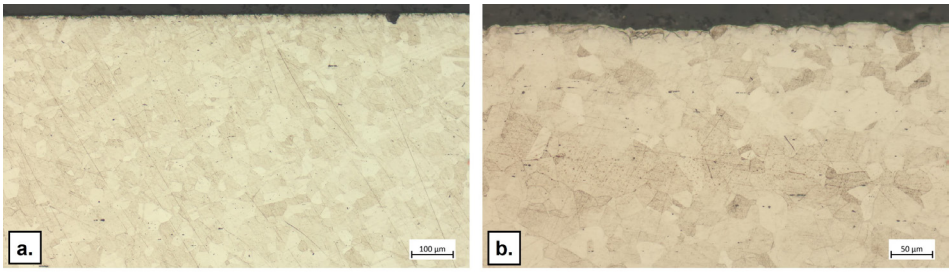

Abbildung 55: Metallographie Nickel eines neuwertigen (a) und 398 Zyklen bis Bruch belasteten Leiters (b); Vergrößerung 200x.

Das Schleifen und Polieren der Proben erfolgt analog zu dem der Kupferleiter, beschrieben in Anhang A1. Als Ätzmittel wurde Kalling II verwendet,

welches aus Ethanol, Salzsäure und Kupfer(II)-chlorid-Dihydrat besteht. Beim neuwertigen Nickeldraht (a) ist zu erkennen, dass die Oberfläche bereits eine geringe Rauheit aufweist. Dies spiegelt sich in der hohen Oberflächenrauheit S_q = 0,8864 µm wider. Auf der durch 398 Biegezyklen bis zum Bruch belasteten Probe (b) ist eine deutliche Materialextrusion zu erkennen, welche für die optische und messbare Rauheit verantwortlich ist.

4.8.3.2 NiCr10 – weich

Die Legierung aus Nickel und Chrom wird überwiegend als Werkstoff für Heizelemente oder Widerstandsdraht verwendet. Sie besteht neben Nickel zu ca. 10 % aus Chrom und kann außerdem Vanadium (ca. 1 %) und Titan (ca. 0,6 %) enthalten.

In Abbildung 56 ist die Ausbildung der Oberflächenrauheit durch die Belastungsarten Biegung, Zug/Druck und Torsion gezeigt. Es ist zu erkennen, dass alle mechanisch belasteten Leiter eine Oberflächenrauheit im Vergleich zur neuwertigen Probe entwickelt haben. Der neuwertige NiCr10-Draht hat eine Oberflächenrauheit S_q von 1,5053 µm. Im Vergleich zu den Leitern, die durch Biegung (S_q = 1,5451 µm), Zug/Druck (S_q = 2,1763 µm) und Torsion (S_q = 1,5702 µm) belastet wurden, scheint dieser Messwert im Widerspruch mit der makroskopischen Aufnahme zu stehen. Grund für diese Unstimmigkeit ist die Beschaffenheit der Oberfläche im neuwertigen Zustand. Auf dieser können Riefen in Längsrichtung erkannt werden, welche durch das Konfokalmikroskop als Oberflächenrauheit aufgefasst werden.

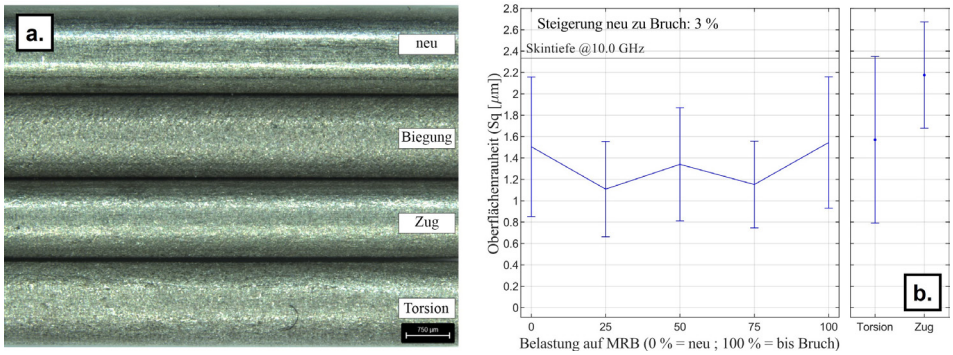

Abbildung 56: Oberflächenrauheit NiCr10 bei Biegung, Zug/Druck und Torsion. 311 Zyklen Biegebelastung, 899.267 Zyklen Zugbelastung, 753 Zyklen Torsionsbelastung; Vergrößerung 42x.

Diese Form der Rauheit wird nicht durch die bereits beschriebene Materialextrusion hervorgerufen, sondern durch den Fertigungsprozess und die damit verbundene Kaltumformung des Leiters. Deshalb kann die qualitativ sichtbare Rauheit nicht quantifiziert werden. Diese Aussage bestätigt sich

bei Betrachtung der Oberflächenrauheit über den mechanischen Verschleiß durch Biegebelastung. Es zeigt sich, dass keine signifikante Steigerung der Rauheit stattgefunden hat. Gleichzeitig streuen die Messwerte stark, was auf inhomogene Schädigungen in Form von Riefen auf der Leiteroberfläche zurückzuführen ist. Diese überlagern die durch plastische Verformung entstehende Rauheit und lassen keine signifikante Messung zu.

Auch bei diesem Leiter auf Nickelbasis wird eine Permeabilität von $\mu_r = 3$ angenommen, da das Legierungselement Chrom bei einem Massenanteil von 10 % einen vernachlässigbaren Einfluss hat [198]. Es wird deutlich, dass die Eindringtiefe selbst bei 10 GHz nicht im Bereich der Oberflächenrauheit liegt. Aufgrund der nicht quantifizierbaren Ausbildung der Oberflächenrauheit ist eine Verwendung als Sensorelement nur bedingt möglich. Außerdem weist eine NiCr-Legierung eine geringe elektrische Leitfähigkeit (ca. 3 % IACS) [197] auf, weshalb der Werkstoff für die Verwendung mit hochfrequenten Wechselströmen ungeeignet ist.

In Abbildung 57 ist das mechanische Schädigungsverhalten der CuNi10-Legierung mithilfe eines metallographischen Längsschnitts durch die Oberfläche gezeigt. Die Probenpräparation für die metallographische Untersuchung erfolgt analog zum im vorherigen Kapitel beschriebenen Nickelwerkstoff.

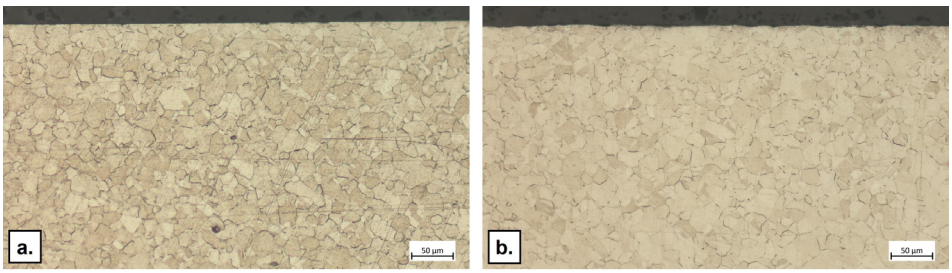

Abbildung 57: Metallographie NiCr10 eines neuwertigen (a) und 311 Zyklen bis Bruch belasteten Leiters (b); Vergrößerung 200x.

Das Gefüge unterscheidet sich vom reinen Nickel (99,2 %) nur dadurch, dass an den Korngrenzen schwarze Ausscheidungen zu erkennen sind. Hierbei handelt es sich möglichweise um Chrom, welches mithilfe einer Spektralanalyse nachgewiesen werden kann. Die Oberfläche des neuwertigen Leiters (a) zeigt keinerlei Rauheit, was nicht zu den in Abbildung 56 gezeigten Messwerten passt. Dies liegt daran, weil die Riefen in der Bildebene liegen und somit im Längsschnitt nicht erkennbar sind. Die Oberfläche des mechanisch durch 311 Zyklen bis zum Bruch belasteten Leiters zeigt

eine leichte Materialextrusion, die aufgrund der plastischen Verformung während der Kabelprüfung entstanden ist.

4.9 Auswahl des Leiterwerkstoffs für die Verwendung als elektromechanisches Sensorelement

In diesem Kapitel wurde das mechanische Schädigungsverhalten von Legierungen auf Kupfer-, Aluminium- und Nickelbasis erforscht. Der Fokus liegt auf der durch plastische Verformungen entstehenden Oberflächenrauheit. Diese soll mithilfe von hochfrequenten Wechselströmen detektiert werden, um eine Abschätzung der Restlebensdauer des Leiterwerkstoffs zu ermöglichen.

Neben dem in Kabeln und Leitungen verwendeten Werkstoff Cu-ETP, wurden außerdem das Schädigungsverhalten der Legierungen CuNi1 (weich), Cu-OF1 (weich), AlMg4,5Mn, AW-1050A (H18), Nickel (99,2 %) und NiCr10 (weich) präsentiert. Im Kontext dieser Arbeit sind darüber hinaus zehn weitere Legierungen untersucht worden. Die Ergebnisse sind in Anhang A4 aufgeführt.

In Tabelle 11 ist eine Gegenüberstellung aller untersuchten Leiterwerkstoffe gezeigt. Die Bewertung erfolgt anhand der Rauheitsausbildung über die Lebensdauer, der Eindringtiefe bei 6 GHz im Verhältnis zur Rauheit, der Reproduzierbarkeit gemessener Rauheitswerte, der elektrischen Leitfähigkeit und der Marktverfügbarkeit bzw. der Kosten. Es ist zu beachten, dass wie in Abschnitt 4.6 gezeigt, der Querschnitt der Leitung einen Einfluss auf das Maß der Rauheitsausbildung hat. Aus diesem Grund sind die quantitativen Messwerte untereinander nur bedingt vergleichbar. Es konnte gezeigt werden, dass nicht nur Legierungen auf Kupfer- sondern auch auf Aluminium- und Nickelbasis in unterschiedlichem Maße eine charakteristische Oberflächenrauheit ausbilden. Es ist auffällig, dass die Steigerung von Legierungszusätzen häufig eine Verringerung der Oberflächenrauheit zu Folge hat. Ein Beispiel hierfür sind die Legierungen CuNi1 und CuNi44. Während die Kupferlegierung mit einem Massenprozent Nickel eine Steigerung der Oberflächenrauheit zwischen neuwertig und Bruch von 239 % erreicht, konnte mit einem Massenanteil von 44 % Nickel lediglich eine Steigerung von 5 % erzielt werden. Ursächlich ist, dass die Zugabe von Legierungselement häufig zur Steigerung der Festigkeit verwendet wird [12].Werkstoffe mit geringer Duktilität neigen bei plastischer Verformung primär zur Rissbildung und nicht zu Materialextrusion an der Oberfläche, welche für die sichtbare Rauheit verantwortlich ist. Somit sind niedriglegierte bzw. unlegierte Werkstoffe bei der Auswahl für das Sensorelement zu bevorzugen.

Beispiele hierfür sind Cu-ETP, CuNi1, Cu-Of1, Aw-1050A und Nickel (99,2 %).

Ein weiteres Kriterium ist das Verhältnis zwischen Oberflächenrauheit und Eindringtiefe durch den Skin-Effekt. Der Sensor kann nur funktionieren, wenn beide Werte in einer Größenordnung liegen. Wie in Formel 2.24 gezeigt, ist die Eindringtiefe von der materialspezifischen elektrischen Leitfähigkeit sowie der relativen Permeabilität abhängig. Da sich diese Werte für die einzelnen Leiterwerkstoffe unterscheiden, variiert die Eindringtiefe bei gleichbleibender Frequenz. Für die Berechnung der Eindringtiefe wurde 6 GHz gewählt, da dies der Maximalfrequenz der in dieser Arbeit verwendeten Messtechnik entspricht. In Tabelle 11 wird die Eindringtiefe mit der Oberflächenrauheit S_q der bis zum Bruch belasteten Leiterwerkstoffe verglichen. Es ist zu erkennen, dass bei Kupfer-, Aluminium und Nickelleitern mit geringem Legierungsanteil die Eindringtiefe unterhalb der Oberflächenrauheit liegt. Somit ist die Stromdichte des HF-Signals im geschädigten Oberflächenbereich und es kann eine Beeinflussung der Übertragungseigenschaften stattfinden. Ursache ist zum einen die höhere Oberflächenrauheit der niederlegierten Werkstoffe und zum anderen die höhere elektrische Leitfähigkeit. Mit dem Hintergrund der Wechselwirkung zwischen Rauheit und HF-Signal sind niederlegierte Leiterwerkstoffe wie Cu-ETP, CuNi1 (weich), Cu-Of (weich und hart), AW-1050A und Nickel (99,2 %) zu bevorzugen.

Damit der Sensor im späteren Anwendungsbereich eine hohe Präzision der Verschleißerkennung liefern kann, ist eine Reproduzierbarkeit der erzielten Ergebnisse unabdingbar. Hierzu wurde der Variationskoeffizient aus dem Quotienten der Standardabweichung und der mittleren Lebensdauer gebildet. Die Legierungen Cu-ETP, CuNi1 (weich), CuNi44 (weich), CuMn2Ni2 (hart), Cu-Of1 (hart), AlMg2,7M, AlMg4,5Mn0,7, Nickel (99,2 %) und NiCr10 erreichten einen geringen Variationskoeffizient und können daher als reproduzierbar betrachtet werden. In diesem Fall zeigt sich keine konkrete Systematik, weshalb die Ursache für Schwankungen in der mechanischen Lebensdauer mit produktionsbedingten Unterschieden erklärt wird.

Wie bereits erwähnt, hat die elektrische Leitfähigkeit einen Einfluss auf die Signalübertragung von hochfrequenten Wechselströmen. Da nicht alle Legierungen über ein Datenblatt mit definierten elektrischen Eigenschaften verfügen, wurde diese mithilfe einer Vierleitermessung durchgeführt. Auch in diesem Fall zeigen unlegierte Werkstoffe die höchste Leitfähigkeit und eigenen sich prädestiniert für die Verwendung als Sensorelement.

Tabelle 11: Bewertung der untersuchten Legierungen in Hinblick auf die Verwendung als Sensorwerkstoff

Legierung	Gefügezustand	Rauheitsausbildung (MRB)	Skintiefe δ ähnlich zu Oberflächenrauheit S_q		Reproduzierbarkeit Lebensdauer (MRB)	elektrische Leitfähigkeit (% IACS)	Marktverfügbarkeit/ Kosten
		Steigerung S_q	S_q in µm	δ in µm 6 GHz	Variationskoeffizient		
Cu-ETP	-	715 %	1,848	0,86	5,65 %	99,48	+
CuNi1	weich	239 %	1,528	0,99	9,50 %	74,14	-
CuNi44	weich	5 %	1,344	4,38	3,97 %	3,80	-
CuMn12Ni2	weich	29 %	0,705	4,22	13,30 %	4,09	-
CuMn12Ni2	hart	22 %	0,487	4,32	9,59 %	3,89	-
CuMn3	weich	104 %	1,182	2,14	33,83 %	15,85	-
CuMn3	hart	20 %	0,572	2,14	16,27 %	15,93	-
Cu-OF1	weich	192 %	1,056	0,83	15,43 %	106,53	-
Cu-OF1	hart	107 %	0,815	0,83	9,19 %	106,85	-
AlMg2,7Mn	-	29 %	0,519	1,45	7,42 %	34,43	-
AlMg4,5Mn0,7	-	-5 %	0,337	1,48	3,45 %	33,08	-
AlMg5	-	23 %	0,518	1,54	10,99 %	30,82	-
AlSi5	-	58 %	0,630	1,07	42,10 %	63,97	-
AW-1050A	H18	176 %	1,327	1,04	27,65 %	67,72	-
Nickel (99,2 %)	-	140 %	2,124	1,08	4,11 %	20,93	--
NiCr10	weich	3 %	1,570	3,01	9,18 %	2,67	--
NiCr10	hart	-31 %	0,870	2,92	11,37 %	2,85	--

Abschließend erfolgt die Betrachtung der Marktverfügbarkeit und Kosten. Hierbei kann lediglich der Werkstoff Cu-ETP überzeugen, da dieser standardmäßig in Kabeln und Leitungen verwendet wird und kostengünstig in großen Mengen verfügbar ist. Bei den restlichen Legierungen handelt es sich um Spezialanfertigungen von Drahtziehern, welche häufig nicht in kleinen Mengen abgenommen werden können, da die Herstellung nur nach Auftrag stattfindet.

Anhand der vorgestellten Bewertungskriterien fällt die Wahl des Sensormaterials auf den Leiterwerkstoff Cu-ETP, da dieser eine signifikante Steigerung der Oberflächenrauheit im für die Eindringtiefe relevanten Bereich ausbildet. Außerdem liefert er reproduzierbare Ergebnisse und ist aufgrund seiner Verbreitung am Markt günstig und in beliebiger Geometrie zu erwerben. Weitere geeignete Sensorwerkstoffe sind CuNi1 (weich) und Cu-Of1 (weich).

Die vorgestellten Legierungen unterscheiden sich deutlich in ihrer mechanischen Belastbarkeit und dem damit verbundenen Schädigungsverhalten. Diese Eigenschaft kann dazu verwendet werden, für ein Bauteil den geeigneten Werkstoff entsprechend dem Lasthorizont auszuwählen. Für Bauteile, welche während ihrer Nutzung stark verformt werden, eignen sich weiche Sensorwerkstoffe, da dieses die Dehnung ohne vorzeitigen Leiterbruch aufnehmen können. Für Bauteile mit hoher Steifigkeit sind Leiterwerkstoffe mit geringer Duktilität zu präferieren. Aufgrund der geringen Dehnung dieser strukturell relevanten Komponenten wird der integrierte Leitungssensor nur gering plastisch verformt. Deshalb sind spröde Werkstoffe als Sensormaterial zu empfehlen, da diese bereits bei geringer plastischer Verformung zu einer Rissausbildung tendieren. In Tabelle 12 sind vier Legierungen gezeigt, welche variierende Lebensdauerwerte auf der Mehrfachbiegeanlage erreicht haben. Der Leiter des Werkstoffs Cu-ETP erreicht mit 587 Zyklen eine 6,9-fache Lebensdauer des Aluminiumleiters (AW-1050A). Grund hierfür ist die höhere plastische Verformbarkeit des Kupferleiters. Dieser ist für Bauteile mit hoher Verformung geeignet, wohingegen bei steifen Bauteilen ein Sensorelement aus Aluminium zu bevorzugen ist. Außerdem wird ersichtlich, dass der Aluminiumleiter eine Oberflächenrauheit S_q von 1,327 µm nach 85 Zyklen auf der Mehrfachbiegeanlage erreicht. Der Kupferleiter (Cu-ETP) benötigt für diesen Wert ca. 400 Zyklen und damit ca. 4,7-mal länger. Mithilfe des Aluminiumleiters kann somit durch eine deutlich geringere Lastzahl eine signifikante Erhöhung der Oberflächenrauheit erzielt werden. Anhand der Lebensdauer und der damit verbundenen Oberflächenrauheit kann daher ein Sensorwerkstoff für den entsprechenden Anwendungsfall ausgewählt werden.

Tabelle 12: Steigerung der Oberflächenrauheit pro Zyklus auf der Mehrfachbiegeanlage ausgewählter Legierungen.

Legierung	Gefüge-zustand	Zyklen MRB	Rauheit S_q bei Bruch in µm	Steigerung S_q in %
Cu-ETP	weich	587	1,848	715
CuNi1	weich	333	1,529	239
Cu-OF1	hart	168	1,056	107
AW-1050A	H18	85	1,327	176

Im weiteren Kontext dieser Arbeit wird die Werkstoffvariation für unterschiedliche Lasthorizonte nicht weiter berücksichtigt, da die Auswahl aufgrund oben genannter Aspekte auf Cu-ETP (weich) fällt.

4.10 Zwischenfazit in Bezug auf die Sensorentwicklung

Ziel dieses Kapitels war es, Ursachen und Einflussfaktoren für die Rauheitsausbildung auf Leiterwerkstoffen zu identifizieren, um das geeignete Material für den Leitungssensor zu bestimmen. Durch die Analyse von Metallographie- und REM-Aufnahmen wurde deutlich, dass entgegen den bisherigen Annahmen nicht Versetzungen, sondern primär Materialextrusionen aufgrund plastischer Verformung für die Oberflächenrauheit verantwortlich sind. Es ist notwendig, dass in den Naturfaserwerkstoff integrierte Sensorelement plastisch zu verformen, da es sonst nicht zur signifikanten Ausbildung einer Oberflächenrauheit kommt.

Es konnte gezeigt werden, dass alle relevanten Belastungsarten (Biegung, Zug/Druck und Torsion) bei plastischer Verformung zur charakteristischen Oberflächenrauheit auf Kupferleitern führen. Aufgrund der großen plastischen Verformung durch die Kabelprüfungen, konnte besonders durch Biegung und Torsion eine signifikante Ausbildung der Rauheit erzielt werden. Der Leitungssensor ist daher besonders für die Detektion von Biege- und Torsionsbelastungen geeignet, da durch Zug/Druck-Belastungen häufig keine großen Amplituden erreicht werden. Bei der Integration des Sensorelements in den Naturfaserwerkstoff ist zu beachten, den Leiter an der Stelle mit der höchsten plastischen Verformung zu positionieren, um eine maximale Oberflächenrauheit zu erzeugen.

Die mechanische Belastung von Kupferleitern auf der Mehrfachbiegeanlage mit zwei Rollen zeigte einen monotonen, nicht linearen Anstieg der Oberflächenrauheit über die Lebensdauer. Diese Charakteristik ermöglicht die Verwendung von Kupferleitern als Sensorelement zur Lebensdauerabschätzung, da die Rauheit eine kontinuierliche Veränderung über den mechanischen Verschleiß zeigt.

Durch die Untersuchung potenzieller Einflussfaktoren auf die Rauheitsbildung zum Zweck der Konditionierung des Sensorelements, konnte ein Zusammenhang zwischen Leiterquerschnitt und Oberflächenrauheit nachgewiesen werden. Je größer der Leiterquerschnitt, desto größer die Oberflächenrauheit. Für größere Leiterquerschnitte empfiehlt sich aufgrund der Eindringtiefe (Skin-Effekt) niedrige Frequenzen zu verwenden, da die Stromverteilung im für die Oberflächenrauheit relevanten Bereich liegt. Dies ist von Vorteil, da niedrigere Frequenzen potenziell zu geringeren Reflexionen aufgrund von Fehlanpassungen der Impedanz führen. Hinsichtlich der späteren Verwendung des Sensorelements ist jedoch zu beachten, dass dessen maximal möglicher Querschnitt stets durch Größe und Form des zu überwachenden Bauteils limitiert ist. Die Integration von Leitern mit großem Querschnitt in filigrane Bauteile beeinflusst die Faserstruktur und infolgedessen die mechanische Belastbarkeit des Verbundwerkstoffs. Daraus ergibt sich, dass die Auswahl des Leiterquerschnitts zwingend unter den Aspekten des verwendeten Frequenzbereichs sowie der vorliegenden Bauteilgeometrie zu treffen ist.

Auch der Gefügezustand des Leiterwerkstoffs hat einen Einfluss auf die Rauheitsausbildung. Es zeigt sich, dass weichgeglühte Leiterwerkstoffe eine größere Rauheitsausbildung über die Lebensdauer entwickeln. Grund hierfür ist die höhere Duktilität, was die zur Rauheitsausbildung nötige Materialextrusion ermöglicht. Die Variation des Gefügezustands kann zur Konditionierung des Sensorelements verwendet werden. Durch Rekristallisationsglühen wird die Rauheitsausbildung und die mechanische Belastbarkeit des Leiterwerkstoffs beeinflusst. Bauteilspezifische Anforderungen an das Sensorelement können durch eine Gefügeveränderung erreicht werden.

Abschließend ist das mechanische Schädigungsverhalten von 17 Legierungen vorgestellt. Es wurde nachgewiesen, dass Cu-ETP, CuNi1 (weich) und Cu-OF1 (weich) aufgrund ihrer Rauheitsausbildung als Werkstoffe für das Sensorelement geeignet sind. Hierbei stellte sich heraus, dass die Beigabe von Legierungselementen zu Kupfer, Aluminium und Nickel das Maß der Rauheitsausbildung aufgrund von Gefügeveränderungen verringert.

Außerdem konnte in dieser Arbeit wiederholt bestätigt werden, dass weichgeglühte Leiterwerkstoffe aufgrund ihrer höheren Duktilität eine größere Oberflächenrauheit ausbilden. Somit sind grundsätzlich reine, weich geglühte Leiterwerkstoffe als Sensorelement zu bevorzugen. Unter Einbezug aller bisherigen Überlegungen bezüglich der großen Oberflächenrauheit im Verhältnis zur materialabhängigen Eindringtiefe, der Reproduzierbarkeit des Schädigungsverhaltens, der elektrischen Leitfähigkeit und der geringen Kosten sowie guter Marktverfügbarkeit fällt die Wahl des Sensormaterials auf den Leiterwerkstoff Cu-ETP (weich). Das Sensorelement soll mit einer Frequenz von 6 GHz vermessen werden. Aufgrund der in Abschnitt 4.6 gezeigten Ergebnisse ist ein Leiterquerschnitt von 1,5 mm² zu wählen, da die charakteristische Oberflächenrauheit im Bereich der Eindringtiefe der hochfrequenten Wechselströme liegt.

Dabei gilt, dass die Konditionierungsmöglichkeit der Gefügeveränderung durch Glühen der Variation des Leiterquerschnitts und der Beimischung von Legierungselementen vorzuziehen ist. Dies begründet sich vor allem durch den einen nachteiligen Einfluss auf die strukturelle Integrität von Faserverbundwerkstoffen, welchen größere Leiterquerschnitte mit sich bringen. Die Konditionierung durch die Zugabe von Legierungselementen führt häufig zu einer verminderten Leitfähigkeit, was einen negativen Einfluss auf die Transmission eines hochfrequenten Signals hat. Außerdem wurde gezeigt, dass Leiterwerkstoffe ohne zusätzliche Legierungselemente aufgrund ihrer höheren Duktilität eine signifikantere Oberflächenrauheit ausbilden, was eine gesteigerte Sensitivität für das Sensorelement ermöglicht. Zusammenfassend bedeutet dies, dass Leiterwerkstoffe aufgrund ihrer charakteristischen Oberflächenrauheit als Sensorelemente zur Verschleißerkennung geeignet sind.

5 HF-Charakterisierung von nicht-impedanzkontrollierten Leitungen über deren mechanische Lebensdauer

Inhalte dieses Kapitels wurden teilweise in [52] veröffentlicht.

Im nachfolgenden Kapitel wird das elektrische Schädigungsverhalten von nicht-impedanzkontrollierten Leitungen mithilfe von hochfrequenten Wechselströmen erforscht. Ziel dieser Arbeit ist ein Sensorelement zu entwickeln, welches die Rauheitsausbildung von mechanisch belasteten Leiterwerkstoffen als Lebensdauerindikator für Naturfaserverbundwerkstoffe nutzt. Im vorherigen Kapitel 4 wurde der geeignete Leiterwerkstoff für den Leitungssensor ausfindig gemacht. Anknüpfend soll in diesem Kapitel die passende Leitergeometrie für das Sensorelement und dessen HF-Anwendung ermittelt werden. Hierzu werden starre und verlitzte Leitungen in Paralleldrahtanordnung (Steg-Leitung) auf der bereits vorgestellten Mehrfachbiegeanlage dynamisch bis zum Bruch belastet. Die Transmissionseigenschaften werden in-situ über die Lebensdauer ausgewertet und Änderungen dargestellt. Aufgrund von Fertigungstoleranzen des Naturfaserverbundwerkstoffs durch das Vakuuminfusionsverfahren ist eine perfekt symmetrische Anordnung der Leiter zueinander nur bedingt möglich, weshalb keine Impedanzkontrolle vorliegt. Aufgrund dessen werden nicht-impedanzkontrollierte Leitungen für die Wahl der geeigneten Leitergeometrie verwendet, da diese der HF-Charakteristik des Sensorelementes entsprechen.

Zum aktuellen Zeitpunkt wurde ausschließlich das elektrische Schädigungsverhalten von impedanzkontrollierten Koaxial und Twisted-Pair Leitungen mithilfe von hochfrequenten Wechselströmen untersucht [9, 10, 52, 66]. Die Ergebnisse dieser Untersuchungen sind im Stand der Technik in Abschnitt 3.1 vorgestellt. Nachfolgend werden erstmalig Leitungen mithilfe von hochfrequenten Wechselströmen erforscht, welche nicht für HF-Anwendung bestimmt sind. Diese Untersuchung soll außerdem zeigen, ob das von Lenz entwickelte Kabelmonitoringsystem auch für Leitungen ohne definierte Impedanz funktioniert.

Die nachfolgende Untersuchung thematisiert neben der HF-Charakteristik auch die Korrelation zwischen dem elektrische und mechanischen Schädigungsverhalten der Leitungen. Durch die Analyse der mechanischen Schädigung sollen Ursachen für die Änderung der Transmissionseigenschaften

geliefert werden. Hierbei liegt der Fokus auf der Rauheitsausbildung aufgrund der mechanischen Belastung. Im Zuge dieser Analyse wurden weitere Faktoren wie Längung, Geometrieabweichungen, die effektive Permittivität sowie die Ablösung der Litzen von der Isolierung als potenzielle Ursachen betrachtet und multiphysikalisch untersucht. Anschließend werden per Ausschlussverfahren Ursachen für die Änderung der Transmissionseigenschaften diskutiert.

5.1 Probenauswahl der nicht-impedanzkontrollierte Leitungen

Als Proben für die nachfolgende Untersuchung werden zwei Leitertypen in Paralleldrahtanordnung ohne definierte Impedanz verwendet. Die Leiter bestehen aus Kupfer (Cu-ETP, CW004A [18]), haben eine Polyvinylchlorid (PVC)-Isolierung und werden zusätzlich durch einen weiteren PVC-Mantel in Parallelanordnung gehalten. In Abbildung 58 ist eine schematische Darstellung der beiden Leitungstypen gezeigt.

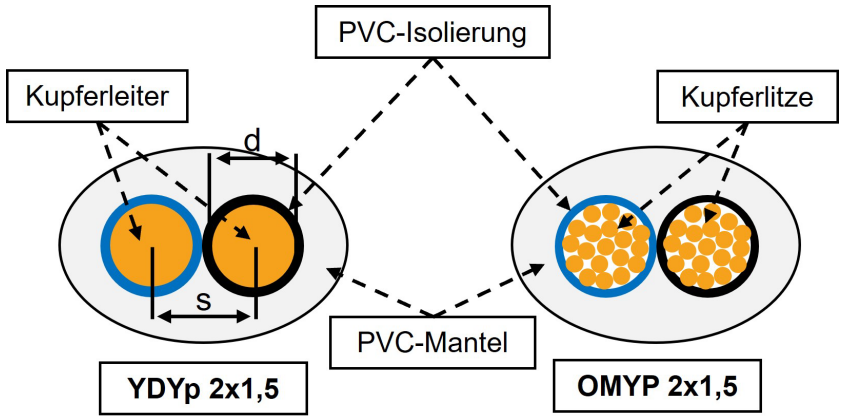

Abbildung 58: Schematische Darstellung der Proben YDYp 2x1,5 und OMYP 2x1,5.

Die erste Probe YDYp 2x1,5 hat zwei starre Innenleiter mit einem Querschnitt von 1,5 mm², welche in ihrer Konfiguration dem Leiter H07V-U 1,5 mm² entsprechen. Dessen mechanisches Schädigungsverhalten wurde im vorherigen Kapitel 4 vorgestellt. Volldrahtleiter haben den Vorteil, dass mechanische Beanspruchungen schneller zum Bruch und damit zum EoL führen. Außerdem sind Alterungserscheinungen wie die charakteristische Oberflächenrauheit aufgrund des größeren Durchmessers mittels Lichtmikroskopie leichter zu erfassen [154].

Die zweite Leitung OMYP 2x1,5 unterscheidet sich vom Leitertyp YDYp 2x1,5 lediglich durch die verlitzten Innenleiter. Diese gleicht in ihrem Aufbau dem Leitertyp H07V-K 1,5 mm². Litzen zeichnen sich im Vergleich zu Massivleitern durch eine deutlich erhöhte mechanische Lebensdauer aus. Außerdem bilden verlitzte Leiter über die gesamte Lebensdauer eine deutlich geringere Oberflächenrauheit aus, was in Abschnitt 4.6 erläutert ist.

5.2 Mechanische und elektrische Prüf- und Messtechnik

Nachfolgend wird die mechanische und elektrische Prüftechnik vorgestellt, die zur Untersuchung der nicht-impedanzkontrollierten Leitungen verwendet wird.

5.2.1 Mehrfachbiegeanlage mit zwei Rollen

Zur mechanischen Alterung der Leitungen wird die in Unterabschnitt 4.1.2 vorgestellte Mehrfachbiegeanlage mit zwei Rollen in Anlehnung an DIN EN 50396 [53] verwendet. Die in der Norm beschriebene Kabelprüfung ermöglicht eine kontrollierte zyklische Wechselbiegebelastung, welche den Leiter bis zum EoL belastet. Da der Leiter über eine definierte Strecke durch zwei Rollen gebogen wird, entsteht ein homogen geschädigter Bereich mit definierter Länge. In Abbildung 59 (a) ist eine schematische Darstellung der Prüfung gezeigt.

Während der Prüfung wird das Kabel auf einer Seite geklemmt. Diese Fixierung ist notwendig, da das Kabel während der Prüfung verrutscht und infolgedessen der homogen geschädigte Bereich nicht reproduziert werden kann. Die zweite Klemmung bleibt während der Prüfung geöffnet. Zusätzlich ist das Ende des Kabels mit einem Gewicht von 2 kg versehen. Dieses spannt das Kabel während der Prüfung und verhindert ein Abspringen von den Rollen während der Prüfung. Die Länge der beiden Proben beträgt 6 m. Aufgrund der Zugbelastung durch das Gewicht am Kabelende während der mechanischen Belastung dehnt sich die Leitung. Die Dehnung hat einen Einfluss auf die HF-Messung und wird deshalb mithilfe eines Seilzugebers am Probenende mit einer Abtastrate von 1/60 Sa/s aufgezeichnet. Da die Aufzeichnung kontinuierlich stattfindet, kann es aufgrund des Richtungswechsels durch den Verfahrschlitten vereinzelt zu Messungenauigkeiten kommen.

Für den Leiter YDYp 2x1,5 mit starrem Innenleiter werden Rollen mit einem Durchmesser von 80 mm verwendet. Dieser Rollenquerschnitt ermöglichen eine gleichmäßige und reproduzierbare Schädigung des Leiters innerhalb einer akzeptablen Prüfdauer. Wie bereits in der Probenbeschreibung

erwähnt, erlauben verlitzte Leiter eine wesentlich höhere Anzahl an Zyklen bis zum EoL. Daher wird der Leiter OMYP 2x1,5 mit Rollen des Durchmessers von 40 mm auf der Mehrfachbiegeanlage belastet. Die Verwendung kleinerer Rollen verkürzt nicht nur die Prüfdauer, sondern erzeugt außerdem eine bessere mechanische Vergleichbarkeit der Belastung. Hintergrund ist die Euler-Bernoulli-Balkentheorie, welche den Zusammenhang zwischen dem Probendurchmesser und dem Biegeradius beschreibt [189].

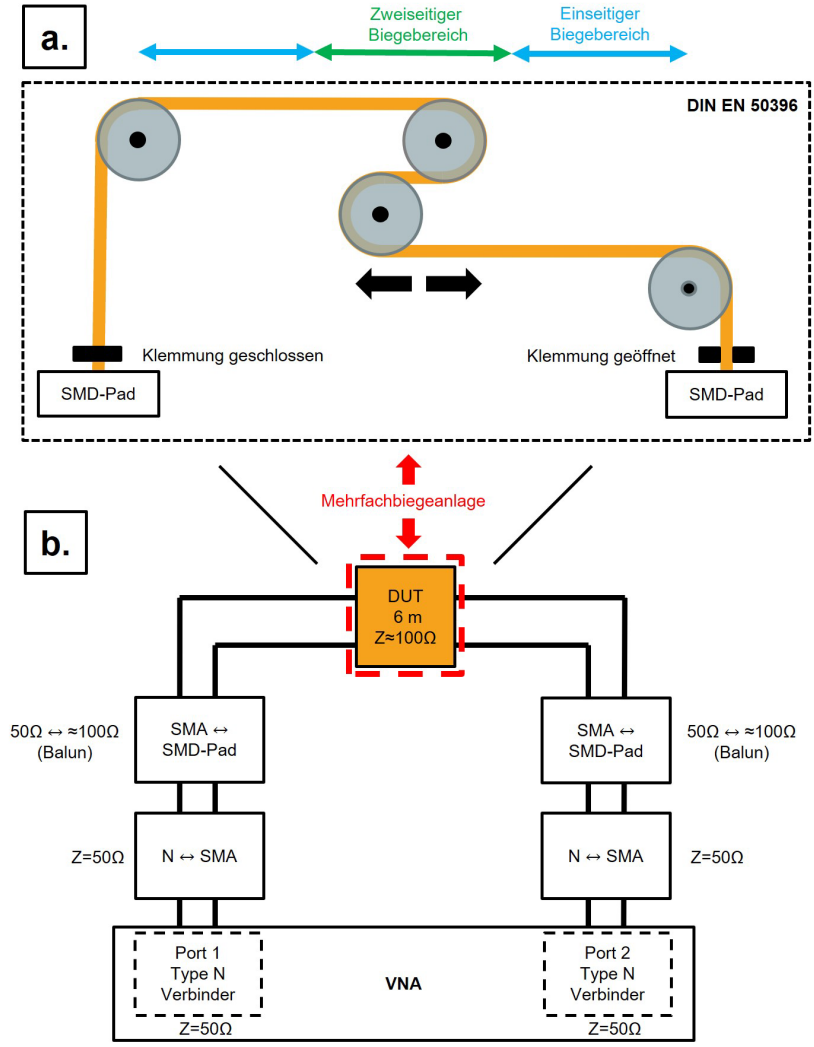

Abbildung 59: Schematische Darstellung des a.) mechanischen und b.) elektrischen Messaufbaus; in Anlehnung an [10, 52].

Wie in [10, 52] gezeigt, setzt sich der Schädigungsbereich aufgrund der Biegebeanspruchung durch beide Rollen aus drei Bereichen zusammen. Im

mittleren Bereich findet eine Wechselbiegung statt, welche bei Rollen mit einem Durchmesser von 80 mm etwa 600 mm und bei kleineren Rollen mit dem Durchmesser von 40 mm etwa 750 mm beträgt. Die beiden äußeren Bereiche werden nur einseitig gebogen, so dass die Probe auf einer Länge von zweimal ca. 650 mm (80 mm Rolle) bzw. ca. 575 mm (40 mm Rolle) teilweise geschädigt wird. Auch bei dieser Prüfung wird der Leitungsbruch mithilfe einer Durchgangsmessung (Schleifenimpedanz) durch den Bender GM420 [155] bei 20 mA DC detektiert.

5.2.2 Netzwerkanalysator und in-situ Adapter

Der elektrische Aufbau zur Messung der Transmissionseigenschaften in Abhängigkeit vom Verschleißzustand des Kabels ist in Abbildung 59 (b) schematisch dargestellt und basiert auf [10, 52]. Die Messung der HF-Eigenschaften erfolgt mit dem Vektor-Netzwerkanalysator PicoVNA 106 [199] von Pico Technology im Frequenzbereich zwischen 10 MHz und 6 GHz. Über diesen Frequenzbereich werden insgesamt 5001 Messpunkte aufgenommen. Als Kalibrierstandard für „open“, „short“ und „load“ wird der Rohde & Schwarz FSH-Z28 verwendet. Die Kalibrierebene befindet sich auf Höhe der N-Stecker des VNA. Es ist zu erwähnen, dass die Messung immer im Stillstand der Mehrfachbiegeanlage durchgeführt werden muss, da Bewegungen zu Rauschen im Signal führen. Darüber hinaus wird die Transmission relativ zum neuwertigen Zustand betrachtet, da Änderungen des Signals über die Lebensdauer vordergründig sind.

Da die verwendeten Leiter nicht den gleichen Wellenwiderstand wie der VNA (50 Ω) besitzen, ist eine Impedanzanpassung mithilfe eines in-situ Adapters notwendig. Erstmalig wurde dieser in der Arbeit von Lenz vorgestellt [10]. Die Methode zur Bestimmung der Impedanz der Leiter wird in Unterabschnitt 5.2.3 und die Ergebnisse in 5.3 dargestellt. Die Impedanzanpassung erfolgt, wie in [10, 52] gezeigt, mithilfe eines Baluns (Typ Macom MABA-011100 [200]) auf einer eigens entwickelten Leiterplatte (Printed Circuit Board, kurz PCB). Die Komponenten sind so konfiguriert, dass eine Impedanzanpassung von 100 Ω symmetrisch auf 50 Ω unsymmetrisch erfolgt. Mithilfe von Auflagepads auf den PCBs werden die Leiter kontaktiert. Die Verbindung zwischen in-situ Adapter und VNA wird mit einem Sucotest 18 HF-Kabel [201] hergestellt, welches eine gute Phasenstabilität aufweist [20].

5.2.3 Bestimmung der Impedanz

Die Leiter YDYp 2x1,5 und OMYP 2x1,5 sind ursprünglich für die Stromübertragung im Wechselstromnetz bestimmt und haben daher keinen definierten Wellenwiderstand. Aufgrund dessen existieren keine Datenblätter mit Angaben zur Ausbreitungskonstante, relativen Dielektrizitätskonstante des Isolators oder zum Wellenwiderstand, wie für impedanzkontrollierte Leitungen in der HF-Technik üblich. Die unbekannten Eigenschaften der Leitungen werden durch eine TDR-Messung (Time-Domain-Reflectometry, deutsch: Zeitbereichsreflektometrie) der Ausbreitungsgeschwindigkeit bestimmt. Als Messgerät wird der VNA Rhode & Schwarz ZVH8 [202] verwendet. Dieser ermöglicht TDR-Messungen im Frequenzbereich zwischen 100 MHz und 8 GHz. Der VNA bestimmt zunächst durch einen Phasenvergleich den Betrag der Reflexion S_{11}. Danach wird eine inverse Fourier-Transformation des empfangenen Signals durchgeführt, um die Distanz der Reflexionsstelle zu ermitteln [202]. Der im vorigen Kapitel vorgestellte in-situ Adapter wird bei dieser Messung ebenfalls verwendet, da die Impedanz des VNAs 50 Ω beträgt. In Abbildung 60 ist der Messaufbau schematisch dargestellt.

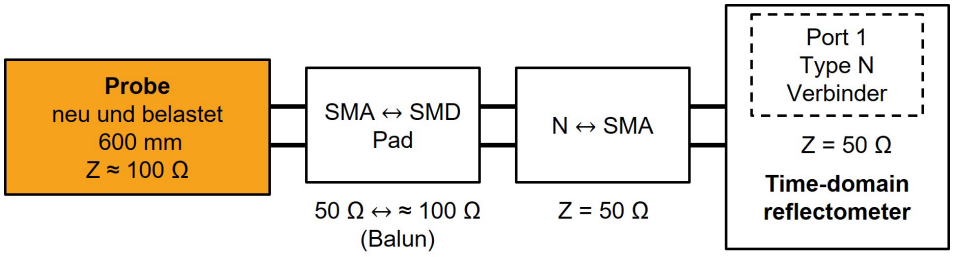

Abbildung 60: Schematische Darstellung des Messaufbaus zur Bestimmung der relativen Permittivität.

Zur Bestimmung der Ausbreitungskonstante wird eine TDR-Messung an einem Leiter mit definierter Länge durchgeführt. Als Voreinstellung sind im ZVH8 die Kennwerte eines RG58 voreingestellt, da dessen elektrische Eigenschaften aus dem Datenblatt entnommen werden können. Anschließend wird die reale Länge der Probe l_{Probe} mit der virtuellen Länge l_{RG58} in Beziehung gesetzt, um die Ausbreitungsgeschwindigkeit des RG58 (v_{RG58} = 0,667 * c) mit nachfolgender Gleichung zu berechnen.

$$v_{Probe} = \frac{l_{Probe}}{\frac{l_{RG58}}{v_{RG58}}} \qquad 5.1$$

Hieraus ergibt sich die Ausbreitungsgeschwindigkeit der Probe v_{Probe}. Mithilfe der Ausbreitungsgeschwindigkeit v_{p} kann die Dielektrizitätskonstante ε_r durch folgende Gleichung berechnet werden, welche entsprechend der effektiven relativen Dielektrizitätskonstante umgestellt wird [38]:

$$v_p = \frac{c_0}{\sqrt{\varepsilon_r}} \tag{5.2}$$

Der Wellenwiderstand Z_{L} einer verlustbehafteten Paralleldrahtleitung kann aus dem Freiraumwellenwiderstand Z_0, der effektiven relativen Dielektrizitätskonstante ε_{r} und der Leitergeometrie (s = Abstand, d = Durchmesser) mithilfe folgender Gleichung bestimmt werden [203]:

$$Z_L = \frac{Z_0}{\pi\sqrt{\varepsilon_r}} arcosh\left(\frac{s}{d}\right) \tag{5.3}$$

In Abbildung 58 sind die Parameter der Leitergeometrie zum besseren Verständnis eingezeichnet.

5.2.4 Zugprüfung

Zur separierten Betrachtung der Wechselwirkung zwischen Dehnung und Transmissionseigenschaften ist es notwendig, die Leiter ausschließlich auf Zug zu belasten. Um den Einfluss der Biegung auszuschließen, ist es notwendig eine spezielle Probenhalterung zu verwenden, die aus Aluminium gefertigt ist. Diese ermöglicht, Zugversuche an Leitern ohne Klemmbrüche durchzuführen. Die Leiter umschlingen beide Hälften des Zylinders. Aufgrund der Reibung zwischen Leiter und Probenaufnahme, welche durch die Euler-Eytelwein-Formel (Seilreibung) [204] beschrieben wird, entsteht eine schlupfreduzierte Spannung. Zusätzlich werden die Leiter mit einer Klemmung fixiert. Abbildung 61 zeigt eine schematische Darstellung des Versuchsaufbaus. Es ist zu erkennen, wie beide Zylinderhälften von den Leitern umfasst werden und sich während der Prüfung vertikal auseinander bewegen. Der Probenhalter wird in die Spannbacken der Instron 8872 axial 25 kN [156] eingesetzt. An dieser Stelle sei zu erwähnen, dass die Auswertung der Transmissionseigenschaften relativ durchgeführt wird. Daher kann eine Beeinflussung des HF-Signals durch das Aluminium des Prüfaufbaus vernachlässigt werden. Damit eine Vergleichbarkeit der Ergebnisse gewährleistet ist, wird der elektrische Messaufbau, beschrieben in Unterabschnitt 5.2.2, verwendet.

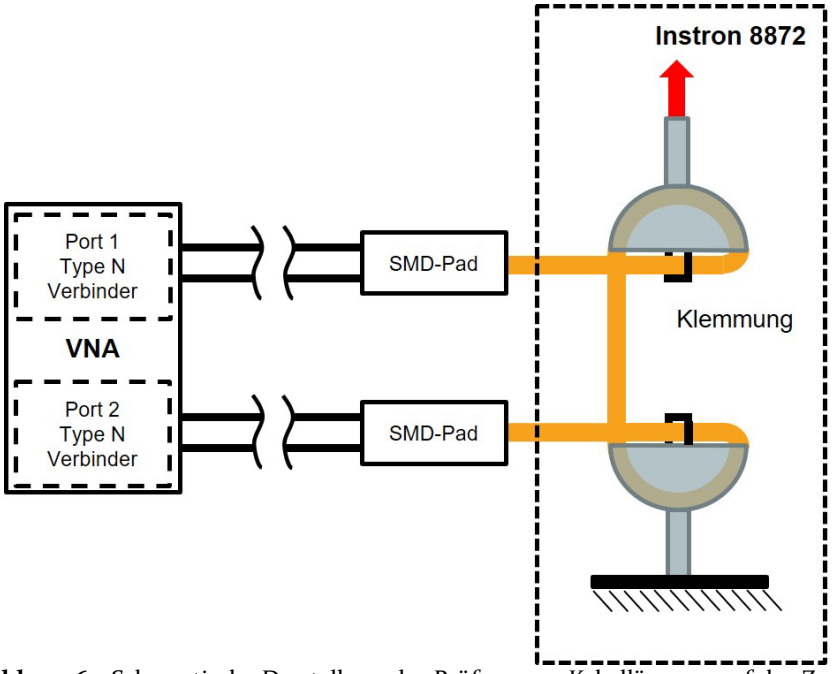

Abbildung 61: Schematische Darstellung der Prüfung zur Kabellängung auf der Zugprüfmaschine.

Zur gezielten Dehnung der Leiter wird die obere Klemmvorrichtung schrittweise um 2 mm vertikal verfahren. Auch bei dieser Prüfung findet die HF-Messung im Stillstand statt, um Einflüsse der Bewegung auf das Signal zu verhindern.

5.3 Elektrische Charakterisierung der Leitungen

Wie in Unterabschnitt 5.2.3 erwähnt, gibt es kein Datenblatt über die elektrischen Eigenschaften der zu untersuchenden Leitungen. Aus diesem Grund wird die Ausbreitungsgeschwindigkeit, die relative Dielektrizitätskonstante und die Impedanz der parallelen Leiter nachfolgend aufgeführt. Die Werte wurden mit den in Unterabschnitt 5.2.3 vorgestellten Methoden ermittelt und sind in Tabelle 13 aufgeführt.

Die TDR-Bandbreite betrug 8 GHz und die angegebenen Werte sind aus jeweils 5 Einzelmessungen gemittelt. Es wird deutlich, dass aufgrund der geringen Streuung eine hohe Wiederholgenauigkeit realisiert werden konnte. Die anderen Werte benötigen keine Angabe der Standardabweichung, da sich diese aus der Ausbreitungsgeschwindigkeit berechnen.

Tabelle 13: Wellenausbreitung, relative Permittivität und Impedanz der Proben YDYp 2x1,5 und OMYP 2x1,5.

Probe	Wellenausbreitung v_p in m/s	Standardabweichung v_p	Relative Permittivität ε_r	Impedanz Z_L in Ω
YDYp 2x1,5	0.5765 * c	0.00136	3.009	94.561
OMYP 2x1,5	0.5721 * c	0.00129	3.055	90.758

Ersichtlich wird, dass sowohl die Ausbreitungsgeschwindigkeit und damit auch die relative Permittivität der beiden Leiter kaum voneinander abweichen. Grund ist die identische Geometrie der Leiter und des Dielektrikums (PVC). Die Größenordnung der gemessenen relativen Permittivität stimmt mit den Werten für PVC aus der Literatur überein [205–208] und kann als legitim bewertet werden. Lediglich in der Impedanz lassen sich geringe Abweichungen zwischen den Leitern erkennen. Der angegebene Wellenwiderstand ist kritisch zu betrachten, da die Leitungen keinen definierten Wellenwiderstand aufweisen und dieser Wert lokal schwankt. Die in Unterabschnitt 5.2.2 vorgestellte Impedanzanpassung mittels Balun von 100 Ω symmetrisch auf 50 Ω unsymmetrisch ist für die beiden Leitungen YDYp 2x1,5 und OMYP 2x1,5 geeignet, da deren Wellenwiderstände nahe 100 Ω liegen.

5.4 Betrag der Transmission S21

Die Änderung der Dämpfung beider Proben ist relativ zum Neuzustand über die mechanische Lebensdauer in Abbildung 62 dargestellt. Im Rahmen dieser Studie wurden mehrere Versuche mit identischen Rahmenbedingungen für jeweils beide Leitungen durchgeführt. Weitere Ergebnisse sind in Anhang B1 und B2 gezeigt. Diese zeigen alle die nachfolgend vorgestellte charakteristische Änderung der Transmissionseigenschaften über die Lebensdauer. Zur besseren Übersicht werden die Ergebnisse eines Versuchs dargestellt. Für jede Probe sind verschiedene Frequenzen ausgewählt, welche durch die unterschiedlich farbigen Linien repräsentiert werden. In Abbildung 62 (a) ist die Dämpfung der Leitung mit starrem Innenleiter (YDYp 2x1,5) gezeigt. Wie erwartet und in den Ergebnissen von [52] gezeigt, nimmt die Dämpfung über die Lebensdauer über den gesamten Frequenzbereich stetig zu. Hierbei ist zu erkennen, dass die Zunahme der

Dämpfung in Abhängigkeit der Frequenz verläuft. Dies bedeutet, höhere Frequenzen führen zu einer höheren Dämpfung über die Lebensdauer. Bei einer Frequenz von 4.8 GHz (blaue Linie) steigt die Dämpfung um ca. 1 dB an. Dies entspricht einer Amplitudenabnahme von ca. 20 %.

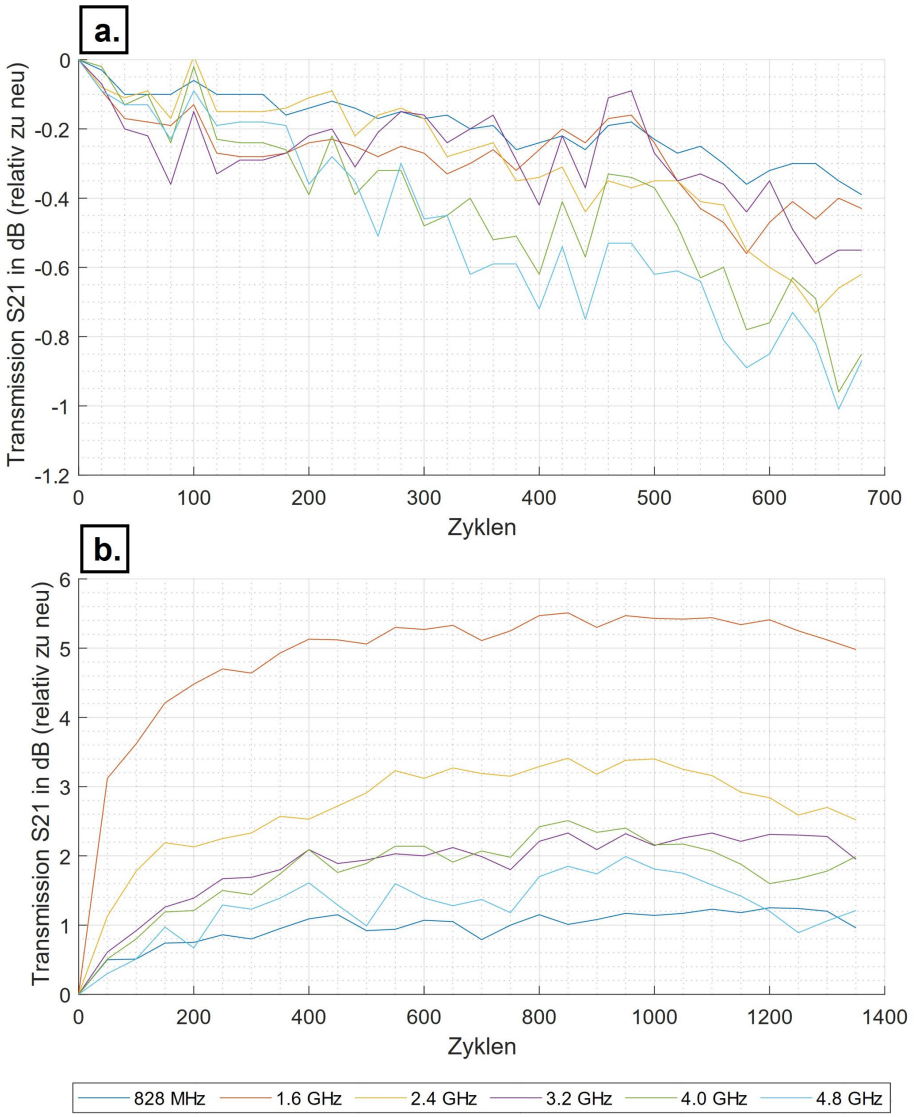

Abbildung 62: Betrag der Transmission S21 über Zyklen bei Belastung auf Mehrfachbiegeanlage nach DIN EN 50396 bis zum Bruch, (a) YDYp 2x1,5 (starr) und (b) OYMP 2x1,5 (verlitzt).

Es sind leichte Variationen im Signal zu erkennen, welche in der Größenordnung der Messunsicherheit (0.71 dB / 11.3° @ 4.8 GHz) des verwendeten

Systems liegen. Zudem handelt es sich um nicht gemittelte Werte einer Probe. Da die Dämpfung im Mittel jedoch monoton über die Lebensdauer zunimmt, ist eine Lebensdauervorhersage anhand dieser Kennzahl für die Leitung YDYp 2x1,5 möglich. In Abbildung 62 (b) ist die Dämpfung der verlitzten Leitung OMYP 2x1,5 über die Lebensdauer dargestellt. Anders als beim Leiter YDYp 2x1,5 ist eine Abnahme der Dämpfung zu erkennen. Besonders signifikant ist diese in den ersten 20 % der Lebensdauer. Ab ca. 400 Zyklen stagniert diese Zunahme und die Dämpfung ändert sich bis zum EoL nicht. Außerdem ist zu erkennen, dass bei der verlitzten Leitung OMYP 2x1,5 die Effektgröße nicht mit der Frequenz zusammenhängt. Besonders die Messkurve der Frequenz 1,6 GHz sticht hervor, da diese zum Ende der Lebensdauer eine Abnahme der Dämpfung von 5 dB zeigt. Die Änderung von 5 dB liegt allerdings bereits bei 380 Zyklen vor, was ca. 28 % der Lebensdauer entspricht. Somit ist anhand der Dämpfung keine Aussage über die Lebensdauer beim verlitzten Leiter OMYP 2x1,5 möglich.

In Unterabschnitt 5.2.2 wurde erwähnt, dass der verwendete PicoVNA im Frequenzbereich bis 6 GHz misst. Messwerte im Frequenzbereich über 4.8 GHz werden jedoch nicht dargestellt, da ab ca. 5 GHz ein zu starkes Rauschen im Signal eine sinnvolle Interpretation nicht zulässt. Grund hierfür ist höchstwahrscheinlich der nicht definierte Wellenwiderstand der Leitung, welcher keine interpretierbare Signalausbreitung im höheren GHz-Bereich zulässt. Außerdem ist der Balun des in-situ Adapters nur bis 4 GHz spezifiziert.

5.5 Phasengang der Transmission S21

Bisherige Untersuchungen [10, 52] von Kabel und Leitungen mittels hochfrequenter Wechselströme zeigen, dass Schädigungen neben dem Betrag ebenso einen Einfluss auf die Phase haben. Nachfolgend wird deshalb ebenfalls die Phasenänderung der beiden nicht-impedanzkontrollierten Leitungen untersucht. In Abbildung 63 ist der Phasengang über deren mechanischen Verschleiß gezeigt. Die Daten stammen aus der gleichen Messung, wie die Änderung der Dämpfung in Abbildung 62, da Betrag und Phase gleichzeitig gemessen werden. Auch der Phasengang ist auf den neuwertigen Zustand normiert und die farbigen Linien repräsentieren ausgewählte Frequenzen. Der Phasengang der Probe mit starrem Innenleiter YDYp 2x1,5 ist in Abbildung 63 (a) gezeigt. Es ist zu erkennen, dass die Phase über die gesamte Lebensdauer bis zum EoL stetig abnimmt. Wie bei der Dämpfung in Abbildung 62 (a), steigt die Effektgröße in Abhängigkeit der Frequenz an. Der Phasengang ist besser aufgelöst, da es zu weniger Variation im Signal kommt und die Abstufung zwischen den Frequenzen signifikanter

ausfällt als bei der Dämpfung. Die Phase reagiert somit empfindlicher auf die mechanische Alterung der Leitung.

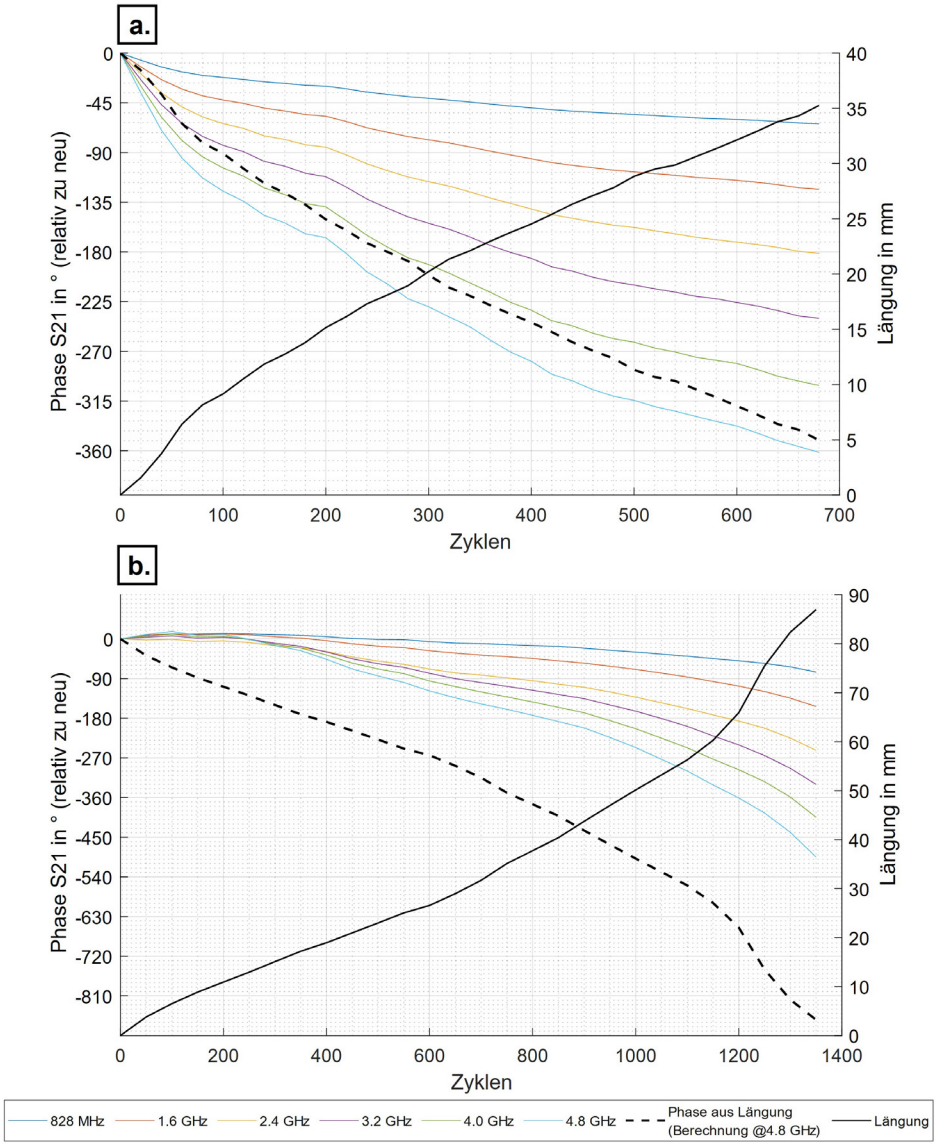

Abbildung 63: Phase der Transmission S21 über Zyklen bei Belastung auf Mehrfachbiegeanlage nach DIN EN 50396 bis zum Bruch, (a) YDYp 2x1,5 (starr) und (b) OYMP 2x1,5 (verlitzt).

In Abbildung 63 (b) ist der Phasengang der Probe mit verlitzten Innenleitern (OMYP 2x1,5) dargestellt. Es ist zu erkennen, dass sich die Phase bis ca. 250 Zyklen kaum ändert. Anschließend steigt die Phase bis zum Ende der Lebensdauer. Während die Dämpfung der Probe OMYP 2x1,5 zu Beginn

der Lebensdauer eine große Änderung erfährt und ab ca. 20 % der Lebensdauer stagniert, ist die Änderung des Phasengangs gegenläufig und zeigt ein entgegengesetztes Verhalten.

Zusätzlich zum gemessenen Phasengang ist auch der theoretische Phasengang (schwarz-gestrichelte Linie), welcher sich durch die Längung der Leitung während der mechanischen Belastung (schwarze Linie) durch die Mehrfachbiegeanlage nach DIN EN 50396 ergibt, errechnet bei einer Frequenz von 4.8 GHz, in Abbildung 63 gezeigt. Diese Kurve beschreibt den theoretischen Phasengang, der ausschließlich auf die Längung während der Prüfung zurückzuführen ist. Berechnet wird dieser Wert aus der Längung l, der Ausbreitungsgeschwindigkeit der TEM-Welle im Medium v und der Frequenz f durch folgende Formel:

$$\varphi(l) = 360° \cdot \frac{l}{\lambda} = 360° \cdot \frac{l * f}{v} \qquad 5.4$$

Für beide Leiter ist zu erkennen, dass die gemessene Abnahme des Phasengangs nicht ausschließlich aus der Längung resultiert und somit weitere Schädigungsmechanismen Einfluss auf die Phase haben. In Abbildung 63 (a) ist zu sehen, dass der gemessene Phasengang des Leiters YDYp 2x1,5 unterhalb des theoretischen Phasengangs liegt, während der gemessene Phasengang der Leitung OMYP 2x1,5 oberhalb des durch die Längung berechneten Phasengangs liegt. Hierbei ist aufgrund der Längung während der Prüfung eine größere Phase zu erwarten. Die im Leiter durch die dynamische Schädigung entstehenden Veränderungen haben daher einen gegenläufigen bzw. kompensierenden Effekt. Dieses Verhalten korreliert mit der Zu- oder Abnahme der Dämpfung über die Lebensdauer beider Leitungen. Es wird festgehalten, dass eine Lebensdauerabschätzung beider Leitungen mithilfe des Phasengangs möglich ist, da dieser nicht nur durch die Längung der Proben während der Prüfung beeinflusst wird. Die Diskussion der Messergebnisse anhand des nachfolgend vorgestellten mechanischen Schädigungsverhaltens erfolgt in Abschnitt 5.10.

5.6 Optische Analyse des Schädigungsverhaltens

Nachfolgend wird das mechanische Schädigungsverhalten der beiden Leitungen vorgestellt, um Erklärungen für die Änderung der Dämpfung und des Phasengangs über die Lebensdauer zu finden. Aufgrund des vermuteten Zusammenhangs zwischen Rauheit und elektrischer Änderung wird besonderes Augenmerk auf diese Einflussgröße gelegt. Außerdem werden Geometrieänderungen über die Lebensdauer betrachtet, da diese einen

Einfluss auf die Transmissionseigenschaften einer Paralleldrahtleitung haben. In Abbildung 64 ist die Oberfläche eines neuwertigen (a1) und eines bis zum EoL (773 Zyklen) belasteten (b1) Leiters des Typs YDYp 2x1,5 gezeigt. Außerdem sind Schliffbilder des Leiterquerschnitts eines neuen (a2) und bis Bruch belasteten Leiters (b2) gezeigt. Hierzu wurden die Leiter mit Kalteinbettmittel CEM1000 Blue [162] eingebettet, anschließend mit SiC-Schleifpapier geschliffen und mithilfe des Makroskops Leica M205 C betrachtet.

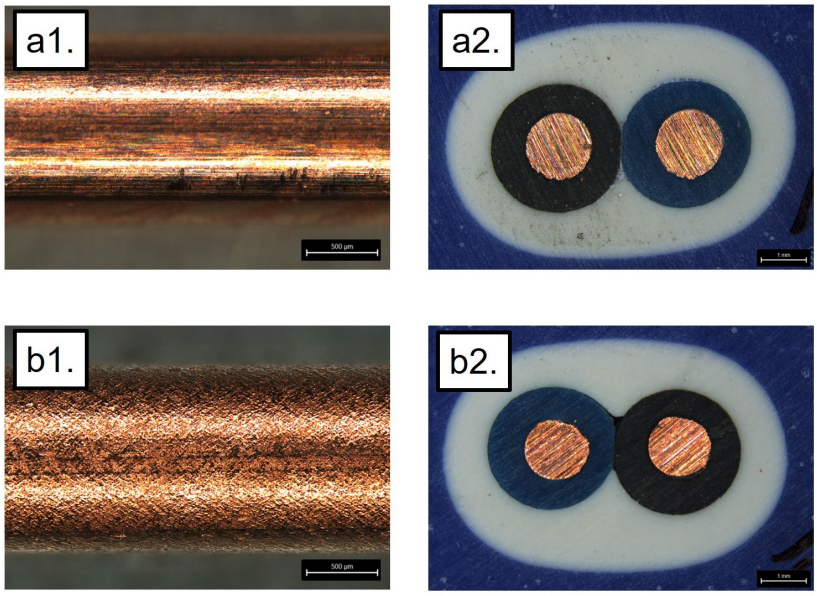

Abbildung 64: Mechanisches Schädigungsverhalten YDYp. (a1) neuwertiger Zustand, (b1) 773 Zyklen (EoL) auf Mehrfachbiegeanlage, Geometrie der Leiter zueinander (a2) neuwertig, (b2) nach 773 Zyklen (EoL) auf Mehrfachbiegeanlage.

Der Vergleich beider Leiteroberflächen in Abbildung 64 (a1) und (b1) zeigt deutlich, dass sich bei der mechanisch belasteten Probe die charakteristische Oberflächenrauheit ausgebildet hat (neu S_q = 0,2729 µm; 773 Zyklen S_q = 1,2935 µm). Grund hierfür sind Materialextrusion, Risse und Versetzungen an der Oberfläche [154]. Eine quantitative Darstellung der Rauheitsausbildung über die Lebensdauer folgt in Abbildung 66. In der rechten Hälfte von Abbildung 64 ist die Geometrieänderung des Leiterquerschnitts gezeigt. Es ist zu erkennen, dass zwischen dem neuwertigen (a2) und dem bis zum EoL belasteten Leiter (b2) optisch zunächst kein signifikanter Unterschied zu erkennen ist. Eine quantitative Angabe der Geometrien erfolgt in Tabelle 14.

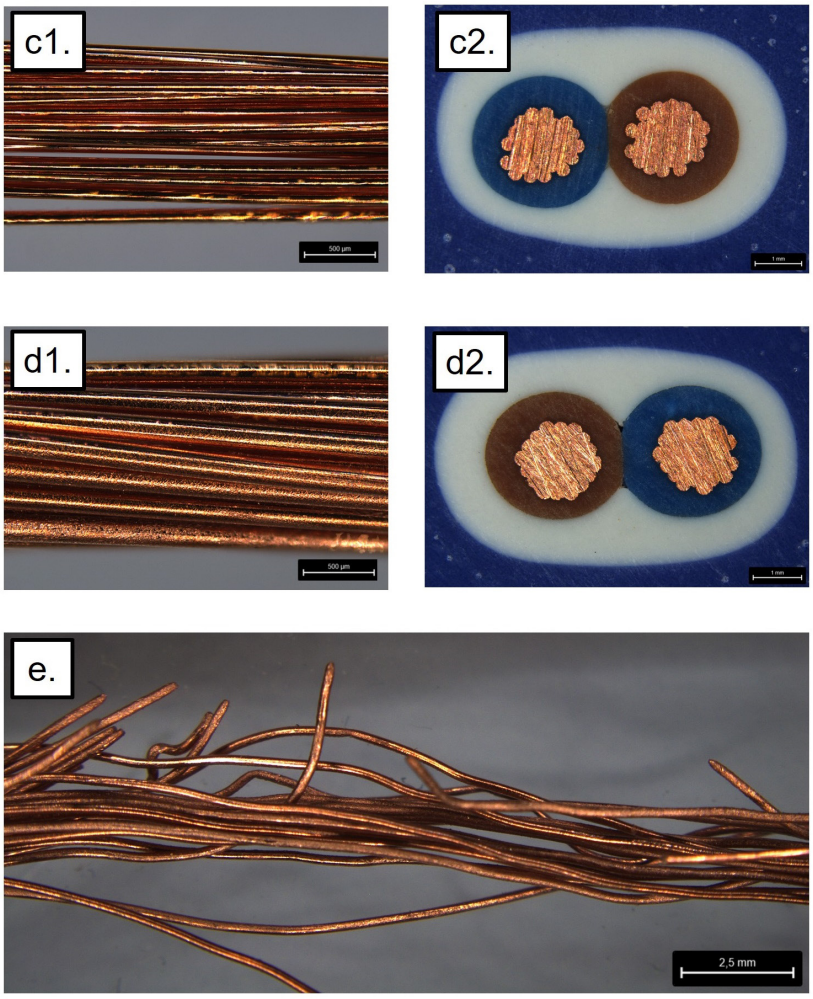

Abbildung 65: Mechanisches Schädigungsverhalten OMYP. c1) neuwertige Kupferlitze, d1) Kupferlitzen nach 1428 Zyklen (EoL) auf Mehrfachbiegeanlage, Geometrie der Leiter zueinander c2) neuwertig, d2) nach 1428 Zyklen (EoL) auf Mehrfachbiegeanlage, e) Litzenbrüche am Ende der Lebensdauer.

In Abbildung 65 ist die gleiche Untersuchung für den Leiter OMYP 2x1,5 dargestellt. Der Unterschied ist, dass zusätzlich das Schädigungsverhalten der Litzen dargestellt ist. Anders als beim Einzeldraht, bedeutet bei einer verlitzten Leitung der Bruch einer Litze nicht, dass das EoL erreicht ist. Somit kann der Leiter, trotz des Versagens einzelner Litzen wie in Abbildung 65 (e) zu sehen, seine Funktion weiterhin erfüllen. Es ist zu erwähnen, dass Litzen vorwiegend im Randbereich des Leiterquerschnitts brechen, da hier aufgrund des Abstands zur neutralen Faser die größte Spannung herrscht.

In Bildbereich (c1) und (d1) ist die Oberfläche der Litzen im neuwertigen und belasteten Zustand gezeigt.

Es ist zu erkennen, dass die Oberflächenrauheit in deutlich geringerem Maß zugenommen hat als beim starren Leiter (neu S_q = 0,3637 µm; 1428 Zyklen S_q = 1,2935 µm). Eine genaue Beschreibung folgt in Abbildung 66. Sowohl der Querschnitt als auch der Abstand zwischen den Leitern beeinflussen die Transmissionseigenschaften. Deshalb wurden die Abstände mithilfe des Makroskops Leica M205 C [182] und der Software LAS X vermessen. Die Ergebnisse sind in Tabelle 14 gezeigt. Es wird deutlich, dass keiner der beiden Leiter eine signifikante Änderung des Querschnitts oder des Abstands aufweist. Dies kann zusätzlich durch die kleine Streuung der Messwerte untermauert werden. Geometrieänderungen aufgrund der mechanischen Belastung durch die Prüfung bis zum EoL können somit zunächst als vernachlässigbar bewertet werden.

Tabelle 14: Änderung des Leiterquerschnitts und des Abstands der Proben (Mitte zu Mitte) YDYp 2x1,5 (n=3) und OMPY 2x1,5 (n=9) neuwertig und belastet auf Mehrfachbiegeanlage.

Probe	Leiterquerschnitt d in mm²	Standardabweichung Leiterquerschnitt	Leiterabstand s in mm	Standardabweichung Leiterabstand
YDYp 2x1,5 (neu)	1,452	0,015	2,887	0,0208
YDYp 2x1,5 (773 Zyklen)	1,402	0,033	2,793	0,146
YDYp 2x1,5 Abweichung in %	3,444	-	- 3,256	-
OMYP 2x1,5 (neu)	1,700	0,101	2,766	0,068
OMYP 2x1,5 (1428 Zyklen)	1,710	0,079	2,850	0,111
OMYP 2x1,5 Abweichung in %	0,585	-	2,947	-

In Abbildung 66 ist die Ausbildung der Oberflächenrauheit über die Lebensdauer beider Leitungen bis zum EoL dargestellt. Die Lebensdauer wird prozentual dargestellt, da beide Proben aufgrund ihrer Leiterarchitektur

unterschiedliche Zyklen bis zum Bruch erreichen. Hierdurch wird eine bessere Interpretation ermöglicht. Für den Rauheitswert S_q wurde auf beiden Leitern einer Paralleldrahtleitung jeweils fünf Messungen durchgeführt und anschließend gemittelt. Somit ergibt sich jeder Stützpunkt aus zehn Messungen. Die Fehlerbalken zeigen die einfache Standardabweichung.

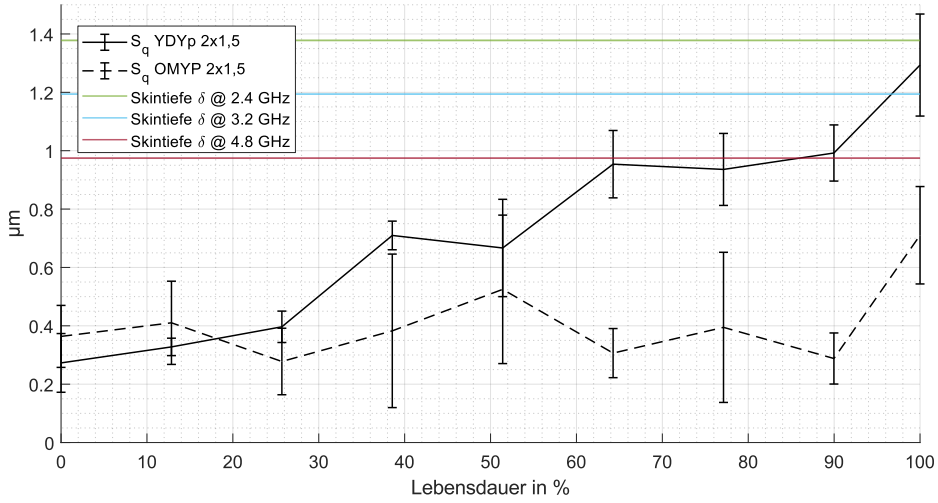

Abbildung 66: Oberflächenrauheit YDYp 2x1,5 (starr) und OMYP 2x1,5 (verlitzt) über die Lebensdauer und Eindringtiefe (Skin-Effekt) für ausgewählte Frequenzen.

Die Oberflächenrauheit der Leitung YDYp 2x1,5 mit starren Innenleitern steigt bis Ende der Lebensdauer stärker an als die der verlitzten Leitung OMYP 2x1,5. Dieses Verhalten wurde bereits in Abschnitt 4.6 vorgestellt. Außerdem wird ersichtlich, dass die gemessenen Rauheitswerte der Leitung OMYP 2x1,5 deutlich stärker streuen als beim starren Leiter. Die Litzenoberflächen lassen sich aufgrund ihres geringen Durchmessers mit der Konfokalmikroskopie nur unzureichend darstellen. Die Messung der Oberflächenrauheit S_q bestätigt die Vermutung, welche bereits aufgrund der makroskopischen Aufnahme getroffen wurde. Gründe für die nicht lineare Steigung der Rauheitskurve über die Lebensdauer der Leitung YDYp 2x1,5 wurden in Abschnitt 4.5 diskutiert. Zusätzlich zur Oberflächenrauheit ist die Eindringtiefe für die Frequenzen 2,4 GHz, 3,2 GHz und 4,8 GHz angegeben. Es ist zu erkennen, dass die Rauheit der Leitung YDYp 2x1,5 im Bereich der Skintiefe liegt und somit einen Einfluss auf die Transmissionseigenschaften haben kann. Eine genaue Quantifizierung des Einflusses erweist sich als schwierig, da numerische Modelle [65] komplex und Näherungsformeln ungenau sind.

5.7 Einfluss der Längung auf die Transmissionseigenschaften

In Abbildung 63 konnte bereits der Zusammenhang des Phasengangs und der Längung während der Prüfung auf der Mehrfachbiegeanlage nach DIN EN 50396 gezeigt werden.

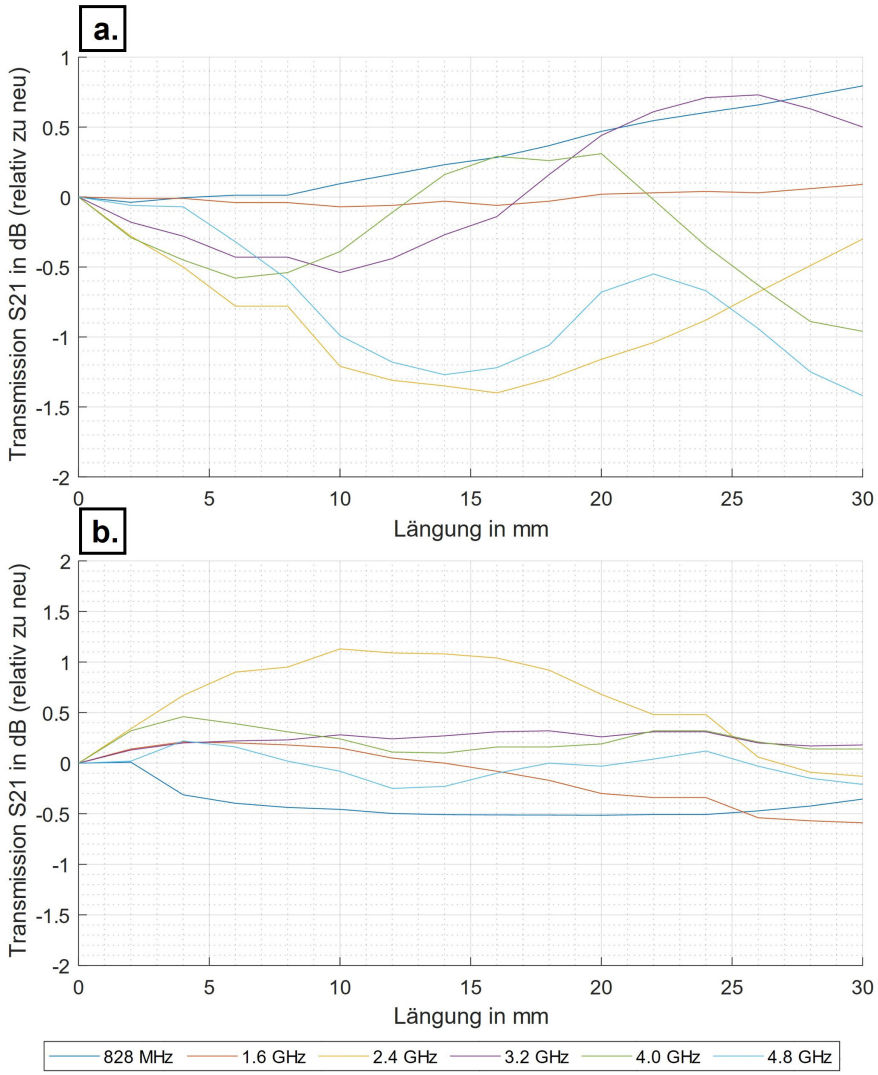

Abbildung 67: Transmissionsdämpfung S21 in Abhängigkeit der Dehnung auf der Zugprüfmaschine, (a) YDYp 2x1,5 (starr) und (b) OMYP 2x1,5 (verlitzt).

Nachfolgend soll der Einfluss einer reinen mechanischen Längung ohne Biegung auf Betrag und Phase vorgestellt werden. Ziel ist herauszufinden,

ob die in Abschnitt 5.4 und 5.5 präsentierte Änderung der Transmissionseigenschaften auf Schädigungen der Leitung durch Biegebelastung oder Zugbelastung während der Kabelprüfung zurückzuführen sind. Es sind Ergebnisse präsentiert, welche mithilfe des in Unterabschnitt o beschriebenen Prüfaufbaus generiert wurden.

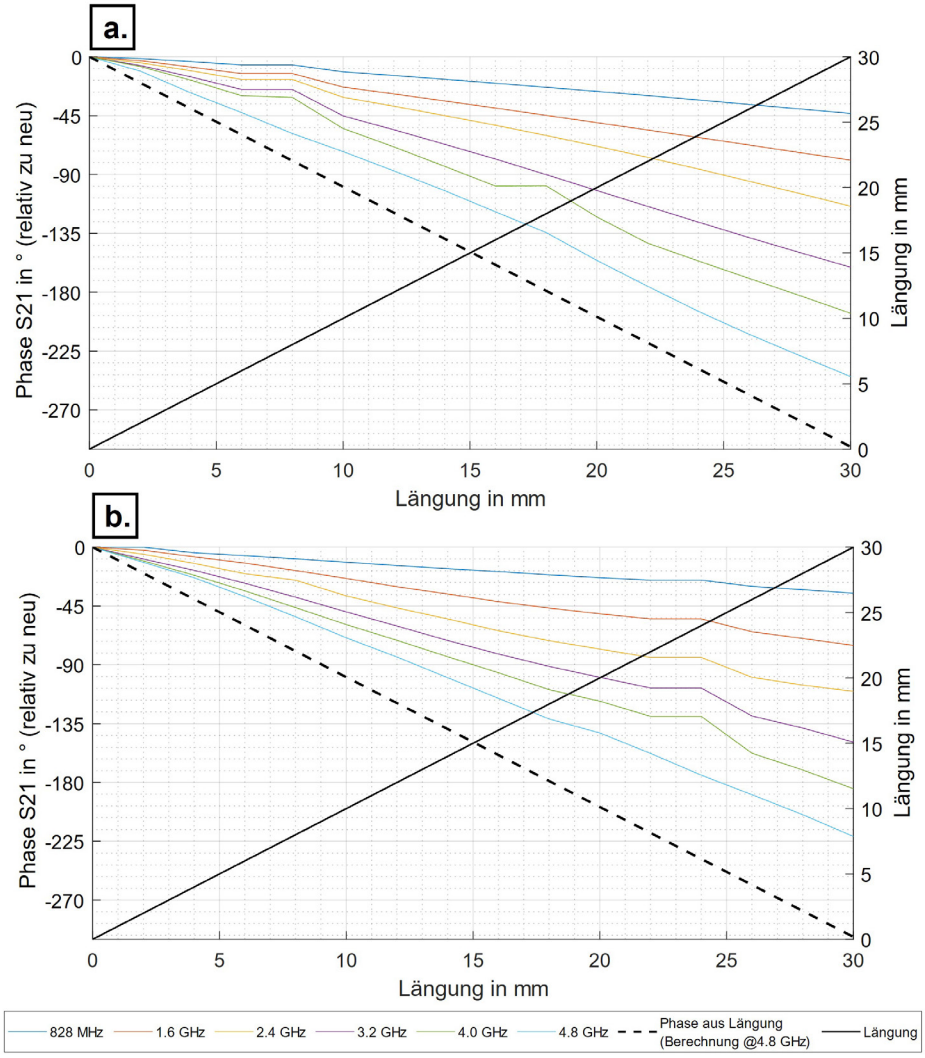

Abbildung 68: Transmissionsphase S21 in Abhängigkeit der Längung auf der Zugprüfmaschine, (a) YDYp 2x1,5 (starr) und (b) OMYP 2x1,5 (verlitzt).

In Abbildung 67 ist die Dämpfung der Leitungen YDYp 2x1,5 (a) und OMYP 2x1,5 (b) über die Längung dargestellt. Die farbige Kurvenschar beschriebt auch hier unterschiedliche Messfrequenzen. Die Dämpfung über Längung

zeigt einen abweichenden Verlauf von der in Abbildung 62 dargestellte Dämpfung durch Belastung auf der Mehrfachbiegeanlage. Zum einen ist die Zunahme des Betrags mit zunehmender Messfrequenz bei beiden Leitungen kaum zu erkennen, zum anderen ist weder der monotone Anstieg der Dämpfung über die Längung (YDYp 2x1,5) noch die kurzfristige Abnahme der Dämpfung mit anschließendem konstanten Verhalten (OMYP 2x1,5) zu erkennen.

Abbildung 68 zeigt den Phasengang der Leiter YDYp 2x1,5 (a) und OMYP 2x1,5 (b) in Abhängigkeit der Längung. Die theoretische Phase (gepunktete Linie) bei 4,8 GHz ist ebenfalls dargestellt. Für die ungeordnete Änderung der Dämpfung können mehrere Ursachen verantwortlich sein. Aufgrund der Zugbelastung werden die Kupferleiter plastisch verformt. Diese Einschnürung sorgt für eine Änderung des charakteristischen Wellenwiderstands der Leitung, was wiederum Auswirkungen auf die Transmissionseigenschaften hat. Ein weiterer Aspekt ist die Abstandsänderung der Leiter. Durch die Zugbelastung werden beide Leiter in ihrer Position zueinander verändert, was ebenfalls einen Einfluss auf den Wellenwiderstand des Systems hat. Außerdem wird durch die Zugbelastung nicht nur der Leiterwerkstoff, sondern auch das Dielektrikum gelängt. Diese Schädigung verursacht eine potenzielle Änderung der Dielektrizität, welche wiederum Einfluss auf die Dämpfung hat. Eine Überlagerung der aufgezählten Effekte sorgt für eine Änderung der Dämpfung durch Längung, die in ihrer Charakteristik von der in Abbildung 62 gezeigten abweicht. Da nicht definiert werden kann, an welchem Punkt der Längung welcher Effekt zum Tragen kommt, ist eine weitere Interpretation der gezeigten Messkurven nicht möglich. Die ungeordnete Änderung der Dämpfung wird durch zusätzliche Messergebnisse bestätigt, die in Anhang B3 gezeigt sind.

Die Abnahme der Phase ist geringer, als durch die Längung zu erwarten wäre. Auch die relative Änderung der Phase zeigt wie erwartet ein frequenzabhängiges Verhalten. Im Gegensatz zu Abbildung 63 ist das Verhältnis zwischen gemessener und theoretischer Phase bei beiden Proben gleich, was auf einen anderen Schädigungsmechanismus durch Biegung hinweist. Somit unterscheidet sich der Phasengang des starren Leiters YDYp 2x1,5 von dem durch die Biegebelastung verursachten Phasengang aufgrund der Längung.

Außerdem ist zu erwähnen, dass die Änderung von Betrag und Phase durch Längung in einer Größenordnung mit der Änderung durch die Biegebelastung liegt. Aus diesem Grund kann die Längung als Ursache für die in Abbildung 62 und Abbildung 63 gezeigten Ergebnisse nicht ausgeschlossen

werden. Es ist deutlich zu erkennen, dass die durch Biegebelastung hervorgerufene Änderung der Transmissionseigenschaften eine andere Charakteristik aufweist, als die durch Längung erzeugte.

5.8 Änderung der effektiven relativen Permittivität

Ein weiterer Einflussfaktor auf die Transmissionseigenschaften einer Leitung ist die Dielektrizitätszahl. Nachfolgend wird diese für jeweils einen neuwertigen und einen mechanisch durch die Mehrfachbiegeanlage nach DIN EN 50396 gealterten Leiter ausgewertet. Die Werte wurden aus 5 Einzelmessungen gemittelt und mithilfe der in Unterabschnitt 5.2.3 vorgestellten Methode bei einer Frequenz von 8 GHz berechnet. Die Leitung YDYp 2x1,5 wurde auf 500 Zyklen belastet, da ab dieser Belastungsgrenze bereits eine deutliche Änderung der Dämpfung zu erkennen ist. Die Probe OMYP 2x1,5 wurde lediglich auf 100 Zyklen belastet, da bereits nach kurzer Belastung eine Änderung der Dämpfung auftritt, welche bis zum EoL nahezu unverändert bleibt. In Tabelle 15 sind die Ergebnisse der Messung der effektiven relativen Permittivität gezeigt.

Tabelle 15: Effektive relative Permittivität einer neuwertigen und mechanisch belasteten Leitung des Typs YDYp 2x1,5 und OMYP 2x1,5 (gemittelt aus 5 Messungen bei einer Frequenz von 8 GHz).

Probe	Eff. rel. Permittivität ε_r neu	Eff. rel. Permittivität ε_r mechanisch belastet	Änderung in %
YDYp 2x1,5 (starr)	3,008	2,9572 (500 Zyklen)	1,689
OMYP 2x1,5 (verlitzt)	3,055	3,015 (100 Zyklen)	1,013

Es ist deutlich zu erkennen, dass die Dielektrizitätszahl der Leitung YDYp 2x1,5 über die Lebensdauer kaum variiert. Mit einer Abweichung von 1,7 % kann dieser Einfluss daher ignoriert werden. Die Leitung OMYP 2x1,5 hat mit einer Abweichung von 1 % ebenfalls keine signifikante Änderung der effektiven relativen Permittivität. Die Änderung der Dämpfung, welche in Abbildung 62 gezeigt ist, kann somit nicht auf die Änderung der Dielektrizitätszahl zurückgeführt werden, da die Dämpfung um ca. 20 % abnimmt.

5.9 Luftspalt an der Leiteroberfläche

Die nachfolgende Untersuchung bezieht sich ausschließlich auf die Leitung OMYP 2x1,5 mit verlitzten Innenleitern. In Abbildung 65 wurde das mechanische Schädigungsverhalten der Leitung und der darin verwendeten Litzen gezeigt. Es wurde beschrieben, dass besonders Litzen im Oberflächenbereich aufgrund ihres größtmöglichen Abstands zur neutralen Faser kompromittiert werden. Durch die mechanische Belastung auf der Mehrfachbiegeanlage ist es möglich, eine Ablösung der Litzen vom Mantel hervorzurufen. Somit entsteht ein Luftspalt zwischen Isolierung und Leiter. Dieser Luftspalt befindet sich im Bereich der höchsten Feldstärke des Leiters, da an der Oberfläche die Feldlinien am stärksten konzentriert verlaufen. Das Resultat dieses Luftspalts ist eine lokale Verringerung der relativen Permittivität, da Luft ($\varepsilon_r \approx 1$) eine geringere Dielektrizitätszahl besitzt als PVC ($\varepsilon_r \approx 3$) [209]. Eine Verringerung der effektiven relativen Permittivität sorgt für eine Abnahme der Dämpfung und eine höhere Phasengeschwindigkeit [37], was auch durch Gleichung 2.19 ersichtlich ist. Die Leitung OMYP 2x1,5 zeigt zu Beginn ihres mechanischen Verschleißzustandes eine Abnahme der Dämpfung und des Phasengangs, was zunächst auf einen Luftspalt hindeutet. Nachfolgend soll die Ausbildung des Luftspalts optisch untersucht und der Einfluss auf die Phase mathematisch angenähert werden.

5.9.1 Optischer Nachweis Luftspalt

Der optische Nachweis der Luftspaltbildung an der Leiteroberfläche wird mithilfe von Lautsprecherkabeln mit zwei parallelen verlitzten Adern erbracht. Durch den transparenten Mantel ist es möglich, die Litzen an der Oberfläche des Leiters zu betrachten, ohne die Isolierung zu entfernen. Beim Leitungstyp OMYP 2x1,5 ist eine Betrachtung eines Luftspalts nicht möglich, da die empfindlichen Litzen durch das Entfernen der PVC-Isolierung stark geschädigt werden und somit das eigentliche Schädigungsbild verfälscht wird. Lautsprecherkabel weisen ein identisches Transmissionsverhalten über ihre Lebensdauer auf der Mehrfachbiegeanlage auf, wie die in diesem Kapitel thematisierte Leitung OMYP 2x1,5. In Anhang B4 ist Betrag und Phase der Lautsprecherleitung in Abhängigkeit der Biegezyklen auf der Mehrfachbiegeanlage dargestellt.

In Abbildung 69 ist die Oberfläche eines neuwertigen (a) und auf 1.000 Zyklen (b) durch die Mehrfachbiegeanlage belasteten Lautsprecherkabels (2x1,5 mm²) gezeigt. Es ist zu erkennen, dass die Litzen beim neuwertigen Leiter geordnet entsprechend ihrer Verseilung an der Oberfläche verlaufen

und keine Unstetigkeit vorliegt. An der Oberfläche des auf 1.000 Zyklen belasteten Leiters ist zu erkennen, dass einzelne Litzen sich von ihrer ursprünglichen Position gelöst haben. Die Vergrößerung des neuwertigen (a) und belasteten Leiters (b) ist in Bildbereich (c) und (d) gezeigt. Die Litzen werden aus ihren Zwickeln herausgelöst und hinterlassen Leerstellen. Diese Ablösungen, welche gleichmäßig um den gesamten Leiter herum entstehen, erzeugen Luftspalte an den Zwickeln der Litzen. Diese Ablösung ist als zusätzliches Schädigungsmerkmal zu berücksichtigen.

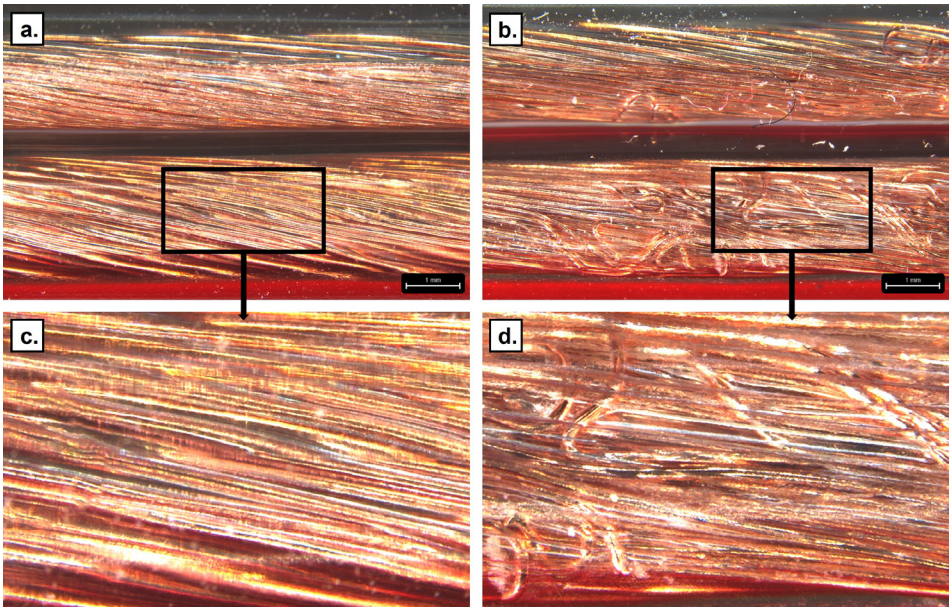

Abbildung 69: Ausbildung Luftspalt zwischen Leiter und Isolator durch mechanische Belastung bei Lautsprecherkabel 2x1,5 mm², (a) neuwertig, (b) 1.000 Zyklen auf Mehrfachbiegeanlage, (c) und (d) Vergrößerung.

5.9.2 Einfluss Luftspalt auf Phase

Zusätzlich zu qualitativen Darstellung der Ausbildung des Luftspalts an der Leiteroberfläche soll eine quantitative Annäherung erfolgen. Die nachfolgende Berechnung soll die Größenordnung der Phasenänderung durch den Luftspalt mathematisch annähern. Hierbei sei ausdrücklich erwähnt, dass es sich um eine Abschätzung handelt, die als Richtwert zu interpretieren ist.

Zur Berechnung der Phasenverschiebung aufgrund eines Luftspalts müssen die Leitungsbeläge des Leiters OMYP 2x1,5 definiert werden. Die Phase wird mithilfe der Fortpflanzungskonstante bestimmt, welche in Gleichung 2.16 beschrieben ist. Diese werden mithilfe der Rhode & Schwarz HM8118

LCR-Messbrücke [210] bei einer Frequenz von 1 kHz bestimmt. Die angegebenen Leitungsbeläge sind der Durchschnitt von fünf Einzelmessungen an Proben mit einer Länge von einem Meter. Die Ergebnisse sowie bereits vorgestellte geometrische sowie elektrische Eigenschaften sind in Tabelle 16 dargestellt.

Tabelle 16: Geometrische und elektrische Eigenschaften des Leiters OMYP 2x1,5.

Eigenschaften OMYP 2x1,5	
Durchmesser Innenleiter R_I in mm	1,38
Luftspalt R_L in mm	0,05
Leiterabstand d in mm	2,766
Relative Permittivität ε_r PVC	3
Widerstandsbelag R‘ in Ω/m	0,0597
Kapazitätsbelag C‘ in F/m	$6{,}9 * 10^{-11}$
Ableitungsbelag G‘ in S/m	$1{,}22 * 10^{-6}$
Induktivitätsbelag L‘ in H/m	$5{,}7 * 10^{-7}$

Der Luftspalt verursacht sowohl eine Änderung der Geometrie als auch der Permittivität, was Einfluss auf den Kapazitätsbelag C‘ der Paralleldrahtleitung hat. Die Modellierung des Luftspalts erfolgt über eine Reihenschaltung zweier Bestandteile. Der erste Bestandteil bestimmt den Kapazitätsbelag C'_P der Paralleldrahtleitung und berechnet sich durch folgende Formel [203]:

$$C'_P = \frac{\pi\varepsilon_0\varepsilon_r}{arcosh(\frac{d}{2R_I})} \qquad 5.5$$

Mit den Kennzahlen aus Tabelle 16 ergibt sich ein Kapazitätsbelag C'_P von $6{,}324 * 10^{-11}$ [F/m]. Der zweite Bestandteil ist die Änderung der Kapazität durch den Luftspalt. Es wird angenommen, dass der Luftspalt zwischen Leiter und Mantel entsteht. Daher wird näherungsweise die Formel zur Berechnung des Kapazitätsbelags einer Koaxialleitung verwendet, da sich der

Luftspalt um den Leiter herum ausbildet. Diese ist in Gleichung 5.6 dargestellt.

$$C'_L = \frac{2\pi\varepsilon_0\varepsilon_r}{\ln(\frac{R_I}{R_I - R_L})} \qquad 5.6$$

Als Maß für den Luftspalt wird 50 µm angenommen. Dies entspricht in etwa dem halben Radius einer Litze. Zur Berechnung des Innenleiterradius wird somit der Luftspalt R_L vom Radius des Innenleiters R_I subtrahiert. Die relative Permittivität für Luft wird mit dem Wert ε_r = 1,00059 angenommen. Beide Kapazitätsbeläge werden mithilfe einer Reihenschaltung zum Gesamtkapazitätsbelag berechnet, wobei C'_L aufgrund der Paralleldrahtleitung doppelt berücksichtigt wird.

Tabelle 17: Berechnung des Kapazitätsbelags unter Berücksichtigung eines Luftspalts für den Leiter OMYP 2x1,5.

Kapazitätsbelag Luftspalt OMYP 2x1,5	
Paralleldrahtleitung C'_P in F/m	$6{,}324 \cdot 10^{-11}$
Luftspalt C'_L in F/m	$7{,}396 \cdot 10^{-10}$
Gesamt in F/m	$5{,}401 \cdot 10^{-11}$
Relative Permittivität ε_r PVC	3

Mithilfe der Fortpflanzungskonstante, welche in Gleichung 2.16 beschrieben ist, kann die Phase als komplexe Größe für den Leiter mit und ohne Luftspalt bei 4 GHz bestimmt werden. In Tabelle 18 sind die Ergebnisse dargestellt. Die Phase errechnet sich aus dem Produkt der Phasenkonstante β und der Länge. Ohne Luftspalt ergibt sich für die Leiterlänge von 0,6 m, die dem geschädigten Bereich auf der Mehrfachbiegeanlage entspricht, eine Phasenverschiebung von -5187,6°. Es ist zu erkennen, dass sich durch den Luftspalt die Phasenverschiebung mit -4793,8° verringert, was eine Erhöhung der Wellengeschwindigkeit bedeutet. Die relative Phasenverschiebung zwischen beiden Zuständen beträgt 393,8°, was in der Größenordnung der tatsächlich gemessenen Phasenverschiebung des Leiters OMYP 2x1,5 liegt.

Tabelle 18: Berechnung der Fortpflanzungskonstante und der daraus resultierenden Phasenverschiebung bei 4 GHz für den Leiter OMYP 2x1,5.

Kapazitätsbelag Luftspalt OMYP 2x1,5	
Fortpflanzungskonstante γ_L (mit Luftspalt)	0,000353 + 139,445i
Fortpflanzungskonstante γ (ohne Luftspalt)	0,000372 + 150,899i
Phasenverschiebung (ohne Luftspalt) in °	-5187,6
Phasenverschiebung (mit Luftspalt) in °	-4793,8
Relative Phasenverschiebung	393,77

Zum besseren Vergleich ist in Abbildung 70 der Phasengang der Leitung OMYP 2x1,5 über die Lebensdauer ohne den Einfluss der Längung durch die Mehrfachbiegeanlage dargestellt. Es zeigt sich, dass die Phasenverschiebung bei 1.100 Zyklen ca. 320° beträgt, was in der Größenordnung der berechneten Phase liegt.

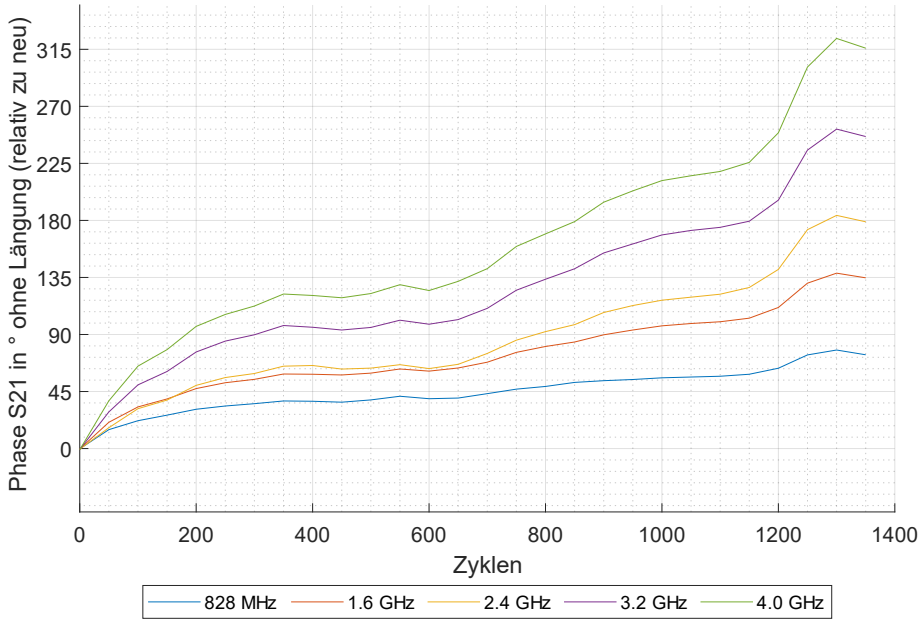

Abbildung 70: Längungsbereinigte Phase S21 OMYP 2x1,5 (verlitzt) in Abhängigkeit der Zyklen auf Mehrfachbiegeanlage.

Es sei noch einmal erwähnt, dass es sich bei der gezeigten mathematischen Berechnung nur um eine Abschätzung handelt. Diese zeigt aber, dass die Größenordnung der gemessenen Phase (ca. 320°) mit der theoretisch errechneten (393,77°) übereinstimmt. Somit kann der Luftspalt hauptsächlich für die gemessene Phasenänderung der Leitung OMYP 2x1,5 verantwortlich sein.

5.10 Diskussion der Messergebnisse

Durch mechanische Belastung der Leitung YDYp 2x1,5 (starr) ist eine kontinuierliche Änderung von Betrag und Phase in Abhängigkeit der Lebensdauer festzustellen. In Abbildung 62 (a) ist zu erkennen, dass die Dämpfung frequenzabhängig über den mechanischen Verschleiß stärker ansteigt. Die Messkurven zeigen eine größere Streuung sowie eine ungleichmäßigere Abstufung über die Frequenz, als die HF-Charakteristik von impedanzkontrollierten Leitungen [10, 52]. Ursächlich ist höchstwahrscheinlich der nicht definierte Wellenwiderstand der Paralleldrahtleitung YDYp 2x1,5. Besonders bei Frequenzen über 5 GHz kann die TEM-Welle nur unzureichend geführt werden. Die Änderung des Phasengangs der Leitungen ohne definierten Wellenwiderstand ist in ähnlicher Güte aufgelöst, wie die der impedanzkontrollierten Leitungen [10, 52]. Eine Lebensdauerprognose anhand der Transmissionseigenschaften ist beim starren Leiter YDYp 2x1,5 anhand von Betrag und Phase damit möglich.

Abweichend zur Leitung mit starren Innenleitern zeigt sich für die Probe OMYP 2x1,5 mit verlitzten Innenleitern in Abbildung 62 (b), dass primär bei 1.6 GHz in den ersten 20 % der Lebensdauer eine Abnahme der Dämpfung zu erkennen ist. Eine geordnete Frequenzabhängigkeit ist nicht zu erkennen. In Abbildung 71 ist die Dämpfung relativ zum neuwertigen Zustand im Frequenzbereich bis 4 GHz aufgetragen. Die Kurvenschar besteht aus einzelnen Messungen des abgestuften Verschleißzustands in Zyklen auf der Mehrfachbiegeanlage. Es ist zu erkennen, dass im Frequenzbereich zwischen 1,5 GHz und 2 GHz ein Peak in der Dämpfung vorliegt. Dieser ist höchstwahrscheinlich auf eine Stehwelle zurückzuführen und verfälscht daher das Messergebnis. Bemerkenswert ist außerdem, dass eine Art Resonanz entsteht, welche die Änderung der Dämpfung zusätzlich vergrößert. Diese ist auch für die große Änderung der Dämpfung bei 2,4 GHz und 3,2 GHz verantwortlich. Eine Änderung der Leiterlänge (OMYP 2x1,5) hat keinen Einfluss auf Größenordnung und Frequenzbereich der Resonanz. In Anhang B5 ist die Dämpfung über die Frequenz einer Leitung mit 10 m Länge gezeigt, welche diese Aussage stützt. Dieses Verhalten wurde ebenfalls bei einem Lautsprecherkabel mit parallelen verlitzten Leitern in

festgestellt. Es wird ersichtlich, dass die Abnahme der Dämpfung nur für die Messkurven von 100, 200 und 300 Zyklen gilt. Dieser Effekt ist ab 1 GHz über den gesamten Frequenzbereich zu beobachten. Eine Lebensdauerabschätzung der Leitung OMYP 2x1,5 anhand der Dämpfung ist nicht möglich, da keine konsistente Änderung des Signals stattfindet. Der Phasengang zeigt eine Änderung über die Lebensdauer, die wie in Abbildung 63 (b) gezeigt, nicht ausschließlich auf die Längung zurückzuführen ist. Somit ist eine Lebensdauervorhersage von nicht-impedanzkontrollierten verlitzten Leitungen nur bedingt anhand der Phasenänderung möglich.

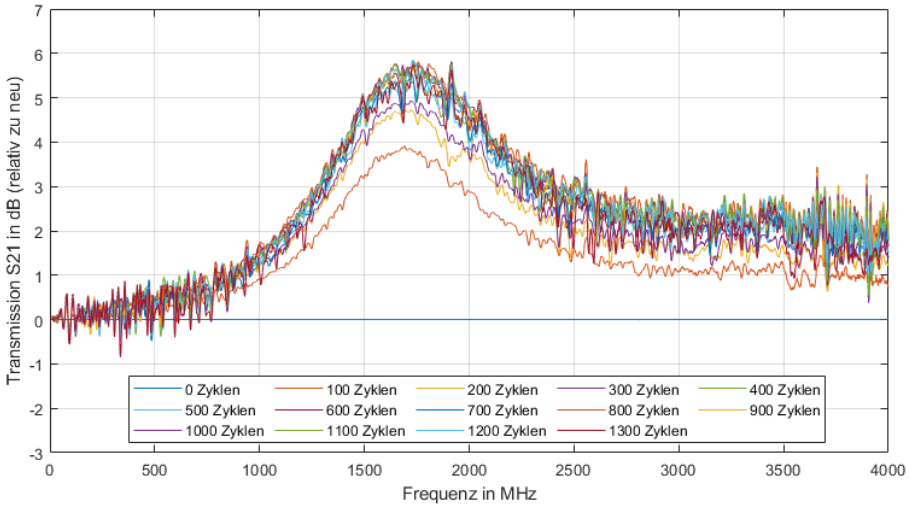

Abbildung 71: Transmissionsdämpfung S21 ausgewählter Zyklenzahlen auf der Mehrfachbiegeanlage in Abhängigkeit der Frequenz des verlitzten Leiters OYMP 2x1,5 mit der Leiterlänge 6 m.

In Abschnitt 5.6 ist die optische Analyse des Schädigungsverhaltens beider Leitungen gezeigt. Die Proben, welche auf der Mehrfachbiegeanlage mechanisch belastet wurden, sind im neuwertigen und gebrochenen (EoL) Zustand dargestellt. Die Änderung der Leitergeometrie durch die mechanische Belastung als Ursache für die Änderung der Transmissionseigenschaft kann ausgeschlossen werden, da eine verschwindende Abweichung über die Lebensdauer stattfindet. Dies ist auf die höhere mechanische Belastbarkeit der PVC-Isolierung zurückzuführen, die zu keinem Zeitpunkt der Untersuchung Verschleiß- oder Alterungserscheinungen zeigte. Auch die Änderung der Permittivität, welche in Abschnitt 5.8 vorgestellt ist, kann als Ursache vernachlässigt werden, da keine signifikante Änderung über die Lebensdauer stattgefunden hat. Hierbei ist zu erwähnen, dass die effektive Permittivität anhand der Ausbreitungsgeschwindigkeit der Welle im Leiter

bestimmt wurde. Da die Änderung der Übertragungseigenschaften gering ist, können diese Effekte mit der verwendeten Messtechnik möglicherweise nicht aufgelöst werden. Somit liegt die Ursache für die Änderung von Betrag und Phase an der Schädigung des Leiterwerkstoffs Kupfer und nicht an der Änderung des Mantelmaterials. Relevante Einflussfaktoren sind daher die Oberflächenrauheit, die Längung auf der Mehrfachbiegeanlage und Ablösung der Litzen vom Mantel, die nachfolgend diskutiert werden.

In Abbildung 66 ist die Ausbildung der Oberflächenrauheit beider Leitungen über den mechanischen Verschleiß auf der Mehrfachbiegeanlage gezeigt. Dieses charakteristische Schädigungsbild, welches sich aufgrund von Materialextrusionen an der Leiteroberfläche ausbildet, hat Einfluss auf Dämpfung und Phasengang [59, 63, 65, 211]. In Abbildung 66 ist zu erkennen, dass die Rauheit der Leitung YDYp 2x1,5 in einer Größenordnung mit der Eindringtiefe bei relevanten Frequenzen liegt. Die Leitung OMYP 2x1,5 zeigt keine signifikante Zunahme der Oberflächenrauheit über die Lebensdauer. Entsprechend liegen die gemessenen Werte der quadratischen Flächenrauheit S_q nicht in der Größenordnung der Eindringtiefe. Dies bedeutet, dass keine Zunahme von Dämpfung oder Phase über die Lebensdauer stattfinden sollte, was sich in Abbildung 62 (b) und Abbildung 63 (b) widerspiegelt. Da die Oberflächenrauheit neben der Ablösung der Litzen vom Mantel der einzige signifikante Unterschied zwischen beiden Leitungen ist, kann geschlussfolgert werden, dass diese hauptsächlich für die Veränderung der Transmissionseigenschaften der starren Leitung verantwortlich ist. Bestätigt wird diese Aussage durch die gezeigte Frequenzabhängigkeit der Dämpfung und des Phasengangs. Gemäß des Skin-Effekts ist zu erwarten, dass höherfrequente Wechselströme zunehmend im Außenbereich des Leiters fließen und somit stärker durch die raue Oberfläche beeinflusst werden. Die in dieser Arbeit gezeigten Ergebnisse und Schlussfolgerungen in Bezug auf den Einfluss der Rauheit bei starren Leitungen werden außerdem durch die Ergebnisse von Lenz [10, 52] und Gold [63–65] gestützt. Diese machen ebenfalls die Oberflächenrauheit als Ursache für die Änderung von Betrag und Phase bei starren impedanzkontrollierten Leitungen verantwortlich. Abschließend kann daher die Oberflächenrauheit als Ursache für die Änderung der Transmissionseigenschaften der starren Leitung YDYp 2x1,5 benannt werden.

Die Längung auf der Mehrfachbiegeanlage ist eine weitere Einflussgröße, welche für die Änderung der Transmissionseigenschaften verantwortlich sein kann. Zunächst wurde der gemessene Phasengang mit dem theoretischen, aus der Längung resultierenden Phasengang verglichen. Für beide Leiter zeigt sich ein Unterschied zwischen der theoretischen und der

gemessenen Phase. In Abbildung 63 zeigt sich, dass der gemessene Phasengang der Probe YDYp 2x1,5 (a) unterhalb des theoretischen Phasengang liegt, während bei der Probe OMYP 2x1,5 (b) der gemessene Phasengang oberhalb des theoretischen Phasengangs liegt. Diese Verhältnisse werden auch in der Dämpfung, relativ zum Neuzustand, ersichtlich. Ein weiterer Aspekt, der die Längung als Hauptursache ausschließt, ist der Vergleich der Längung beider Leitungen über die Lebensdauer auf der Mehrfachbiegeanlage. Die Charakteristik der Längung beider Leitungen ist nahezu identisch, was in Abbildung 72 dargestellt ist. Lediglich die Größenordnung der absoluten Längung unterscheidet sich, da der Massivleiter aufgrund seiner deutlich geringeren plastischen Verformbarkeit schneller bricht.

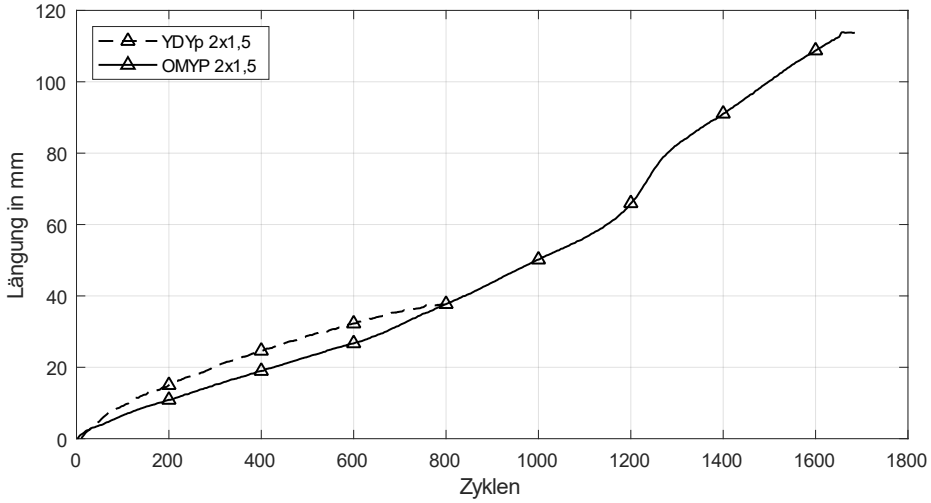

Abbildung 72: Längung YDYp 2x1,5 und OMYP 2x1,5 auf der Mehrfachbiegeanlage über die Lebensdauer.

Zur isolierten Betrachtung des Schädigungsverhaltens durch die Längung, wurden beide Leitungen im einachsigen Zugversuch belastet. Die Ergebnisse dieser eindimensionalen Belastung sind in Abschnitt 5.7 dargestellt. Die Charakteristik der Dämpfung durch reine Zugbelastung stimmt nicht mit der durch Biegung verursachten überein. Insbesondere die monotone Dämpfungszunahme der starren Leitung YDYp 2x1,5 tritt bei reiner Zugbelastung nicht auf. Obwohl die Leiter ausschließlich auf Zug belastet wurden, stimmen gemessene und theoretische Phase nicht überein. Ursächlich ist höchstwahrscheinlich die Geometrieänderung der Leiter durch die Zugbelastung und infolgedessen eine Abweichung von Kapazitätsbelag und Induktivitätsbelag. Als Ursache für die Änderung der Phase über die Lebensdauer des starren Leiters YDYp 2x1,5 kann die Längung vernachlässigt werden, da die reine Zugbelastung eine abweichende Charakteristik zeigt, als

die Schädigung auf der Mehrfachbiegeanlage. Eine Lebensdauervorhersage der Leitung YDYp 2x1,5 auf Grundlage des Phasengangs ist daher möglich. Die Änderung des Phasengangs der verlitzten Leitung OMYP 2x1,5 durch reine Zugbelastung zeigt Ähnlichkeiten mit der biegebelasteten Leitung. Wie bereits erwähnt, führt die reine Zugbelastung aufgrund des Einschnürens zu einer Zunahme der Wellenausbreitungsgeschwindigkeit.

Die Änderung der Ausbreitungsgeschwindigkeit während der Biegebelastung kann weitere Ursachen haben, wie bspw. die Ablösung der Litzen vom Mantel. Es ist unwahrscheinlich, dass die Längung die Hauptursache für die Änderung der Transmissionseigenschaften auf der Mehrfachbiegeanlage ist, da sich die Dämpfungscharakteristik zwischen Zug und Biegebelastung erheblich unterscheidet. Daher lässt sich die Änderung von Dämpfung und Phase, welche sich unter Biegebelastung für beide Proben unterschiedet, nicht allein auf die Längung zurückführen, da diese nahezu identische Auswirkungen auf beide Proben hat. Lenz hat in seiner Arbeit [10] den Einfluss der Längung auf die Transmissionseigenschaften von impedanzkontrollierten Leitungen untersucht. Er kommt ebenfalls zu dem Ergebnis, dass die reine Längung nicht hauptsächlich für die charakteristische Änderung von Betrag und Phase während der Prüfung auf der Mehrfachbiegeanlage verantwortlich ist.

Ein Schädigungsmechanismus, der ausschließlich bei verlitzten Leitungen auftritt, ist die Ablösung der Litzen vom Mantel. Diese Schädigungsform ist in Abschnitt 5.9 dargestellt. Durch die Ablösung der Litzen aus den Zwickeln der Isolierung entsteht ein Luftspalt, welcher zu einer Abnahme der effektiven Permittivität führt. Diese Ablösung an der Leiteroberfläche entsteht am Ort der höchsten Feldstärke und hat daher Einfluss auf die Übertragungseigenschaften. Durch die Abnahme der effektiven Permittivität steigt die Ausbreitungsgeschwindigkeit der Welle, was die Abnahme von Betrag und Phase erklärt. Außerdem ist schlüssig, dass dieses Schädigungsverhalten ausschließlich bei verlitzten Leitungen auftritt, da die Änderung der Transmissionseigenschaften vom starren Leiter abweicht. Die geringfügige Abnahme der Permittivität kann durch die in Abschnitt 5.8 vorgestellte Messtechnik nicht aufgelöst werden, weshalb die Luftspaltbildung in den Messergebnissen nicht erkennbar ist. Lenz konnte diesen Effekt in seiner Arbeit [10] nicht feststellen, da die von ihm untersuchten verlitzten Leitungen primär am Schirmgeflecht geschädigt wurden. Diese Schädigung sorgt für eine Abnahme der Übertragungsgüte der Welle und infolgedessen zu einer Dämpfung, welche die Ablösung der Litzen überlagern würde. Außerdem werden impedanzkontrollierte Leitungen mit einer höheren Qualität gefertigt, weshalb Ablösungen der Litzen vom Mantel unwahr-

scheinlicher sind. Die Ablösung der Litzen ist daher für die charakteristische Änderung der Transmissionseigenschaften von verlitzten nicht-impedanzkontrollierten Leitungen verantwortlich. Somit entstehen zwei gegenläufige Effekte. Die Oberflächenrauheit sorgt für eine sinkende und die Ausbildung eines Luftspalts für eine steigende Phase. Dies erklärt, warum bei starren Leitungen die gemessene Phase niedriger ist als durch die Längung vorhergesagt und beim verlitzten Leitungen wegen der Luftspalte in den Zwickeln oberhalb der aufgrund von Längung vorhergesagten Phase.

Abschließend ist zu erwähnen, dass eine Beweisführung im Ausschlussverfahren immer das Risiko hat, einen Einflussfaktor nicht zu identifizieren und somit dessen Einfluss zu ignorieren. In dieser Arbeit wurden jedoch alle offensichtlichen und aus bisherigen Untersuchungen bekannten Schädigungsmechanismen berücksichtigt und erforscht.

5.11 Zwischenfazit in Bezug auf die Sensorentwicklung

In diesem Kapitel wurden die Auswirkungen mechanischer Belastungen auf die Transmissionseigenschaften von nicht-impedanzkontrollierten starren und verlitzten Leitungen präsentiert. Dabei konnte nachgewiesen werden, dass die durch Lenz für impedanzkontrollierte Leitungen [10] vorgestellt HF-Messtechnik auch den Verschleiß von Leitungen, welche nicht für die Übertragung von hochfrequenten Wechselströmen vorgesehen sind, detektieren kann. Dies bestätigt, dass die Vermessung von Sensorelementen ohne ideale Impedanzkontrolle mit hochfrequenten Wechselströmen möglich ist.

Zur Identifikation der geeigneten Sensorarchitektur wurde das Schädigungsverhalten von starren und verlitzten Leitungen mit Fokus auf die Änderung der Transmissionseigenschaften erforscht. Für Kupferleiter (Cu-ETP) mit starrem Innenleiter konnte mittels Ausschlussverfahren belegt werden, dass ein Zusammenhang zwischen der charakteristischen Oberflächenrauheit und der Dämpfungszunahme über den mechanischen Verschleiß besteht. Die monotone Änderung der Dämpfung über die Alterung und die monotone Abnahme der Phase ermöglichen die Lebensdauerabschätzung und damit die Verwendung von starren Kupferleitern in Paralleldrahtanordnung als Sensorelement. Die durchgeführte Untersuchung in diesem Kapitel bestätigt außerdem die Auswahl des Leiterwerkstoffs Kupfer mit dem Querschnitts von 1,5 mm² als geeignetes Sensormaterial.

Verlitzte Leitungen ohne definierten Wellenwiderstand zeigten in mechanischen Belastungstests keine kontinuierliche Änderung der Transmissionseigenschaften über den mechanischen Verschleißzustand, weshalb eine

Lebensdauerprognose nur bedingt möglich ist. Mittels Ausschlussverfahren stellte sich heraus, dass die Ablösung der Litzen vom Mantel einen Luftspalt erzeugt, welcher hauptsächlich für die Änderung von Betrag und Phase verantwortlich gemacht wird. Da diese Ablösung nicht kontinuierlich über den Verschleißprozess stattfindet, ist eine Lebensdauerabschätzung nicht möglich. Ebenso erschwert das für verlitzte Leitungen charakteristische, nicht monotone Schädigungsbild die Verwendung dieser im Zuge der Entwicklung des elektromechanischen Sensorelements. Ein weiterer Nachteil verlitzter Leitungen ist die aufwändige Integration in Naturfaserwerkstoffe. Ohne Mantel verlieren diese durch äußere Einwirkungen schnell ihre Verseilung und können nicht geordnet in den Faserverbundwerkstoff integriert werden. Ungeachtet dessen ist es grundsätzlich möglich, die Ablösung der Litzen vom Mantel und die damit verbundene Luftspaltbildung als Messgröße für ein mechanisches Sensorelement zu verwenden.

Anhand der präsentierten Ergebnisse beider vorangegangenen Kapitel konnten starre Kupferleiter (Cu-ETP, weich) mit einem Querschnitt von 1,5 mm^2 somit als ideale Konfiguration für den Leitungssensor herausgestellt werden. Außerdem ist die impedanzkontrollierte Integration von starren Leiterarchitekturen in den Verbundwerkstoff deutlich einfacher zu realisieren als jene von verlitzten Leitungen. Auch die Nicht-Notwendigkeit impedanzkontrollierte Leitungen verwenden zu müssen und trotzdem sinnvolle Messungen der HF-Eigenschaften durchführen zu können erleichtert die Sensorauslegung. Integration und Kontaktierung der Leiter werden in Abschnitt 7.2 beschrieben.

6 Dielektrische Eigenschaften von Naturfaserverbundwerkstoffen

Inhalte dieses Kapitels wurden teilweise in [212] veröffentlicht.

Das neu zu erforschende Sensorelement soll mithilfe von hochfrequenten Wechselströmen die strukturelle Integrität von Naturfaserverbundwerkstoffen detektieren. Damit eine Auslegung der Sensorkomponenten für die HF-Anwendung möglich wird, ist es notwendig die dielektrischen Eigenschaften des Pflanzfaserverbundwerkstoffs zu ermitteln. In diesem Kapitel wird die komplexwertige relative Permittivität des in dieser Arbeit verwendeten Flachs/Epoxidharz Verbundwerkstoffs bestimmt. Es existieren zahlreiche Publikationen, welche die komplexe relative Dielektrizitätskonstante von Naturfaserverbundwerkstoffen beschreiben. Diese decken dabei weder das verwendete Herstellungsverfahren noch den relevanten Frequenzbereich ab.

Nachfolgend wird die komplexwertige relative Dielektrizitätskonstante $\underline{\varepsilon_r} = \varepsilon'_r - j\varepsilon''_r$ von Flachs/Epoxidharz Verbundwerkstoffen, die mittels Vakuuminfusionsverfahren gefertigt sind, im Frequenzbereich zwischen 1 kHz bis 200 kHz und erstmals im Bereich von 1 MHz bis 1 GHz erhoben. Außerdem wird der Einfluss der Gelegeausrichtung sowie der Temperatur im Bereich zwischen -20 °C und 50 °C auf die Permittivität des Verbundwerkstoffs betrachtet. Der Stand der Technik ist ausführlich in Abschnitt 3.2 und die Grundlagen in Abschnitt 2.4 beschrieben.

6.1 Proben zur Bestimmung der Dielektrischen Eigenschaften

Die Flachs/Epoxidharz Proben sind mittels Vakuuminfusionsverfahren hergestellt, welches in Unterabschnitt 2.2.3.3 beschrieben ist. Es werden Flachsfasern des Typs ampliTex Art. Nr. 5025 [213] mit 280 g/m² des Herstellers bcomp verwendet. Diese Fasermatten bieten den Vorteil, dass sie aufgrund ihrer unidirektionalen Faserlage zu Verbundwerkstoffen beliebiger Faserorientierung kombiniert werden können. Da sowohl unidirektionale (UD) als auch bidirektionale (BD) Proben aus dem gleichen Ausgangsmaterial hergestellt werden können, ist eine hohe Vergleichbarkeit der Proben untereinander gewährleistet. Als Matrixwerkstoff zur Herstellung des Naturfaserwerkstoffs wird Epoxidharz L und Härter GL1 verwendet.

Damit die Proben formschlüssig an der Oberfläche des zur Messung der relativen Permittivität verwendeten Plattenkondensators anliegen, wird während der Herstellung zwischen Folie und Fasermatte eine zusätzliche Plexiglasplatte positioniert. Diese sorgt für eine beidseitig glatte Oberfläche der Flachs/Epoxidharz-Proben, damit Lufteinschlüsse zwischen Verbundwerkstoff und Kondensatorplatte verhindert werden. Lufteinschlüsse sorgen für eine Verfälschung des Messergebnisses, da Luft eine geringere Permittivität aufweist als Pflanzenfaserverbundwerkstoffe. In Abbildung 73 ist das Herstellungsverfahren der unidirektionalen und biaxialen Naturfaserverbundwerkstoffe schematisch dargestellt. Das Epoxidharz wird mit einer Vakuumpumpe durch das Gelege gezogen. Damit sich der ausgehärtete Verbundwerkstoff von den Glasplatten löst, sind diese mit Trennmittel beschichtet. Beide Gelege bestehen aus vier Lagen mit folgender Faserausrichtung: UD = (0°, 0°, 0°, 0°) und BD = (0°, 90°, 90°, 0°).

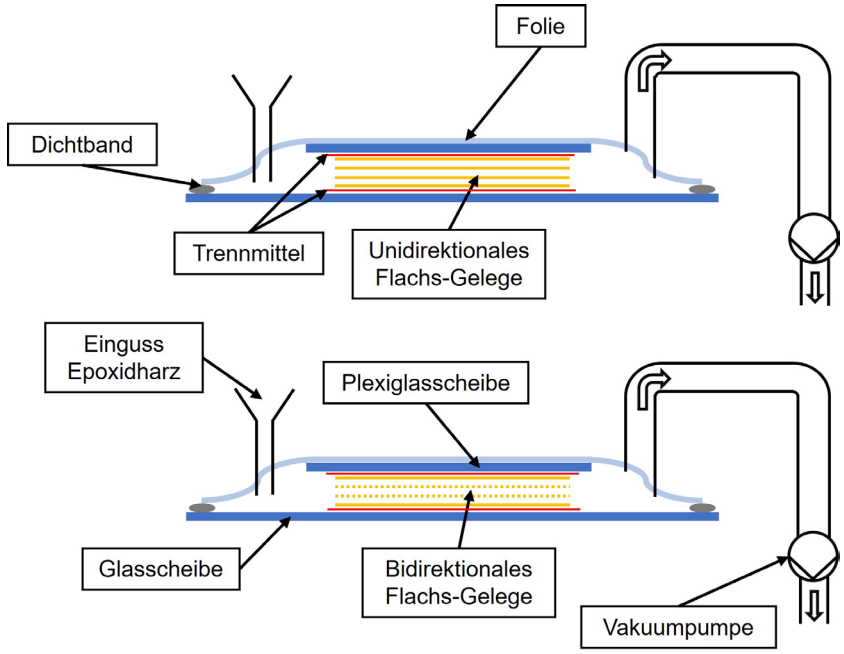

Abbildung 73: Schematische Darstellung des Vakuuminfusionsverfahrens zur Herstellung der unidirektionalen und bidirektionalen Naturfaserverbundwerkstoffe.

Außerdem wurde eine Platte aus Epoxidharz L, welches im Naturfaserverbundwerkstoff verwendet wird, gegossen, um dessen dielektrische Eigenschaften separat zu untersuchen. Die Probekörper haben die Abmessungen von 450 x 450 mm und eine Dicke von 2,9 mm.

Für die Bestimmung des Faservolumenanteils werden die Proben mit Kalteinbettmittel (CEM100 Blue) [162] eingebettet und anschließend mit Siliziumkarbidpapier der Körnung 1500 geschliffen. Makroskopische Aufnahmen von Faser und Matrix werden mit einer Bildverarbeitungssoftware manuell eingefärbt. Somit ist es möglich, das Verhältnis zwischen Faser und Matrix zu bestimmen. Eine automatisierte Bestimmung ist nur bedingt möglich, da Randbereiche der Fasern aufgrund der geringen Kontrastunterschiede nicht genau erkannt werden. Der Faservolumenanteil der unidirektionalen Probe liegt bei ca. 45 %. Die bidirektionale Probe hat mit ca. 39 % einen geringeren Faservolumenanteil, was auf die herstellungsbedingt höhere Packungsdichte des unidirektionalen Geleges zurückzuführen ist [214]. Bei unidirektionalen Gelegen können die Fasern ineinandergleiten, während die Fasern bei biaxialer Ausrichtung aufeinander liegen. Dies führt zu einem höheren Faservolumenanteil bei unidirektionalen Gelegen. Zusätzlich wird dieser Effekt durch das Vakuum während der Herstellung verstärkt. In Anhang C1 sind die Proben für die Messung der komplexwertigen relativen Permittivität dargestellt.

6.2 Elektrische Messtechnik zur Bestimmung der Permittivität

Die elektrische Messung der komplexwertigen relativen Permittivität der unidirektionalen und bidirektionalen Flachs/Epoxidharz-Proben sowie des reinen Epoxidharzes erfolgt mit zwei Messsystemen. Ursache sind die unterschiedlichen Frequenzbereiche, in welchen die Geräte arbeiten.

6.2.1 Messaufbau für Frequenzbereich 1 kHz bis 200 kHz

Der erste Messaufbau arbeitet im Frequenzbereich zwischen 1 kHz und 200 kHz und besteht aus einem im Kontext dieser Arbeit selbst entwickelten Plattenkondensator mit Guard-Elektrode nach DIN EN IEC 62631-2-1:2018 [215] sowie der LCR-Messbrücke HM8118 von Rohde & Schwarz [210]. Der Plattenkondensator und die entsprechenden Geometrien wurden speziell für die Versuche mit Flachs/Epoxidharz-Verbundwerkstoff entwickelt. Außerdem wurde die Auslegung entsprechend dem Messbereich der LCR-Messbrücke vorgenommen. In Anhang C2 ist der Messaufbau gezeigt. Die Kondensatorplatten sind aus Aluminium und der Standfuß aus Polyoxymethylene (POM) gefertigt. Der Durchmesser der kleineren Kondensatorplatte, die von der Schutzelektrode umhüllt wird, beträgt 418 mm. Die Schutzelektrode hat einen Abstand von 0,5 mm zur Kondensatorplatte und einen Außendurchmesser von 440 mm. Sie dient zur Minimierung der Streufelder im Randbereich des Kondensators und verbessert zusätzlich die

Genauigkeit des Messergebnisses. Schutzelektrode und Platte sind elektrisch gegeneinander isoliert. Die gegenüberliegende Kondensatorplatte ohne Guard hat ebenfalls einen Außendurchmesser von 440 mm. In Abbildung 74 ist der schematische Messaufbau, bestehend aus Plattenkondensator und LCR-Messbrücke, gezeigt. Es ist zu erkennen, dass eine Vierleitermessung durchgeführt wird, um eine Verfälschung durch parasitäre Widerstände zu vermeiden. Nach jedem Neustart der Messbrücke oder einer Änderung am Messaufbau findet eine open/short Kalibrierung für alle Frequenzen statt. Diese soll z.B. parasitäre Effekte durch die Messleitungen oder die Umgebung reduzieren. Da für den selbst entwickelten Plattenkondensator kein Datenblatt besteht, wird der Prüfaufbau mithilfe einer Probe aus Polytetrafluorethylen (PTFE) validiert. Die dielektrischen Eigenschaften dieses Polymers sind im Datenblatt sowie der Literatur beschrieben. Gezeigt sind die Ergebnisse in Anhang C3.

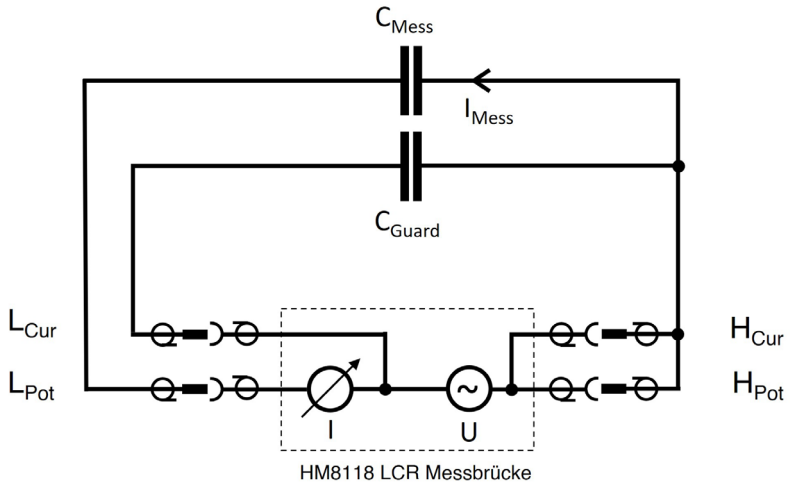

Abbildung 74: Schematischer Messaufbau des Plattenkondensators und LCR-Brücke/Messgerät HM8118; entnommen aus [212].

Die komplexwertige relative Permittivität des Naturfaserverbundwerkstoffs wird durch einen Vergleich mit der Kapazität von Luft bestimmt. Basis hierfür ist die Formel zur Bestimmung der Kapazität C eines Plattenkondensators, welche nachfolgend gezeigt ist. Hierbei beschriebt A die Fläche und d den Abstand der Kondensatorhälften.

$$C = \varepsilon_0 \varepsilon_r \frac{A}{d} \qquad 6.1$$

Da die Fläche des Kondensators während der Prüfung unverändert bleibt, kann die Kapazität für Luft C_{Luft} und den Naturfaserwerkstoff C_{NFK} ineinander eingesetzt und nach der Permittivität $\varepsilon_{\mathrm{r(NFK)}}$ aufgelöst werden. Hierdurch ergibt sich Gleichung 6.2. Auch in diesem Fall wird die relative Permittivität von Luft mit $\varepsilon_{\mathrm{r(Luft)}}$ = 1,00059 angenommen.

$$\varepsilon_{r(NFK)} = \frac{C_{NFK}}{C_{Luft}} \cdot \varepsilon_{r(Luft)} \cdot \frac{d_{NFK}}{d_{Luft}} \qquad 6.2$$

Damit der Abstand der Kondensatorhälften bei der Kapazitätsmessung von Luft konstant bleibt, werden Abstandshalter aus Polylactide (PLA) im Bereich der Guard-Elektrode eingeschoben. An dieser Stelle hat das Polymer keinen Einfluss auf die Messung. Anschließend werden die Proben aus Naturfaserverbundwerkstoff, Epoxidharz und PTFE zwischen die Kondensatorhälften gesteckt. Die Kondensatorhälften werden zusätzlich gegeneinandergedrückt, damit Lufteinschlüsse verhindert werden können. Aufgrund der geometrischen Größe der Kondensatorhälften im Verhältnis zur Fasergröße des Naturfaserverbundwerkstoffs können Inhomogenitäten in der Verbundstruktur vernachlässigt werden. Grund hierfür ist, dass eine ausreichende Mittelung über den Querschnitt des Plattenkondensators erfolgt. Da dieser Messaufbau im Frequenzbereich zwischen 1 kHz und 200 kHz arbeitet, ist eine Temperaturabhängigkeit der komplexwertigen relativen Permittivität zu erwarten. Aufgrund dessen werden die Messungen in einem Binder MK 112 [216] Klimaschrank im Temperaturbereich zwischen -20 °C und 50 °C durchgeführt. Der Klimaschrank besitzt eine seitliche Öffnung zur Führung der Messleitungen, weshalb die Tür während der gesamten Versuchsdauer geschlossen bleiben kann.

6.2.2 Messaufbau für Frequenzbereich 1 MHz bis 1 GHz

Der zweite Messaufbau arbeitet im Frequenzbereich zwischen 1 MHz und 1 GHz und besteht aus dem Keysight E4991A Impedance/Material Analyzer [217] und dem 16453A Dielectric Material Test Fixture [218] mit einem Messkopfdurchmesser von 15 mm. Die Kalibrierung erfolgt mit einem 7-mm Kalibrierkit auf Ebene des Substrats. Auch bei diesem Messaufbau wird eine open/short Kalibrierung durchgeführt und ein Kalibierstandard aus PTFE verwendet. Das Keysight E4991A berechnet die komplexwertige relative Permittivität, weshalb die dielektrischen Eigenschaften direkt ausgegeben werden.

Im Gegensatz zum Plattenkondensator liegt die Größe des Messkopfs in der gleichen Größenordnung wie die Faser. Daher ist es notwendig, die

Probe bei jeder Messung leicht zu bewegen, um Inhomogenitäten in der Verbundstruktur zu berücksichtigen. Würde die Probe nur an einer Stelle gemessen, ist es möglich, dass z.B. eine Stelle mit erhöhtem Fasergehalt betrachtet wird und somit eine Verfälschung der Ergebnisse erfolgt.

Beide Messaufbauten geben den Verlustwinkel $\tan\delta$ als dimensionslose Größe aus. Mithilfe der Gleichung 2.28 kann dieser in den Real- ε' und Imaginärteil ε'' der relativen Permittivität umgestellt werden.

6.3 Mikrostruktur der Naturfaserverbundwerkstoffe

Vor der Charakterisierung der komplexwertigen relativen Permittivität erfolgt eine Untersuchung der Mikrostruktur des Naturfaserverbundwerkstoffs. Da es sich bei Verbundwerkstoffen nicht um Monomaterialien handelt, ist es notwendig die Struktur zu definieren. Da Pflanzenfasern eine höhere dielektrische Leitfähigkeit aufweisen als Epoxidharze, ist das Volumenverhältnis und die Homogenität im Aufbau von entscheidender Bedeutung. Zunächst erfolgt eine Mikro-Computertomographie (µCT), welche die Proben zerstörungsfrei als dreidimensionale Struktur darstellen kann. Das Röntgengerät verwendet eine 225 kV-Mikrofokus-Röntgenröhre und bietet eine reale Auflösung von 900 nm/Voxel. Anschließend werden die Pflanzenfasern im Verbund mittels Rasterelektronenmikroskop (REM) abgebildet, um Eindringen von Epoxidharz in die Faser zu bestätigen. Die Untersuchung erfolgt mit einem JSM-6610 [175].

In Abbildung 75 ist die Mikrostruktur der unidirektionalen (a1-a3) und der biaxialen (b1-b3) Flachs/Epoxidharz-Probe dargestellt. Die Aufnahme erfolgte mit der bereits beschrieben Mikro-Computertomographie (µCT).

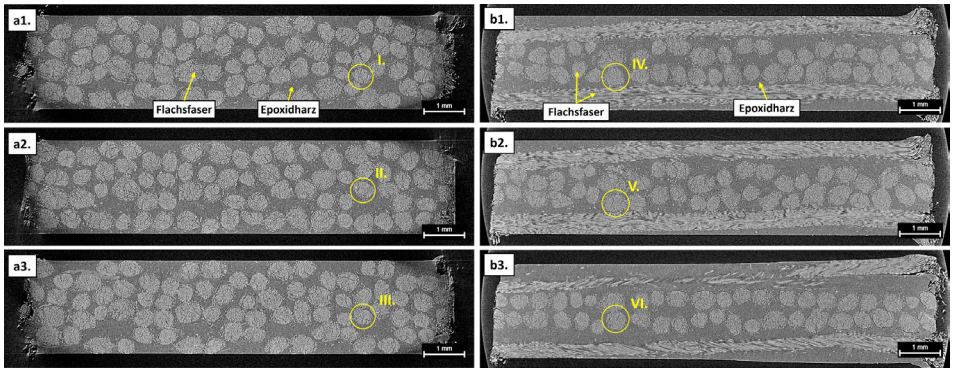

Abbildung 75: Mikro-Computertomographie Aufnahme (µCT) der unidirektionalen (a) und biaxialen (b) Mikrostruktur des Flachs/Epoxid-Verbunds; entnommen aus [212].

Beiden Proben sind durch drei Längsschnitte dargestellt, welche im Abstand von 5 mm aufgenommen sind. Im linken Bildbereich (a) ist die Struktur der unidirektionalen Flachs/Epoxidharz-Probe dargestellt. Die parallel zueinander ausgerichtet Flachsfasern zeigen aus der Bildebene heraus und sind von Epoxidharz (Matrix) umgeben. Der rechte Bildbereich (b) zeigt die Struktur einer bidirektionalen Probe. Die von Epoxidharz umgebenen Flachsfasern sind nicht ausschließlich parallel, sondern abwechselnd um 90° verdreht zueinander angeordnet.

Die unidirektionalen und bidirektionalen Verbundwerkstoffe weisen aufgrund von Faserbewegung lokale Inhomogenitäten auf. Diese Bewegung wird durch die gelben Kreise (UD: I-III und BD: IV-VI) verdeutlicht. Eine Aussage über die komplexwertige relative Dielektrizitätskonstante kann daher nur bedingt für lokale Ausschnitte in Größenordnung der Pflanzenfaser getroffen werden, da das Verhältnis zwischen Faser und Matrix nicht konstant ist. Wie bereits im vorangegangenen Abschnitt erwähnt, erfordert diese Inhomogenität des Verbundmaterials eine Mittelung der aufgezeichneten Messwerte der Dielektrizitätskonstante, wenn die Größe der Kondensatorplatte nicht ein Vielfaches der Größenordnung einer Pflanzenflachsfaser entspricht.

Eine genaue Betrachtung der einzelnen Pflanzenfaser zeigt, dass diese aus vielen weiteren Fasern besteht, die miteinander verwoben sind. Dies ermöglicht Freiräume, in welche das Epoxidharz während der Fertigung eindringen kann. Da die µCT-Aufnahmen keine ausreichende Vergrößerung ermöglichen, werden die Pflanzenfasern mithilfe eines Rasterelektronenmikroskops untersucht. In Abbildung 76 ist eine REM-Aufnahme des Gefüges (a-b) und einer einzelnen Flachsfaser (c-d) gezeigt. In Bildabschnitt (a) sind einzelne Flachsfasern umgeben von Epoxidharz gezeigt. Die Vergrößerung dieses Schliffs im Bildbereich (b) zeigt, dass die einzelne Faser aus zahlreichen weiteren Einzelfasern besteht, zwischen die Epoxidharz während des Vakuuminfusionsprozesses eingedrungen ist. Hierdurch wird der Faservolumenanteil minimal reduziert, was zu einer geringeren mechanischen Festigkeit, aber auch zu einer geringeren Permittivität führt. Bei nachfolgenden Untersuchungen ist dieser Effekt zu vernachlässigen. In Bildbereich (c) und (d) ist eine einzelne Flachsfaser ohne Epoxidharz dargestellt. Auch hier ist deutlich zu erkennen, dass die Faser aus einzelnen Sub-Fasern besteht. Mithilfe der Mikrostrukturanalyse kann außerdem gezeigt werden, dass keine Lufteinschlüsse im Gefüge vorhanden sind. Diese würden das Ergebnis erheblich verfälschen und die Messungen unbrauchbar machen.

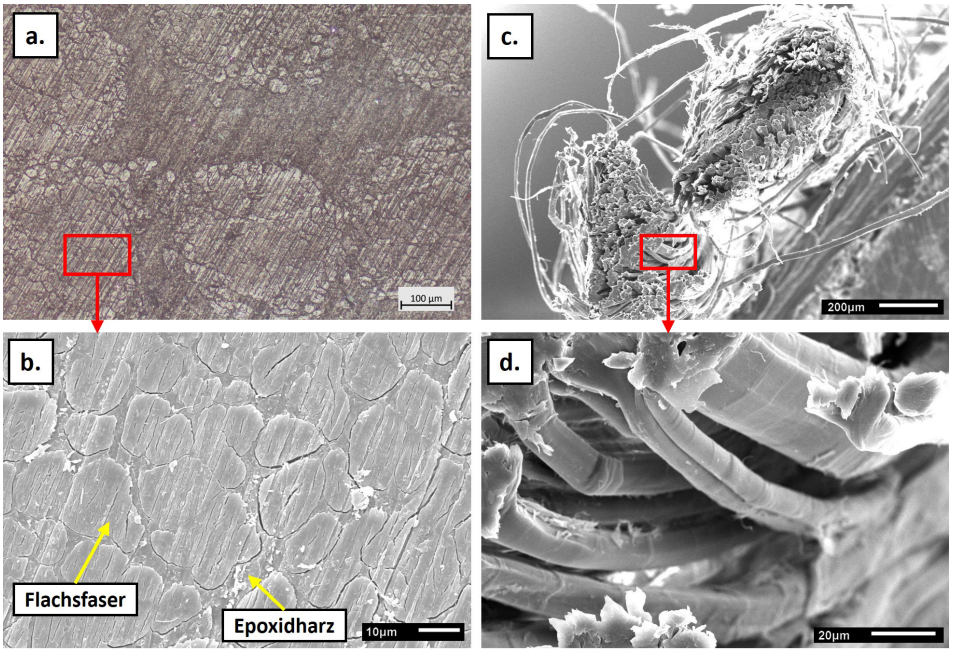

Abbildung 76: Einzelbetrachtung der Flachsfasern im Verbundwerkstoff und REM-Aufnahme des Flachs/Epoxid-Verbundwerkstoffs; entnommen aus [212].

6.4 Messergebnisse der relativen komplexen Permittivität

Die Messergebnisse der komplexwertigen relativen Permittivität von unidirektionalen und bidirektionalen Flachs/Epoxidharz-Verbundwerkstoffen werden nachfolgend vorgestellt. Die Messung erfolgte mit den in Abschnitt 6.2 vorgestellten Messaufbauten.

In Abbildung 77 ist der Real- und Imaginärteil der relativen Permittivität von Flachs/Epoxidharz-Verbundwerkstoffen unterschiedlicher Gelegeausrichtung im Frequenzbereich zwischen 1 kHz und 200 kHz und in Abhängigkeit der Temperatur zwischen -20 °C und 50 °C dargestellt. Zusätzlich wird in (e-f) die dielektrische Leitfähigkeit des reinen Epoxidharzes als Vergleichswert gezeigt. Jeder Messwert ist aus drei Einzelmessungen gemittelt und anhand der Streubalken lässt sich eine geringe Standardabweichung feststellen. Für diese Messung wurde der selbstentwickelte Plattenkondensator mit der LCR-Messbrücke verwendet.

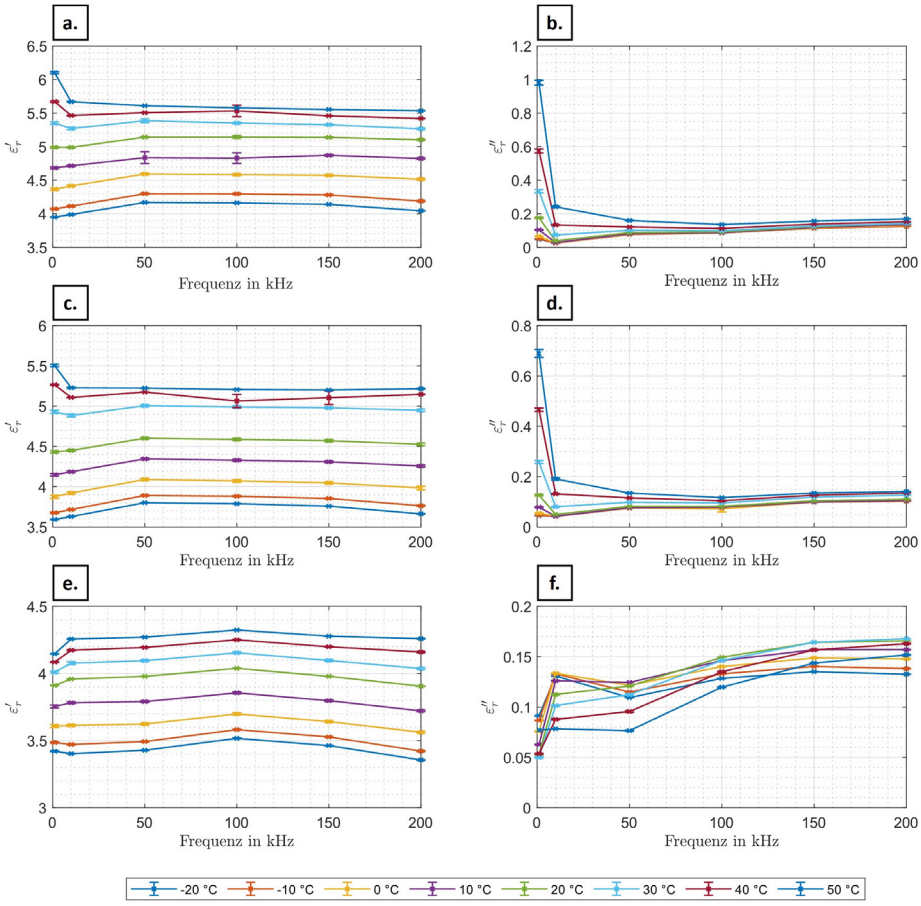

Abbildung 77: Komplexwertige relative Dielektrizitätskonstante im Frequenzbereich zwischen 1 kHz und 200 kHz in Abhängigkeit der Temperatur zwischen -20 °C und 50 °C für (a-b) unidirektionale Flachs/Epoxid-Verbundstoffe, (c-d) bidirektionale Flachs/Epoxid-Verbundstoffe, (c-d) bidirektionale Flachs/Epoxid-Verbundstoffe und (e-f) reines Epoxidharz; entnommen aus [212].

Im Bildbereich (a) ist der Realteil ε'_r der unidirektionalen Flachs/Epoxidharz-Probe gezeigt. Der Realteil der Dielektrizitätskonstante nimmt in Abhängigkeit der Temperatur zu. Bei Raumtemperatur (20 °C) beträgt die Dielektrizitätskonstante ε'_r = 5.1. Diese Zunahme lässt sich auf die gesteigerte Leitfähigkeit des Verbundwerkstoffs bei steigenden Temperaturen zurückführen [68, 79] und wurde bereits mehrfach nachgewiesen [68, 69, 78, 79, 219, 220]. Für die Frequenz von 1 kHz ist außerdem eine stärkere Temperaturabhängigkeit zu erkennen, die sich besonders im Imaginärteil ε''_r (b) zeigt. Zurückzuführen ist dieser Effekt auf die die Dispersion und die damit verbundenen Polarisationseffekte der Wassermoleküle in der

Pflanzenfaser. Mit steigender Frequenz und Temperatur sinkt die relative Permittivität aufgrund dieses Effekts. Auffällig ist, dass die Messwerte bei einer Frequenz von 1 kHz im Vergleich zu den übrigen Messwerten bei höheren Frequenzen streuen. Kleine Verlustwinkel bedeuten Widerstände im Megaohm-Bereich. Somit liegen die zu messenden Ströme bei der angelegten Spannung von 1 V im Bereich von wenigen Mikroampere, welche schwer aufzulösen sind. Die Interpretation des Imaginärteils ε''_r der relativen Dielektrizitätskonstante bei 1 kHz ist daher nur bedingt möglich. Eine Betrachtung der Messwerte unterhalb von 1 kHz ist ebenfalls nicht sinnvoll, da eine große Streuung zu erwarten ist.

Der Imaginärteil ε''_r der unidirektionalen Flachs/Epoxidharz-Probe ist in Abbildung 77 (b) dargestellt. Auch hier zeigt sich bei 1 kHz eine Streuung in Abhängigkeit der Temperatur, welche bereits bei 10 kHz deutlich abnimmt. Bei 50 °C nimmt der Imaginärteil von 1 auf 0,24 ab. Verantwortlich hierfür sind die bereits beschrieben Polarisationseffekte der Wassermoleküle

In Abbildung 77 (c-d) sind der Real- und Imaginärteil der bidirektionalen Flachs/Epoxidharz-Probe gezeigt. Es ist zu erkennen, dass die Charakteristik der gemessenen Daten, mit denen der unidirektionalen Probe übereinstimmt. Dies ist schlüssig, da beide Proben aus identischen Materialien gefertigt sind. Der einzige Unterschied besteht darin, dass die unidirektionale Probe über den gesamten Frequenzbereich eine höhere Permittivität aufweist. Bei der Temperatur von 20 °C und 200 kHz hat die unidirektionale Probe eine Dielektrizitätskonstante ε'_r von 5,1 und die bidirektionale Probe hat eine Dielektrizitätskonstante ε'_r von 4,52. Grund hierfür ist der höhere Faservolumenanteil der unidirektionalen Probe.

In Bildbereich (e-f) sind die dielektrischen Eigenschaften von reinem Epoxidharz gezeigt. Epoxidharz hat eine geringere Permittivität als Pflanzenfaserverbundwerkstoffe, was bereits in anderen Publikationen gezeigt wurde [73–75]. Bei einer Temperatur von 20 °C und der Frequenz von 200 kHz beträgt die Dielektrizitätskonstante ε'_r des Epoxidharzes 3,9 und die der unidirektionalen Flachs/Epoxidharz-Probe 5,1. Auch das Epoxidharz, das im Naturfaserverbund als Matrix verwendet wird, zeigt eine Temperaturabhängigkeit über den Frequenzbereich. Grund hierfür ist die Zunahme der Polymermolekülmobilität, welche für einen Anstieg des Realteils der Permittivität sorgt [71, 221]. Das gegenläufige Verhalten bei 1 kHz im Vergleich zur Flachs/Epoxidharz-Probe kann durch den fehlenden organischen Anteil im Epoxid erklärt werden. Für den Imaginärteil der Dielektrizitätskonstante des Epoxidharzes ist insbesondere im Bereich zwischen 1

kHz und 10 kHz ein Anstieg über die Temperatur zu beobachten, was bereits mehrfach gezeigt wurde [221–224].

Nachfolgend werden Messergebnisse der dielektrischen Eigenschaften im Frequenzbereich bis 1 GHz gezeigt. Dieser liegt näher am beabsichtigten Einsatzbereich des zu erforschenden Leitungssensors. In Abbildung 78 sind die Ergebnisse des zweiten Messaufbaus im Frequenzbereich zwischen 1 MHz und 1 GHz gezeigt. Insgesamt wurden 801 Messpunkte über den Frequenzbereich aufgezeichnet, wobei jeweils der Mittelwert aus zehn Einzelmessungen gebildet ist. Auch bei dieser Messmethode ist im unteren Frequenzbereich bei 1 MHz eine Streuung der Messwerte zu erkennen, was auf die Kombination aus kleinem Messwert und hoher Ungenauigkeit zurückzuführen ist. Der Übersichtlichkeit halber ist in Abbildung 78 nur bei jedem 20. Messpunkt ein Streubalken eingezeichnet.

In Bildbereich (a) ist der Realteil der unidirektionalen und bidirektionalen Flachs/Epoxidharz-Probe und der des reinen Epoxidharzes gezeigt. Es ist zu erkennen, dass die Permittivität mit der Frequenz abnimmt. Diese Frequenzabhängigkeit ist charakteristisch und kann durch die unterschiedlichen Polarisationseffekte erklärt werden [225]. Auch bei dieser Messung ist ein deutlicher Unterschied zwischen den unidirektionalen und bidirektionalen Flachs/Epoxidharz-Proben zu erkennen, welcher auf den Faservolumenanteil zurückzuführen ist. Ein Vergleich der Messwerte aus Abbildung 77 und Abbildung 78 zeigt, dass die Werte stringent sind. Bei einer Frequenz von 200 kHz wurde eine Permittivität ε'_r von 5,1 für die unidirektionale Flachs/Epoxidharz-Probe bei 20 °C gemessen. In Abbildung 78 ist gezeigt, dass bei 20 MHz eine Permittivität ε'_r von 4,8 gemessen werden konnte. Unter Berücksichtigung der steigenden Dispersion liegen diese Werte somit in einer Größenordnung.

Der Imaginärteil der Permittivität ε''_r ist in Abbildung 78 (b) dargestellt. Auch hier ist die Frequenzabhängigkeit und der Unterschied zwischen uni- und bidirektionaler Flachs/Epoxidharz-Probe zu erkennen. Lediglich die steigende Tendenz des Imaginärteils des Epoxidharzes aus Abbildung 77 ist im Frequenzbereich zwischen 1 MHz und 1 GHz ist nicht mehr zu erkennen. Dieser Effekt wurde in anderen Arbeiten bereits gezeigt [221, 226]. Grund ist der β-Relaxationsprozess, welcher bei hohen Frequenzen und niedrigen Temperaturen an Relevanz gewinnt [226]. Auch beim Imaginärteil sind die Ergebnisse aus beiden Messaufbauten stringent.

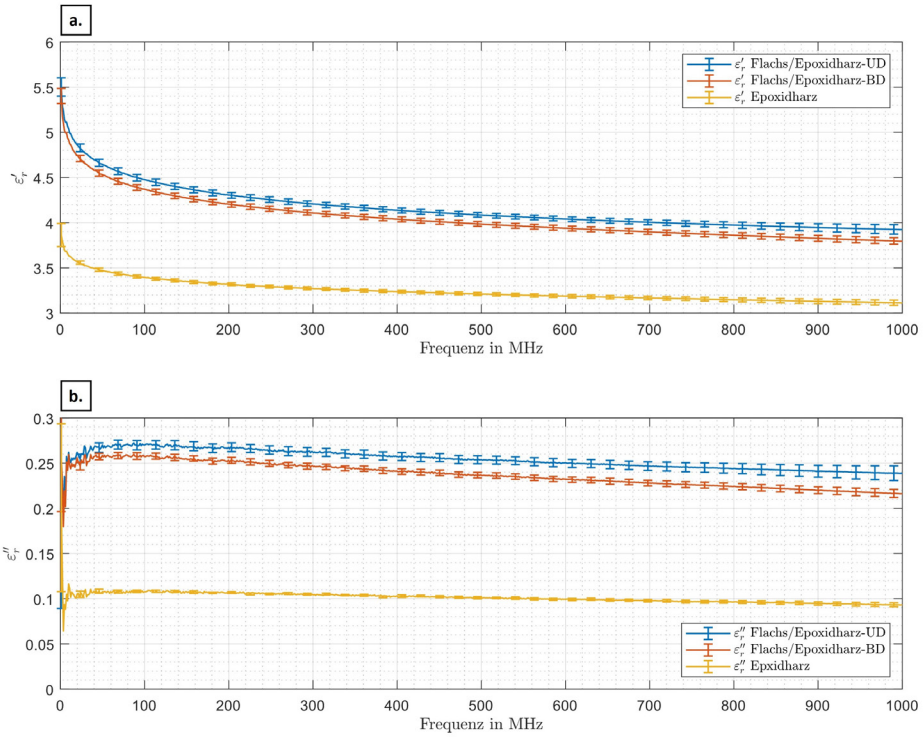

Abbildung 78: Realteil (a) und Imaginärteil (b) der Dielektrizitätskonstante von unidirektionalen und biaxialen Flachs/Epoxid-Verbundstoffen und Epoxid im Frequenzbereich zwischen 1 MHz und 1 GHz; entnommen aus [212].

6.5 Diskussion der Ergebnisse

Es wurde gezeigt, dass die Gelegeausrichtung einer mittels Vakuuminfusionsverfahren hergestellten Flachs/Epoxidharz-Probe aufgrund des Faservolumenanteils einen Einfluss auf die komplexwertige relative Permittivität hat. Je höher der Faservolumenanteil, desto größer ist die komplexe Dielektrizitätskonstante aufgrund der zunehmenden Gewichtung der Flachsfaser im Vergleich zur Matrix. Diese Abhängigkeit der Permittivität von der Gelegeausrichtung konnte bereits bei Flachs/Epoxidharz-Verbundwerkstoffen [72] festgestellt werden und unterstützt somit die in dieser Arbeit gezeigten Ergebnisse.

Die Frequenzabhängigkeit der gemessenen Naturfaserverbundwerkstoffe folgt dem charakteristischen Verlauf der Dielektrizitätskonstante bzw. Suszeptibilität, welche sich aus der frequenzabhängigen elektrischen Polarisation (Verschiebungspolarisation, Orientierungspolarisation, Ionenpolarisation usw.) besteht. Daher nehmen stringenter weise alle Werte $\underline{\varepsilon_r}$ mit

zunehmender Frequenz kontinuierlich ab. Lokale Maxima im Imaginärteil sind nicht zu erkennen.

Ein Vergleich mit Messwerten aus der Literatur ist in diesem Frequenzbereich nur bedingt möglich, da entsprechende Werte nur bis 1 MHz verfügbar sind. In Tabelle 4 aus Abschnitt 3.2 sind die quantitativen Ergebnisse der komplexen relativen Dielektrizitätskonstante von unidirektionalen Flachs/Epoxidharz-Verbundwerkstoffen bei einer Frequenz von 200 kHz aus der Literatur gezeigt. Ein direkter Vergleich mit den Ergebnissen im Frequenzbereich zwischen 1 MHz und 1 GHz ist nicht möglich, da die Messwerte aus der Literatur auf 1 MHz beschränkt sind.

Die Werte des Real- und Imaginärteils der relativen Permittivität aus der Literatur haben eine hohe Streuung. Die Ergebnisse des Realteils aus [69] sind besonders auffällig, da ein ε'_r von 10 erreicht wird. Abbildung 77 zeigt eine reelle Dielektrizitätskonstante ε'_r von 5,1 und eine komplexe Dielektrizitätskonstante ε''_r von 0,18 für die unidirektionale Flachs/Epoxidharz-Probe bei einer Temperatur von 20 °C und einer Frequenz von 200 kHz. Da der Faservolumenanteil 45 % beträgt, können die hier vorgestellten Ergebnisse mit denen aus [72] verglichen werden. Es wird deutlich, dass die Werte ($\varepsilon'_r = 4, \varepsilon''_r = 0{,}08$ [72]) in gleicher Größenordnung liegen und sich nur geringfügig unterscheiden. Daraus lässt sich schließen, dass das Herstellungsverfahren einen geringen Einfluss auf die dielektrischen Eigenschaften hat. Wenn bei einem Herstellungsverfahren aufgrund des Herstellungsprozesses vermehrt Lufteinschlüsse im Laminat vorhanden sind, wird die Dielektrizitätskonstante im Vergleich zu den hier gezeigten Ergebnissen sinken. Basierend auf den Ergebnissen aus [72] ist zu erkennen, dass die komplexe Dielektrizitätskonstante mit zunehmendem Faservolumenanteil (60 %, $\varepsilon'_r = 4{,}4, \varepsilon''_r = 0{,}176$ [72]) steigt. Dies bestätigt die gemessenen Unterschiede zwischen den unidirektionalen und bidirektionalen Proben aufgrund ihres abweichenden Faservolumenanteils. Lediglich die bereits erwähnten Ergebnisse aus [69] liegen nicht in einer vergleichbaren Größenordnung zu den in dieser Arbeit vorgestellten Ergebnissen. Ein Vergleich mit Messwerten im Temperaturbereich unter 20 °C ist nicht möglich, da hierfür keine Werte in der Literatur existieren.

6.6 Zwischenfazit in Bezug auf die Sensorentwicklung

In diesem Kapitel wurde die komplexwertige relative Permittivität von unidirektionalen und bidirektionalen Naturfaserwerkstoffen aus Flachs und Epoxidharz vorgestellt. Mithilfe dieser materialabhängigen Kennzahl ist eine impedanzkontrollierte Auslegung des Sensors zur Verringerung von

Reflexionen möglich. Es konnte gezeigt werden, dass die relative Permittivität des Pflanzenfaserverbundwerkstoffes von Temperatur, Gelegeausrichtung (Faservolumenanteil) und Frequenz abhängig ist.

Temperaturschwankungen haben einen Einfluss auf die relative Permittivität des Flachs/Epoxidharz-Verbundwerkstoffs und führen somit zur Änderung der Transmissionseigenschaften des Sensorelementes. Diese Eigenschaft muss zwingend bei der Überwachung von Fahrzeugkomponenten aus Naturfaserwerkstoffen durch den Leitungssensor berücksichtigt werden. Da der Leitungssensor relative Änderungen detektiert, könnte eine plötzliche Temperaturänderung als Schädigung fehlinterpretiert werden. Dies betrifft beispielsweise Fahrzeuge, die im Winter in einer beheizten Garage parken und diese bei Fahrtantritt verlassen. Besonders für jene Situationen sollte die Zuverlässigkeit des Sensors mit entsprechender Temperaturkompensation verbessert werden, sodass bereits auf den ersten Kilometern eine probate Überwachung gewährleistet wird.

Hinsichtlich des Epoxidharzes, welches für die Herstellung des Faserverbundwerkstoffs verwendet wird, zeigte sich, dass dieses eine geringere Permittivität aufweist als die Flachsfaser, wodurch ein signifikanter Einfluss des Faservolumens auf die Dielektrizität nachgewiesen werden konnte. Bei der impedanzkontrollierten Sensorintegration ist nicht nur der Faservolumenanteil, sondern auch die Ausrichtung des Geleges von Bedeutung.

Die Frequenzabhängigkeit des Naturfaserwerkstoffs kann für die Anwendung des Leitungssensors im Bereich der hochfrequenten Wechselströme nahezu vernachlässigt werden, da Dispersionseffekte mit steigender Frequenz abnehmen. Für die Auswertung der Transmissionseigenschaften des Sensorelements bei mehreren Gigahertz spielen Dispersionseffekte aufgrund der Polarisationseffekte von Wassermolekülen eine untergeordnete Rolle. Die impedanzkontrollierte Sensorauslegung anhand der in diesem Kapitel vorgestellten Ergebnisse erfolgt in Unterabschnitt 7.4.1.

7 Lebensdauervorhersage von Naturfaserverbundwerkstoffen mittels hochfrequenter Wechselströme

Ziel dieser Arbeit ist die Erforschung der Machbarkeit eines neuartigen Sensorelements, welches mithilfe von hochfrequenten Wechselströmen die mechanische Alterung von Naturfaserverbundwerkstoffen detektieren kann. In der Erforschung des Leitungssensors ergeben sich diverse Herausforderungen. Eine entscheidende Rolle spielen Architektur und Werkstoff des Sensorelements. In Kapitel 4 und 5 wurde gezeigt, dass starre Kupferleiter (Cu-ETP) mit einem Querschnitt von 1,5 mm² aufgrund ihrer signifikanten Rauheitsausbildung bei mechanischer Belastung als Sensorelement geeignet sind. Eine weitere Herausforderung ist die Integration und Kontaktierung des Sensorelements im Naturfaserwerkstoff. Durch die Einbringung des Leiterwerkstoffs werden die Faserstruktur und damit die mechanischen Eigenschaften negativ beeinflusst. Bei der Integration ist darauf zu achten, dass die Kontaktierung des Leitungssensors während der mechanischen Belastung des Naturfaserwerkstoffs möglich ist, damit der Verschleißzustand in-situ detektiert werden kann. Der Wellenwiderstand des Sensorelements soll außerdem entsprechend der HF-Messtechnik angepasst werden, um eine zusätzliche Impedanzanpassung zu vermeiden. Zur impedanzkontrollierten Sensorintegration wurde in Kapitel 6 die komplexwertige relative Permittivität des verwendeten Naturfaserwerkstoffs erforscht. Das Sensorelement soll anhand der Änderung des HF-Signals homogene und inhomogene Schädigungen detektieren. Außerdem sind Wechselwirkungen zwischen Naturfaserwerkstoff und dem integrierten Sensorelements sowie Umwelteinflüsse zu berücksichtigen. Im nachfolgenden Kapitel werden die genannten Herausforderungen adressiert und es wird erstmalig das Potential des Leiterwerkstoffs Kupfer als elektromechanisches Sensorelement für Naturfaserwerkstoffe erforscht.

7.1 Anforderungen an Sensorintegration und Probengeometrie

Nachfolgend werden Anforderungen an die Integration des Sensorelements und den Prüfkörper aus Naturfaserwerkstoff aufgeführt, um möglichst geringe Ausbreitungsverluste der Transversalelektromagnetischen (TEM) Welle zu ermöglichen.

7.1.1 Sensorkonfiguration zur Führung der TEM-Welle

Die reflexionsarme Führung der TEM-Welle im Naturfaserwerkstoff durch die Leiterkonfiguration des Sensorelements ist ein entscheidendes Kriterium. Hierzu ist eine impedanzkontrollierte Anordnung der Leiter notwendig. Klassische Konfigurationen der HF-Verbindungstechnik sind Koaxial-, Parallel- und Streifenleitungen. Die Koaxialleitung ist bauartbedingt aufgrund ihres großen Querschnitts für die Verwendung als Sensorelement ungeeignet, da sie die Struktureigenschaften von Faserverbundwerkstoffen erheblich beeinflussen bzw. schwächen würde. Ebenso die Streifenleitung, welche aufgrund ihrer großen flächigen Anordnung einen signifikanten Teil der Pflanzenfasern gegeneinander isoliert. Delaminationen werden begünstigt, da eine Unterbrechung der Matrix durch den Leiterwerkstoff stattfindet. Die Paralleldrahtleitung (Steg-Leitung) bietet einen geringen Flächenbedarf aufgrund des Querschnitts und hat daher den kleinstmöglichen Einfluss auf die Faserstruktur des Verbundwerkstoffs.

7.1.2 Parallelität der Sensorelemente

Eine parallele Anordnung der Leiter ist notwendig, damit Reflexionsstellen aufgrund von Geometrieänderungen verhindert werden. Damit die Sensorelemente in gleichem Abstand zueinander in den Verbund integriert werden können, sind zusätzliche Elemente notwendig, die die Position der Leiter beim Herstellungsverfahren fixieren. Beim Vakuuminfusionsverfahren wird Epoxidharz mit Unterdruck durch das Gelege aus Pflanzenfasern gezogen. Bei diesem Prozess ist ein Verrutschen der Leiter nicht auszuschließen, was zu einer ungewollten Geometrieänderung führt. Die Fixierung der Leiteranordnung erfolgt durch Abstandshalter, welche in Abschnitt 7.2 beschrieben sind.

7.1.3 Linearität der Sensorelemente

Ein weiterer Aspekt ist die Geradlinigkeit der Sensorelemente. Kurven, Ecken oder Kanten sind zu vermeiden, da es zu Reflexionen und einer Abnahme der Signalqualität kommt [37]. Durch diese wird die Empfindlichkeit des Sensorelements negativ beeinflusst, da mögliche Änderungen der Transmissionseigenschaften durch die mechanische Schädigung des Leiters oder Verbundwerkstoffs durch Reflexionen überlagert werden.

7.1.4 Impedanzanpassung an Messtechnik

Die Impedanz des Sensorelements wird durch den Leiterabstand sowie die relative Permittivität des Naturfaserwerkstoffs definiert. Um Reflexionen am Übergang zwischen VNA und dessen Zuleitungen zur NFK-Probe zu vermeiden, muss die Impedanz für beide Systeme näherungsweise identisch sein. Falls dies nicht möglich ist, wird eine Impedanzanpassung benötigt. Die Bestimmung der Impedanz erfolgt in Unterabschnitt 7.4.1.

7.1.5 Kontaktierung des Sensorelements

Eine weitere Anforderung ist eine verlustarme Einkopplung der TEM-Welle von der HF-Messtechnik in das Sensorelement. Es ist notwendig, einen Übergang zwischen dem Steckverbinder der Zuleitung des VNA und dem Sensorelement im Naturfaserverbund herzustellen, welcher möglichst geringe Reflexionen erzeugt. Als Steckverbinder werden SMA-Stecker verwendet, die mit den Kupferleitern im Naturfaserwerkstoff verlötet werden. Diese sind für HF-Anwendungen vorgesehen und verfügen über eine Impedanz von 50 Ω.

7.1.6 Geometrie des Naturfaserwerkstoff-Prüfkörpers

Die Geometrie der NFK-Probe mit integriertem Sensorelement unterliegt weiteren Anforderungen, die sich aus der mechanisch-dynamischen Belastungsprüfung sowie den Anforderungen an die Sensorintegration ergeben. Die zyklische Bauteilermüdung der NFK-Proben soll mithilfe der in Unterabschnitt 4.1.2 vorgestellten dynamischen Prüfmaschine erfolgen. Eine klassische Zugprobenform ist nicht zu realisieren, da die Kontaktierung des Sensorelements in den Spannbacken der Prüfmaschine liegen würde. Aufgrund der für die Prüfung notwendigen Klemmkraft an den Proben ist eine Beschädigung der Steckverbindung möglich. Aus diesem Grund wird die dynamische Bauteilermüdung der NFK-Probe mittels 3-Punkt Biegeversuch durchgeführt. Diese ermöglicht eine gute Zugänglichkeit der Probe im Prüfraum der dynamischen Ermüdungsprüfmaschine. Durch Fixierung der Auflager ist eine beidseitige Kontaktierung der Probe möglich. Außerdem kann das Sensorelement längs durch die NFK-Probe geführt werden, was Reflexionen aufgrund von Unstetigkeiten minimiert. Eine ausführliche Beschreibung des 3-Punkt Biegeversuchs erfolgt in Unterabschnitt 7.3.1.

7.2 NFK-Probe mit integriertem Leitungssensor

Anhand der vorgestellten Anforderungen erfolgt die Fertigung der NFK-Proben mit integrierten Sensorelementen. Als Sensorelement werden

Kupferleiter des Typs H07V-U mit dem Querschnitt von 1,5 mm² aus dem Werkstoff Cu-ETP (Werkstoff-Nr.: CW004A) verwendet. Die Auswahl dieses Leitertyps begründet sich durch die monotone Rauheitsausbildung in Größenordnung der Eindringtiefe des Skin-Effekts bei relevanten Frequenzen. In den Abschnitten 4.10 und 5.11. ist eine ausführliche Diskussion der Eignung von Kupferleitern des Typs H07V-U als Sensorelement beschrieben. Der Naturfaserwerkstoff wird aus Flachsfasern des Typs ampliTex Art. Nr. 5025 [213] des Herstellers bcomp und Epoxidharz L sowie Härter GL1 mittels Vakuuminfusionsverfahren, welches in Unterabschnitt 2.2.3.3 beschrieben ist, hergestellt. Diese Faser- und Matrixmaterialien wurden auch für die Proben zur Bestimmung der komplexwertigen relativen Permittivität in Kapitel 6 verwendet. Die NFK-Probe besteht aus zwölf Lagen Flachsfaser in unidirektionaler Ausrichtung. Nach dem Aushärten werden die Proben mittels Wasserstrahlschneidemaschine auf eine Länge von 400 mm und eine Breite von 30 mm zugeschnitten. Trotz der hygroskopischen Pflanzenfaser ist der Zuschnitt unkritisch, da die Fasern bereits mit Epoxidharz umschlossen und durchdrungen sind. Ein Aufquellen des Verbundwerkstoffs kann somit ausgeschlossen werden.

In Abbildung 79 ist die NFK-Probe mit integriertem Sensorelement für den 3-Punkt Biegeversuch dargestellt. Bildbereich (a) zeigt die Lötverbindung zwischen SMA-Stecker und den integrierten Kupferleitern. An den kurzen Enden der NFK-Probe wird die Oberfläche zur Freilegung der Kupferleiter abgeschliffen. Außerdem können die SMA-Stecker kraftschlüssig an der NFK-Probe angebracht werden. Anschließend können die Sensorelemente mit SMA-Steckern verlötet werden.

Zur besseren Betrachtung der Kupferleiter und Abstandshalter wurde außerdem eine Probe aus reinem Epoxidharz gegossen, welche in Bildbereich (b) und (d) gezeigt ist. Die mittels additiver Fertigung hergestellten Abstandshalter aus Kunstharz (Grey Resin V4) mit einer Dicke von 2 mm halten die Kupferleiter in einem Abstand von 2,67 mm zueinander. Dieser Abstand begründet sich durch die Geometrie des SMA-Steckers. Damit es an der Verbindungsstelle zwischen Kupferleiter und den Pins des Steckers nicht zu Unstetigkeiten kommt, haben diese einen identischen Abstand. Da die Abstandshalter im Vergleich zur Wellenlänge des HF-Signals eine zu vernachlässigende Länge haben, kann eine negative Beeinflussung der Transmissionseigenschaften ausgeschlossen werden. In Bildbereich (c) und (d) ist gezeigt, dass die Lötverbindung mit Epoxidharz verstärkt ist. Dies ist notwendig, da während der Prüfung die Messleitungen des VNA dauerhaft kontaktiert sind und durch ihr Gewicht die Lötverbindung belasten. An

den Kanten der NFK-Probe ist zu erkennen, dass der Ausschnitt mittels Wasserstrahlschneidemaschine, wie im vorherigen Kapitel beschrieben, kein Aufquellen der Faser verursacht.

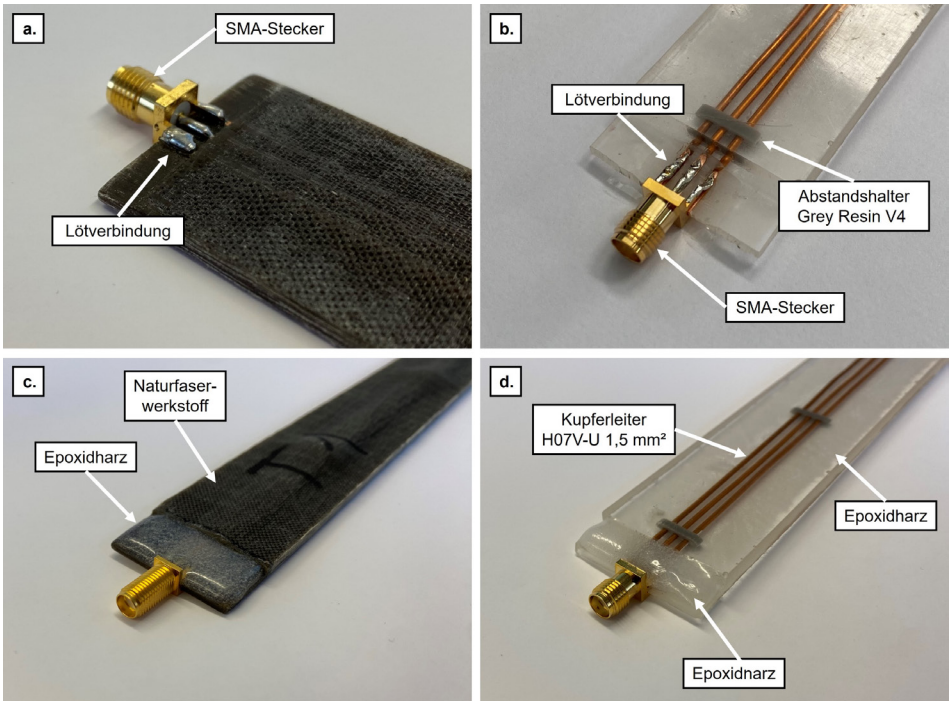

Abbildung 79: NFK-Probe und Epoxidharz-Probe mit integriertem Sensorelement.

7.3 Mechanische und elektrische Prüftechnik

Im nachfolgenden Kapitel wird die mechanische und elektrische Prüftechnik zur Alterung und in-situ Lebensdauerdetektion der NFK-Proben vorgestellt.

7.3.1 3-Punkt-Biegeversuch

Die mechanisch-dynamische Belastung der Naturfaserwerkstoffe mit integrierten Sensorelementen erfolgt auf der dynamischen Prüfmaschine und einem 3-Punkt Biegeversuch nach DIN EN ISO 14125 [227]. In Abbildung 80 ist der 3-Punkt-Biegeversuch inklusive NFK-Probe und Messleitungen gezeigt. Die Komponenten der Biegeprüfung sind aus Aluminium gefertigt und werden in den Klemmbacken der Prüfmaschine eingespannt.

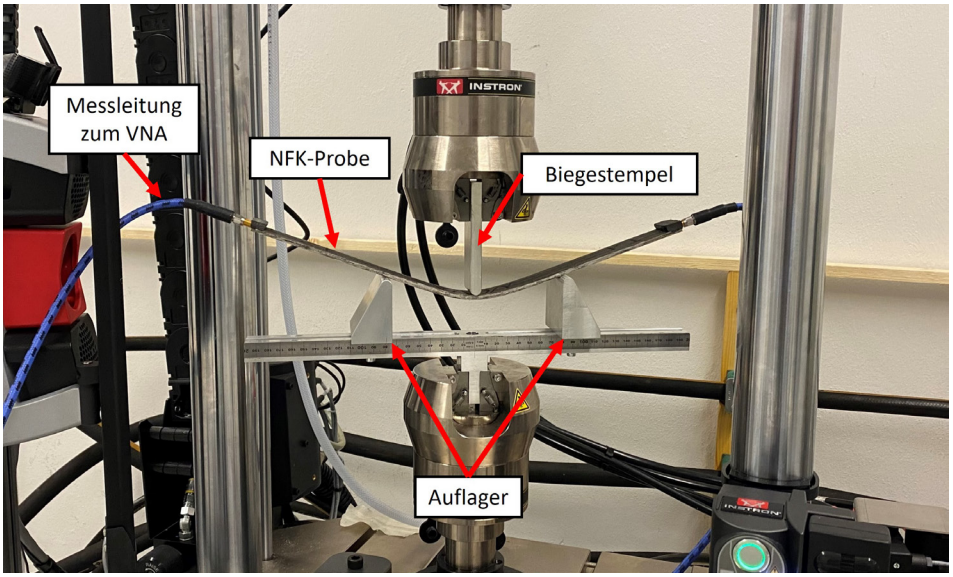

Abbildung 80: Aufbau zur dynamischen Belastung von NFK-Proben mittels 3-Punkt-Biegeversuch.

Der Biegestempel verfährt kraftgeregelt vertikal und verformt die NFK-Probe, welche durch die beiden Auflagen gestützt wird, in der Mitte. Bei einer Probenlänge von 400 mm beträgt der Abstand der Auflager 160 mm. Die in Abbildung 80 gezeigte NFK-Probe wurde bis Bruch belastet. Der 3-Punkt-Biegeversuch ermöglicht es, die NFK-Proben statisch inhomogen und dynamisch homogen zu schädigen und stellt somit eine geeignete mechanische Belastungsprüfung für die nachfolgende Untersuchungen dar.

7.3.2 Netzwerkanalysator

Für die Aufzeichnung der Transmissionseigenschaften über die mechanische Lebensdauer der NFK-Probe wird der bereits in Kapitel 5 vorgestellte PicoVNA 106 [199] verwendet. Dieser zeichnet die S-Parameter im Frequenzbereich zwischen 10 MHz und 6 GHz mit 5001 Messpunkten auf. In Abbildung 81 ist eine schematische Darstellung des elektrischen Messaufbaus gezeigt. Der VNA hat einen Wellenwiderstand von 50 Ω. Auch bei dieser Messung findet die Kalibrierung für open und short mit dem Rhode & Schwarz FSH-Z28 Kalibrierstandard auf der Ebene des N-Steckers statt. Die Beeinflussung der Messleitungen kann vernachlässigt werden, da die Auswertung relativ stattfindet. Alle Messungen finden im Stillstand der Maschine statt, da eine Bewegung das Messergebnis negativ beeinflussen kann. Als Verbindung zwischen NFK-Probe und VNA werden flexible

Leitungen des Typs CCSMA18 [228] mit einer Freigabe bis 18 GHz verwendet, welche für bewegte Anwendungen vorgesehen sind.

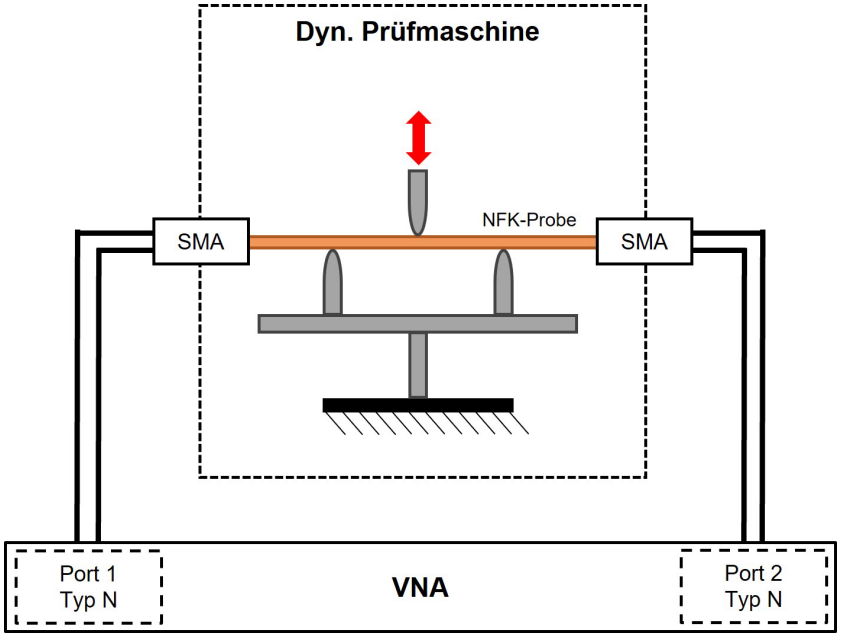

Abbildung 81: Schematische Darstellung des elektrischen Messaufbaus zur Messung der Transmissionseigenschaften.

7.4 Elektrische Charakterisierung der Proben

Zunächst soll die Impedanz der Dreileiteranordnung und die Temperaturempfindlichkeit erforscht werden.

7.4.1 Bestimmung der Impedanz

Die Bestimmung der Impedanz ist notwendig, da bei Unterschieden zwischen dem Wellenwiderstand der NFK-Probe und dem VNA eine Anpassung stattfinden muss. Diese Impedanzanpassung erfolgt z.B. bei nicht-impedanzkontrollierten Leitungen in Kapitel 5. In Abbildung 82 ist die Geometrie der Dreileiteranordnung mit entsprechender Bemaßung gezeigt.

Zur Berechnung der Impedanz einer Dreidrahtleitung wird nachfolgende Gleichung verwendet [203]:

$$Z_L = \frac{30\Omega}{\sqrt{\varepsilon_r}} \ln \frac{(D-1)^3(D+1)}{2D-1} \qquad mit\ D = \frac{s}{d} \tag{7.1}$$

Das Verhältnis D berechnet sich aus dem Quotient des Abstands der beiden äußeren Leiter s und dem Leiterdurchmesser d. Die Formel ist gültig ab einem Verhältnis $D \geq 4$ [203].

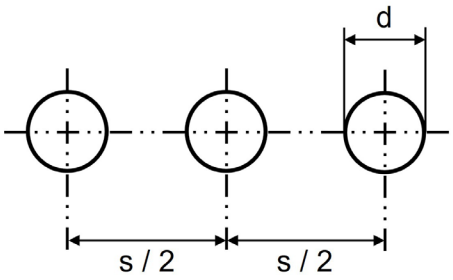

Abbildung 82: Geometrie zur Bestimmung der Impedanz einer Dreidrahtleitung; in Anlehnung an [203].

Die Kupferleiter haben einen Durchmesser von 1,38 mm und aufgrund der Geometrie des SMA-Steckers und der damit zusammenhängenden Abstandshalter einen Abstand s/2 von 2,665 mm. Der Leiterabstand schwankt jedoch aufgrund der Fertigungsungenauigkeit in der Probenherstellung. Die relative Permittivität wird aufgrund der Ergebnisse aus Abschnitt 6.4 mit $\varepsilon_r = 3{,}6$ angenommen. Hieraus ergibt sich eingesetzt in Gleichung 7.1 eine Impedanz Z_L von ca. 45 Ω, wobei es sich aufgrund der schwankenden Leiterabstände um einen Schätzwert handelt. Da der Wellenwiderstand der NFK-Probe in der Größenordnung der Impedanz des VNA (50 Ω) liegt, wird in diesem Fall keine Impedanzanpassung benötigt.

7.4.2 Temperatureinfluss

Das in dieser Arbeit vorgestellte Sensorelement soll zur strukturellen Bauteilüberwachung von Naturfaserwerkstoffen verwendet werden. Die Verbundwerkstoffe sind bei der Anwendung im Automobilbereich schwankenden Temperaturen ausgesetzt. Aufgrund dessen soll nachfolgend der Einfluss der Temperatur auf die Transmissionseigenschaften untersucht werden. Hierzu wurden Dämpfung und Phase einer NFK-Probe im Temperaturbereich zwischen -20 °C und 60 °C gemessen. Dieser Bereich entspricht in etwa dem späteren Anwendungsbereich des Leitungssensors bei der Verwendung in Automobilbauteilen. Die Temperaturänderung wird mithilfe des Klimaschranks [216], welcher auch für die Untersuchung der Permittivität in Abschnitt 6.4 verwendet wurde, erzeugt.

In Abbildung 83 ist der Betrag (a) und die Phase (b) der NFK-Probe über dem Temperaturbereich von -20 °C bis 60 °C gezeigt. Die Messungen erfolgten im Abstand von 2 °C und sind relativ zum Messwert von -20 °C

aufgetragen. Außerdem ist die Änderung der Transmission für ausgewählte Frequenzen gezeigt.

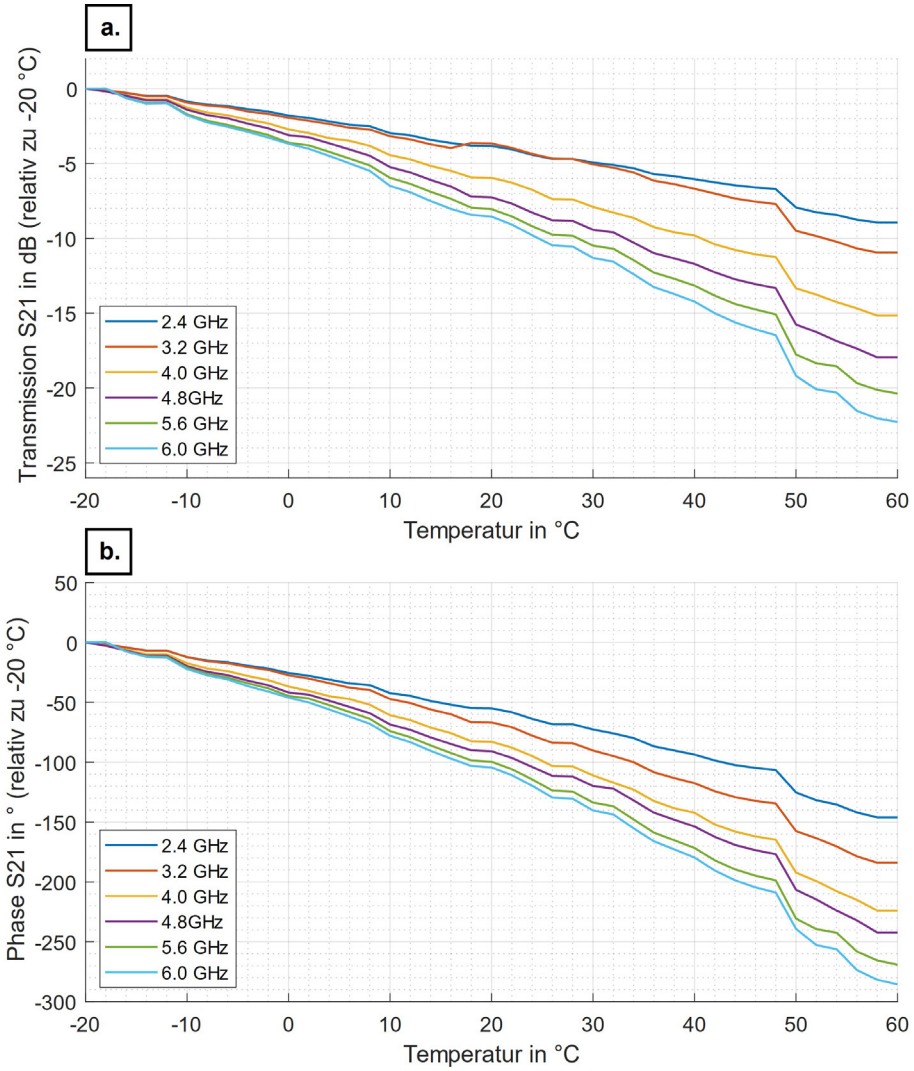

Abbildung 83: Einfluss der Temperatur auf die Transmissionseigenschaften der NFK-Probe.

Es ist zu erkennen, dass sowohl die Dämpfung als auch die Phase mit steigender Temperatur monoton zunehmen. Außerdem steigt der Effekt in Abhängigkeit der Frequenz. Zwischen 48 °C und 50 °C ist eine Unstetigkeit zu erkennen, was auf einen Messfehler zurückzuführen ist. Dieser ist zu ignorieren, da er die Charakteristik der Messkurven nicht beeinflusst. In Abschnitt 6.4 wurde gezeigt, dass die komplexwertige relative Permittivität

des Naturfaserwerkstoffs eine Temperaturabhängigkeit besitzt. Mit steigender Temperatur steigt die relative Permittivität. Da diese materialabhängige Größe einen Einfluss auf die Transmissionseigenschaften bei hochfrequenten Wechselströmen hat [40], ändern sich Betrag und Phase. Eine Steigerung der Permittivität führt laut Formel 2.19 zu einer Reduktion der Ausbreitungsgeschwindigkeit, was wiederum zu einer Verlangsamung der Phasengeschwindigkeit führt.

Die gezeigten Ergebnisse sind schlüssig mit den Messwerten der temperaturabhängigen relativen Permittivität. Die Temperaturabhängigkeit des Leitungssensors in Naturfaserwerkstoffen muss im späteren Anwendungsgebrauch berücksichtigt werden.

7.5 Änderung der HF-Charakteristik über die mechanische Lebensdauer

Die in Abschnitt 7.2 vorgestellten NFK-Proben mit integrierten Sensorelementen werden nachfolgend mithilfe des 3-Punkt Biegeversuchs statisch und dynamisch bis zum Bruch belastet. Ziel ist es eine Änderung der HF-Eigenschaften über die Lebensdauer festzustellen, um eine Korrelation mit dem Verschleißzustand nachzuweisen.

7.5.1 Statischer 3-Punkt Biegeversuch zur inhomogenen Schädigung

Zunächst wird die Änderung der HF-Charakteristik für inhomogen geschädigte NFK-Proben vorgestellt, da auch statische Belastungen zu Materialversagen führen können. Beispiele im Automobilbereich sind Park- oder Auffahrunfälle. Für die statische Belastung werden die NFK-Proben mithilfe des in Unterabschnitt 7.3.1 vorgestellten 3-Punkt Biegeversuchs bis zum Bruch belastet. Hierfür wird der Biegestempel in Schritten von 2 mm vertikal nach unten verfahren, was nachfolgend als Durchbiegung beschrieben ist. Die Auswertung der HF-Charakteristik erfolgt sowohl über die Änderung der Transmissionseigenschaften als auch mithilfe der Zeitbereichsreflektometrie.

7.5.1.1 Änderung der Transmission S21

In Abbildung 84 ist die Änderung des Betrags (a) und der Phase (b) der Transmission S21 relativ zum neuwertigen Zustand über die statische Durchbiegung der NFK-Probe für ausgewählte Frequenzen gezeigt. Es ist zu erkennen, dass eine Frequenzabhängigkeit der Effektgröße besteht, da für die höchste Frequenz immer die größte Änderung entsteht.

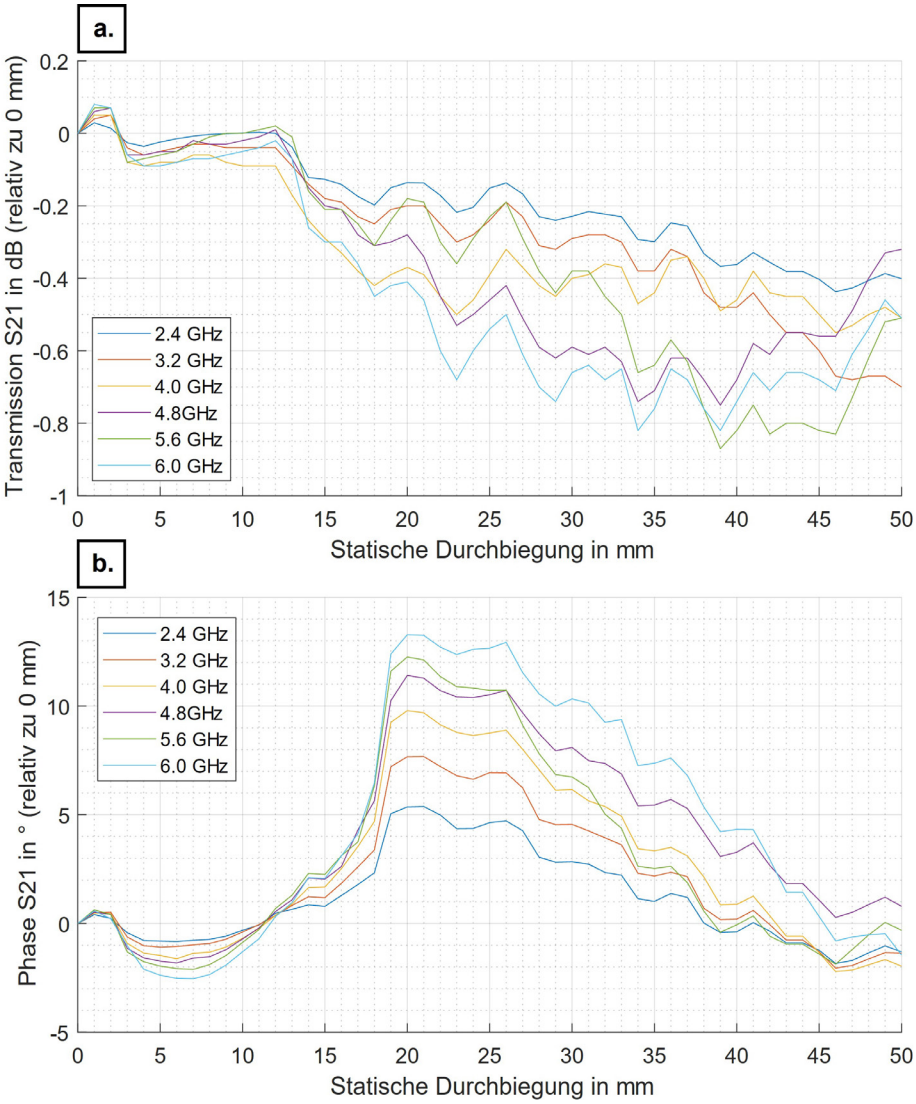

Abbildung 84: Einfluss statische Durchbiegung durch 3-Punkt-Biegeversuch auf die Transmissionseigenschaften der NFK-Probe, a) absolute Darstellung und b) relative Darstellung bezogen auf 0 mm.

Bis zur Durchbiegung von 12 mm ist zu erkennen, dass eine nur geringe Änderung der Dämpfung stattfindet, was in ähnlicher Form auch für die Phase gilt. Ab einer Durchbiegung von 12 mm ist für Betrag und Phase eine Änderung der Transmissionseigenschaften zu erkennen. Die Dämpfung zeigt eine kontinuierliche Zunahme über die gesamte Durchbiegung. Der Phasengang zeigt abweichendes Verhalten im Vergleich zu Dämpfung. Zwischen 12 und 20 mm Durchbiegung ist eine Abnahme des Phasengangs

zu erkennen. Ab 20 mm Durchbiegung ist anschließend eine Zunahme des Phasengangs bis zum Bruch zu erkennen. Die globale Änderung der Transmissionseigenschaften kann durch ein weiteres Messergebnis in Anhang D1 bestätigt werden. Die geringe Änderung der Transmissionseigenschaften zu Beginn der statischen Durchbiegung ist darauf zurückzuführen, dass bei dieser Durchbiegung keine relevante Schädigung der NFK-Probe stattfindet. Erst ab einer Durchbiegung von 12 mm entstehen relevante Veränderungen an Sensor und Verbundwerkstoff, welche einen Einfluss auf die HF-Charakteristik haben. Die Zunahme der Dämpfung (a) ab einer Durchbiegung von 12 mm ist auf die Knickung und die damit verbundene Schädigung der NFK-Probe durch den Biegestempel zurückzuführen. Die Durchbiegung sorgt für eine fortschreitende Unstetigkeit, was zu einer Dämpfung der Wellenausbreitung führt. Der Sensor ist somit in der Lage größere inhomogene Schädigungen zu detektieren.

Einen Einfluss der Oberflächenrauheit der Kupferleiter kann bei der statischen Belastung ausgeschlossen werden. Grund hierfür ist, dass die Rauheit auf Leiterwerkstoffen durch Materialextrusion aufgrund dynamischer Belastungen entsteht.

7.5.1.2 Zeitbereichsreflektometrie

Die Messung des Schädigungszustands der Probe erfolgt mithilfe der Zeitbereichsreflektometrie. Daher kann die Position der größten mechanischen Schädigung an der NFK-Probe gezeigt werden.

Die Zeitbereichsreflektometrie wird verwendet, um Fehlstellen in einer Leitung zu lokalisieren. Im englischen wird sie häufig als Time Domain Reflectometry (TDR) bezeichnet. Hierzu wird eine TEM-Welle mithilfe eines Impulsgenerators in die zu untersuchende Probe eingespeist. Anhand der Reflexion im Zeitbereich aufgrund von Impedanzänderungen wird mithilfe der Signallaufzeit die Position bestimmt. [229, 230] Die Anregung erfolgt durch einen Rechteckimpuls. Wie bereits beschrieben, wird mittels inverser Fourier-Transformation die Distanz der Reflexionsstelle bestimmt.

In Abbildung 85 ist die absolute (a) und relative Reflektion (b) von S11 über die Länge der NFK-Probe in Abhängigkeit der Durchbiegung durch den 3-Punkt Biegeversuch gezeigt. In der absoluten Darstellung der Reflexion (oben) ist zu erkennen, dass die Reflexionen bei Beginn (0 m) und Ende (0,5 m) der Probe erheblich zunehmen. Ursache ist die Unstetigkeit der Wellenführung am Übergang der Steckverbinder.

Die relativ zum neuwertigen Zustand (b) dargestellte Reflexion im unteren Bildbereich verdeutlicht, an welchen Stellen der NFK-Probe Schädigungen

stattgefunden haben. Am Kontaktpunkt des Biegestempels in der Probenmitte ist die höchste Reflexion des eingespeisten Signals zu erkennen.

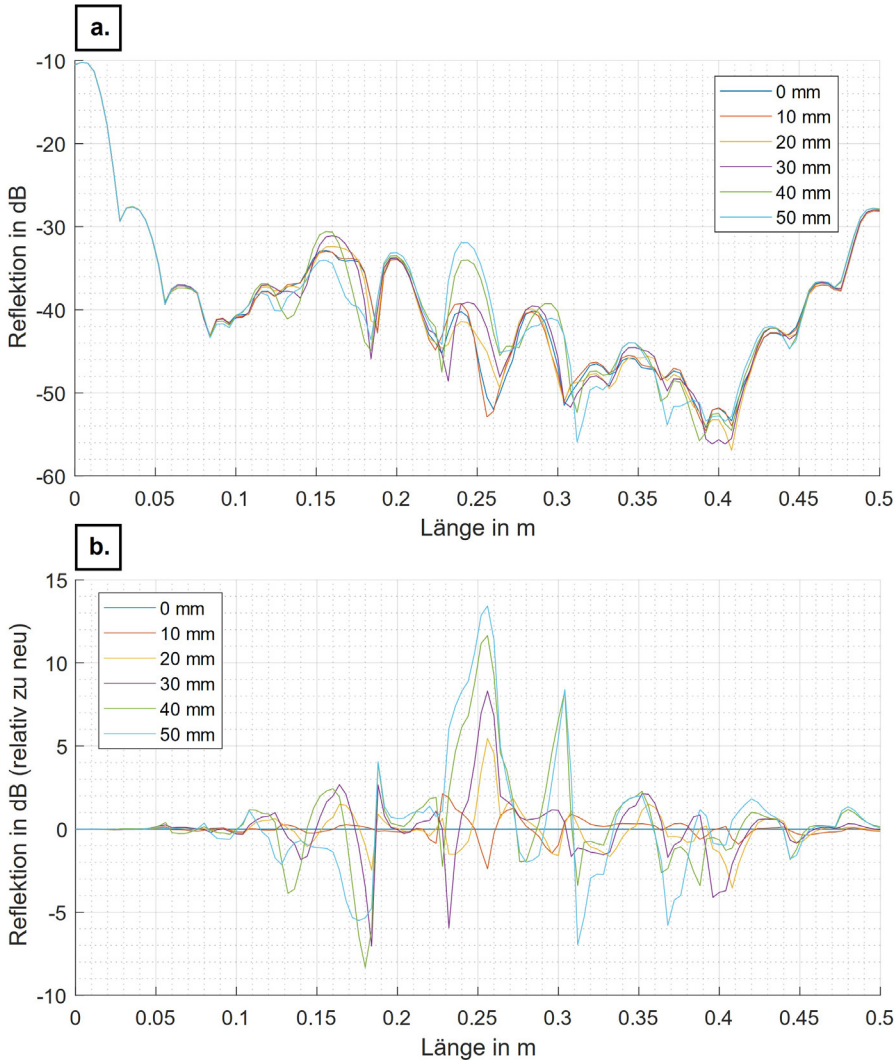

Abbildung 85: Einfluss statische Durchbiegung auf Reflexionseigenschaften (DTF-Messung) der NFK-Probe.

Grund für die ausgeprägte Reflexion in der Probenmitte ist das wirkende Moment aufgrund des 3-Punkt Biegeversuchs. An der Stelle der maximalen Durchbiegung werden die mechanischen Zug- und Druckspannungen maximal und erzeugen die größte Schädigung, die wiederum zu Reflexionen führt. Abschließend kann festgehalten werden, dass Beschädigungen aufgrund von statischen Belastungen durch den Leitungssensor mithilfe der

Zeitbereichsreflektometrie detektiert werden können. In Anhang D1 ist eine weitere Messung der Reflexion über die Durchbiegung abgebildet, welches die in diesem Kapitel gezeigten Ergebnisse untermauert.

7.5.2 Dynamischer 3-Punkt-Biegeversuch zur homogenen Schädigung

Im nachfolgenden Kapitel sind die Transmissionseigenschaften der NFK-Probe über deren dynamische Lebensdauer dargestellt. Die homogene Schädigung erfolgt mithilfe des in Unterabschnitt 7.3.1 vorgestellten 3-Punkt Biegeversuchs bei einer Prüffrequenz von 2 Hz mit einer sinusförmig schwellenden Druckbelastung zwischen 350 N und 450 N. Höhere Frequenzen sind mit dem verwendeten 3-Punkt Biegeversuch nicht möglich, da die festgelegten Lasthorizonte von der Prüfmaschine nicht ausreichend geregelt werden können. Die Messung von Betrag und Phase erfolgt im Stillstand der Maschine, um Störeinflüsse zu minimieren. Der Abstand zwischen den Messstellen beträgt 50.000 Zyklen. Als Messtechnik wird der in Unterabschnitt 7.3.2 gezeigte Prüfaufbau verwendet. Die Auswertung soll zeigen, ob Kupferleiter unter der Verwendung von hochfrequenten Wechselströmen als Sensorelement für Naturfaserverbundwerkstoffe geeignet sind.

In Abbildung 86 ist die Änderung von Betrag (a) und Phase (b) der Transmission S21 der NFK-Probe über die Belastungszyklen bis zum Bruch gezeigt. Die Messwerte sind relativ zum unbelasteten Zustand dargestellt, um Änderungen besser zu visualisieren. Insgesamt erreichte die NFK-Probe eine Lebensdauer von 6.131.798 Zyklen, was bei einer Messung alle 50.000 Zyklen insgesamt 123 Einzelmessungen entspricht. Aufgrund der Prüffrequenz von 2 Hz betrug die Prüfdauer insgesamt 53 Tage.

Sowohl Dämpfung (a) als auch Phasengang (b) zeigen eine Änderung der Transmissionseigenschaften über die mechanische Lebensdauer. Die Dämpfung nimmt nach den ersten 50.000 Zyklen zunächst zu, zeigt im weiteren Verlauf der Prüfung aber eine abnehmende Charakteristik. Dasselbe gilt für den gemessenen Phasengang der Transmission. Grund für die Zunahme der Dämpfung in den ersten 50.000 Zyklen ist die statische Durchbiegung.

In Abbildung 87 ist die statische Durchbiegung der NFK-Probe über die gesamte Lebensdauer zu sehen. Ab ca. 6 Mio. Zyklen ist der Bruch der NFK-Probe durch die starke Zunahme der Durchbiegung festzustellen. Zu Beginn der Prüfung ist eine erhöhte Durchbiegung zu erkennen.

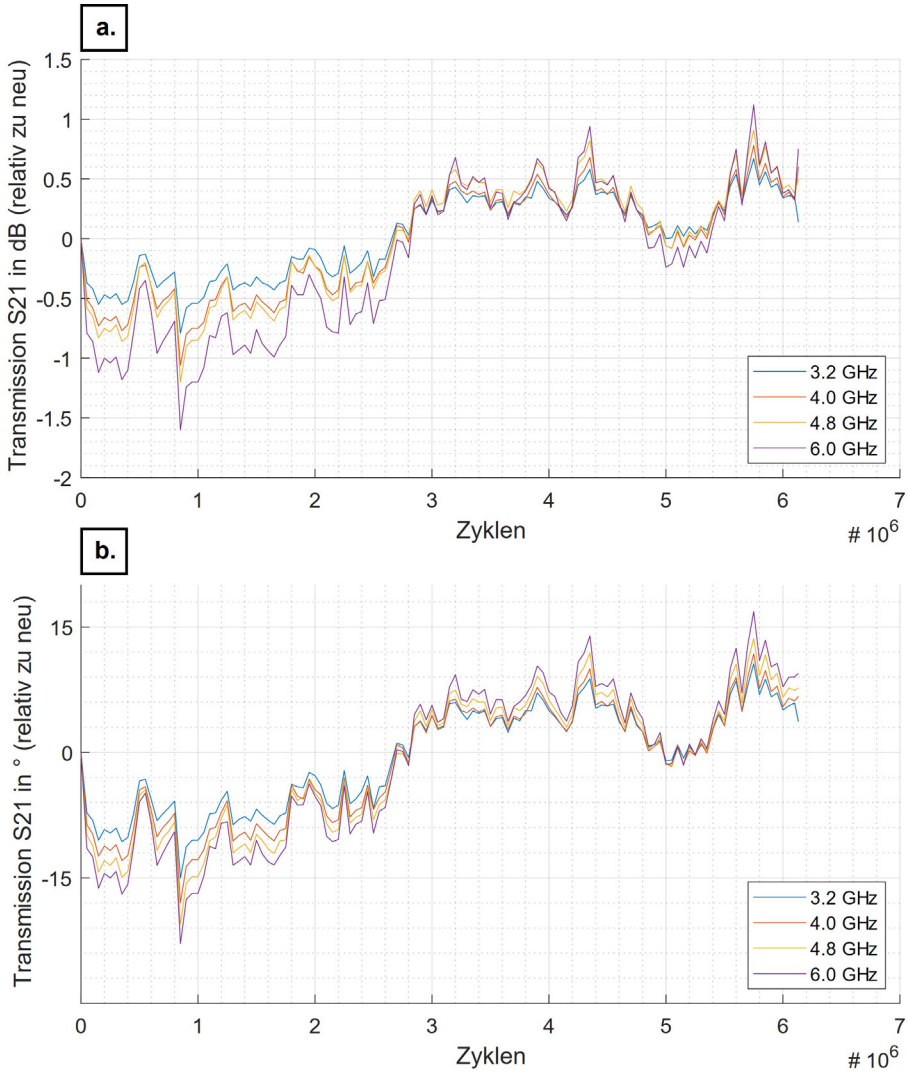

Abbildung 86: Änderung der Transmissionseigenschaften der NFK-Probe über die mechanische Lebensdauer durch 3-Punkt-Biegeversuch.

In Unterabschnitt 7.5.1.1 wurde gezeigt, dass die statische Durchbiegung eine Zunahme der Dämpfung durch Unstetigkeiten in der Signalübertragung aufgrund der plastischen Verformung hervorruft. Im weiteren Verlauf der mechanischen Schädigung ist keine signifikante Durchbiegung zu erkennen, weshalb der Einfluss der Durchbiegung zu vernachlässigen ist. Dämpfung und Phase zeigen einen Gleichlauf über die mechanische Belastung. Die Berechnung des Korrelationskoeffizienten von Dämpfung und Phase bei der Frequenz von 6 GHz bestätigt diesen Eindruck durch einen

positiven linearen Zusammenhang von 0,9967. Im nachfolgenden Unterabschnitt 7.5.3 wird der Zusammenhang zwischen Dämpfung und Phase näher beschrieben. Außerdem ist eine Frequenzabhängigkeit der Effektgröße zu beobachten. Mit steigender Frequenz steigt die relative Änderung der Transmissionseigenschaften, weil die Übertragung der TEM-Welle empfindlicher gegenüber Änderungen des Ausbreitungsmediums reagiert.

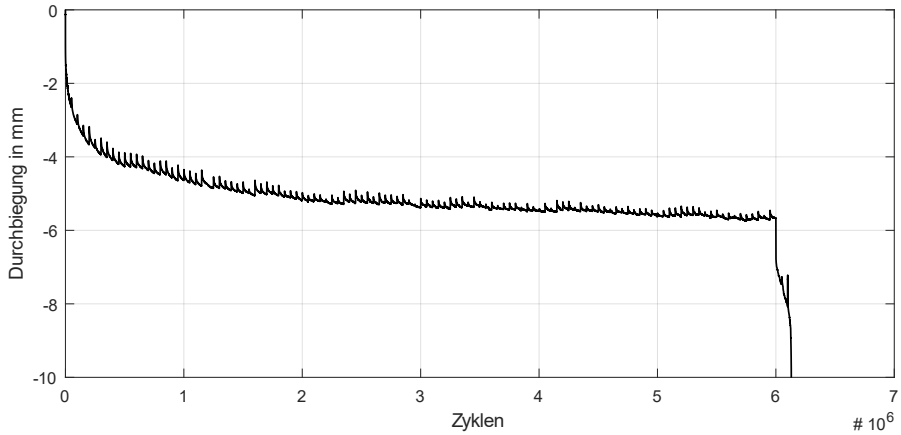

Abbildung 87: Statische Durchbiegung NFK-Probe über die mechanische Lebensdauer durch 3-Punkt Biegeversuch.

Aufgrund der in Kapitel 5 gezeigten Änderung der Transmissionseigenschaften von nicht-impedanzkontrollierten starren Leitungen ist eine Zunahme von Dämpfung und Phase aufgrund der sich ausbildenden Oberflächenrauheit auf dem integrierten Kupferleiter zu erwarten. In Abbildung 86 ist jedoch zu erkennen, dass Dämpfung und Phase über die mechanische Lebensdauer der NFK-Probe abnehmen und ein gegenläufiges Verhalten im Vergleich zu den untersuchten Leitungen zeigen. Diese Beobachtung deutet neben der charakteristischen Oberflächenrauheit auf eine weitere Einflussgröße hin. In Abbildung 88 ist die Unterseite einer durch dynamische Belastung bis Bruch belasteten NFK-Probe gezeigt. Es ist zu erkennen, dass die integrierten Kupferleiter eine Oberflächenrauheit durch die mechanische Belastung ausgebildet haben. Auf dem mittleren Leiter beträgt die Oberflächenrauheit S_q = 1,652 µm und zeigt eine signifikante Steigerung im Vergleich zum Neuzustand (S_q = 0,2267 µm).

Die Ursache für das gegenläufige Verhalten von Betrag und Phase begründet sich daher nicht aufgrund der fehlenden Oberflächenrauheit, sondern durch die Schädigungslänge des integrierten Leiters. In Abbildung 85 wurde gezeigt, dass die Schädigung der NFK-Probe primär an der Kontaktstelle des Biegestempels stattfindet. Es ist zu erwarten, dass dort die

Oberflächenrauheit primär in diesem kurzen Teilstück der Probe entsteht, da dort die plastische Verformung am höchsten ist. Lenz hat in seiner Arbeit den Einfluss der Oberflächenrauheit von Kupferleitern auf die Transmissionseigenschaften separiert in einer Messfassung betrachtet. Hierbei betrug die Länge der untersuchten Leiter des Typs H07V-U mit dem Querschnitt 1,5 mm² 30 cm. Er beschrieb, dass diese Messlänge zu klein und die Änderung der Transmissionseigenschaften nicht über der Wiederholgenauigkeit des Messaufbaus im verfügbaren Frequenzbereich liegen [10]. Da der geschädigte Bereich der Kupferleiter in der NFK-Probe deutlich kürzer ist, hat die Oberflächenrauheit einen zu vernachlässigenden Einfluss auf die Transmissionseigenschaften. Eine Untersuchung der Oberflächenrauheit auf dem gesamten in den Naturfaserwerkstoff integrierten Kupferleiter ist nicht möglich, da der Leiter beim Ablösen von der Matrix beschädigt wird.

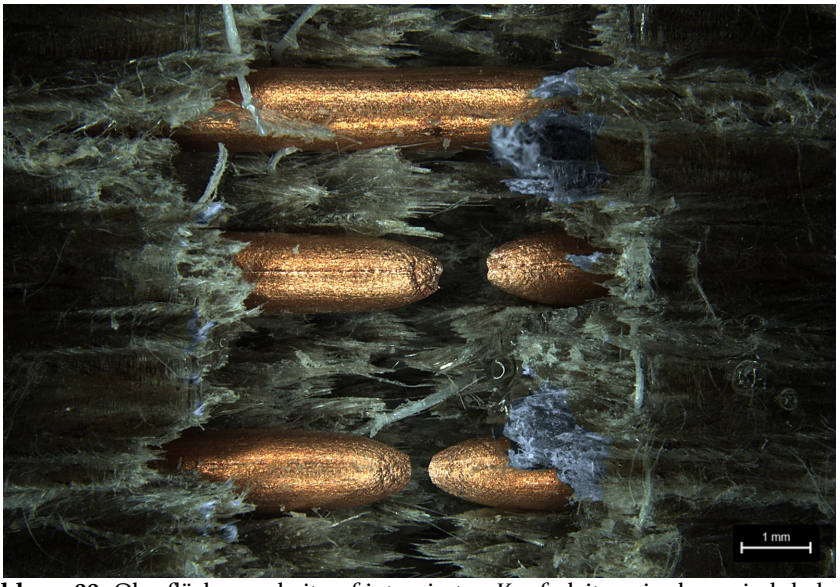

Abbildung 88: Oberflächenrauheit auf integrierten Kupferleitern in dynamisch belasteter NFK-Probe bei Bruch.

Trotzdem zeigt sich eine Änderung von Betrag und Phase über die Lebensdauer, weshalb der Leitungssensor eine Lebensdauervorhersage von mechanische belasteten Naturfaserwerkstoffen ermöglicht. Die Ursachen für die Änderung von Dämpfung und Phase werden in Abschnitt 7.6 untersucht.

7.5.3 Variation der Ausbreitungskonstante zur Bestimmung relevanter Einflussgrößen

In Abbildung 86 wurde gezeigt, dass Dämpfung und Phase eine positive Korrelation haben. Nachfolgend soll anhand einer Parametervariation der Ausbreitungskonstante von verzerrungsbehafteten Leitungen die Ursache für diesen Gleichlauf gefunden werden. Die Ausbreitungskonstante beschreibt die Übertragungseigenschaften einer Welle und gibt Auskunft über Dämpfung und Phase [40].

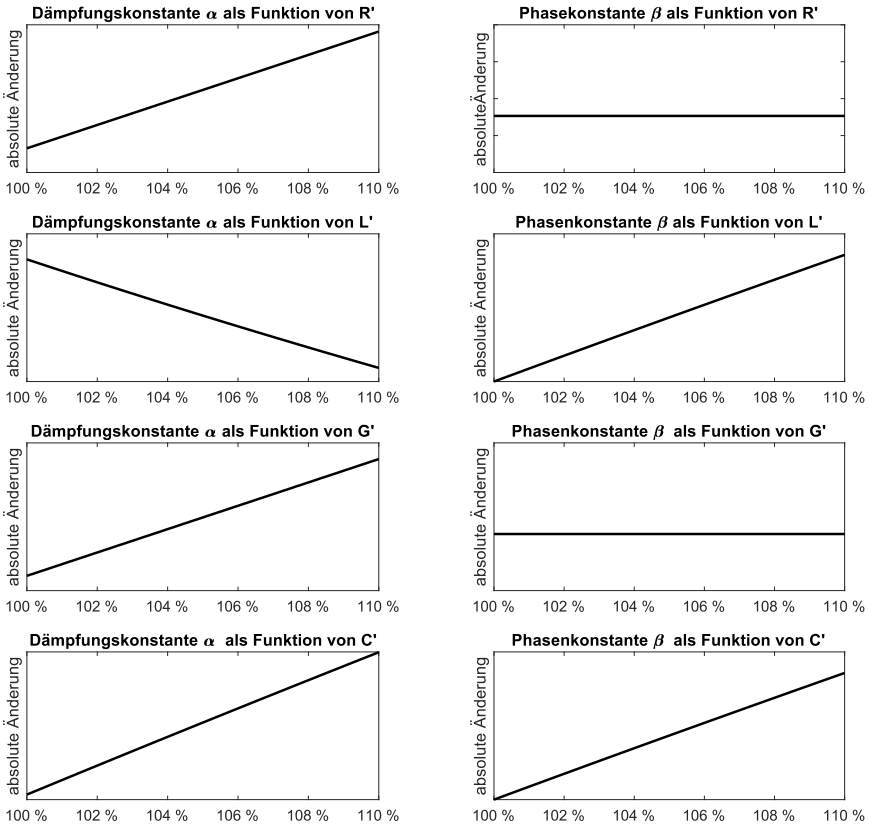

Abbildung 89: Parametervariation der Ausbreitungskonstante zur Bestimmung relevanter Einflussgrößen auf die Transmissionseigenschaften durch die mechanische Schädigung.

Die Formel verzerrungsbehafteter Leitungen ist in Unterabschnitt 2.3.3 in Gleichung 2.20 (Dämpfungskonstante) und 2.21 (Phasenkonstante) gezeigt. Ziel der Parametervariation ist es ist, die Leitungsbeläge getrennt voneinander zu verändern, um den Einfluss auf Dämpfung und Phase darzustellen. Die Leitungsbeläge werden um jeweils 10 % vergrößert. Es ist zu

erwähnen, dass lediglich Verhältnisse und nicht absolute Größen betrachtet werden.

In Abbildung 86 wurde gezeigt, dass Dämpfung und Phase der NFK-Probe durch die mechanische Alterung eine positiv korrelierende Veränderung zeigen. In Abbildung 89 ist die Parametervariation von Dämpfungskonstante und Phasenkonstante gezeigt. Es ist zu erkennen, dass lediglich die Änderung des Kapazitätsbelags einen positiven Zusammenhang zwischen Dämpfung und Phase ergibt. Somit ist die Charakteristik von Dämpfung und Phase der NFK-Probe auf eine Änderung der Kapazität zurückzuführen. Auch die weiteren Leitungsbeläge sind ausschlaggebend für die Änderung der Transmissionseigenschaften. Diese werden nachfolgend aufgrund der gezeigten Erkenntnisse jedoch vernachlässigt.

Die Kapazitätsänderung einer NFK-Probe wurde über die mechanische Lebensdauer gemessen. Der mechanische Prüfaufbau bleibt unverändert zu dem in Unterabschnitt 7.3.1 vorgestellten 3-Punkt Biegeversuch. Zur Messung der Kapazität wurde die Rhode & Schwarz HM8118 LCR-Messbrücke [210] bei einer Frequenz von 200 kHz verwendet. Auch in diesem Versuch wurde die Prüfung alle 50.000 Zyklen zur Messung pausiert. Die Messbrücke wurde auf Höhe der Probe open und short kalibriert.

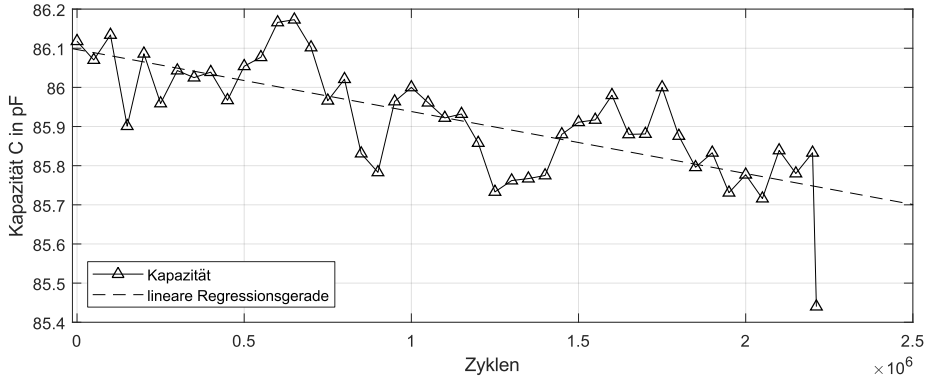

Abbildung 90: Kapazitätsänderung der NFK-Probe über die mechanische Lebensdauer durch 3-Punkt-Biegeversuch.

In Abbildung 90 ist die Kapazitätsänderung über die Lebensdauer einer dynamisch belasteten NFK-Probe gezeigt. Es zeigt sich, dass die Kapazität mit steigender mechanischer Alterung abnimmt. Laut Gleichung 6.1 können hierfür Änderungen der Geometrie sowie der relativen Permittivität verantwortlich sein. Aufgrund der Loslagerung kann eine Längung ausgeschlossen werden. Außerdem ist eine Änderung des Abstands durch die feste Integration der Leiter in den Naturfaserverbund auszuschließen. Als

Einflussgröße kommt demnach nur die Änderung der effektiven relativen Permittivität in Betracht.

In Kapitel 5 konnte eine Abnahme der Dämpfung und des Phasengangs für nicht-impedanzkontrollierte verlitzte Leitungen gezeigt werden. Verantwortlich hierfür ist die Ablösung der Litzen aus den Zwickeln des Mantels und die damit verbundene Entstehung eines Luftspalts. Als Sensorelement werden starre Kupferleiter verwendet, welche kein vergleichbares Schädigungsverhalten zeigen. Jedoch ist eine Delamination der Kupferleiter von der Matrix aufgrund dynamischer Belastungen und infolgedessen die Entstehung eines Luftspalts möglich. Im nachfolgenden Abschnitt 7.6 werden ebenfalls analog multiphysikalische Methoden angewendet, um die Entstehung eines Luftspalts als Ursache für die Änderung der effektiven Permittivität festzustellen.

7.6 Analyse des Schädigungsverhaltens von Naturfaserwerkstoffen mit integriertem Leitungssensor

In Unterabschnitt 7.5.2 ist gezeigt, dass die mechanische Alterung von Naturfaserwerkstoffen mithilfe des in dieser Arbeit vorgestellten Sensorelements detektiert werden kann. Da die charakteristische Oberflächenrauheit als Ursache für die Signaländerung nicht hauptverantwortlich ist, wird nachfolgend mithilfe multiphysikalischer Methoden die Entstehung eines Luftspalts aufgrund einer Delamination zwischen Verbundwerkstoff und Sensorelement untersucht. Die Untersuchung erfolgt analog zur Detektion des Luftspalts bei verlitzten Leitungen in Abschnitt 5.9. Aufgrund der großen Unterschiede zwischen NFK-Probe und Kabel werden weitere Methoden verwendet, die nachfolgend aufgeführt sind.

7.6.1 Schliffbilder

Eine schnelle und einfache Methode zur Untersuchung der Gefügestruktur und der Detektion von Delaminationen in Verbundwerkstoffen sind Schliffbilder. Hierfür werden die Verbundwerkstoffe mit CEM1000 Kalteinbettharz [162] eingebettet und anschließend mit Siliziumkarbidpapier (SiC) der Körnung 1500 trocken geschliffen. Die Verwendung von Wasser beim Schleifen würde aufgrund der hygroskopischen Pflanzenfaser zum Aufquellen der Probe führen. Die Aufnahme der Gefügestruktur erfolgt mit dem Makroskop Leica M205 C [182].

In Abbildung 91 ist das Schliffbild einer mittels 3-Punkt Biegeversuch dynamisch belasteten NFK-Probe gezeigt. Die Belastung erfolgte mit einer Frequenz von 2 Hz über 1.000.000 Zyklen, wobei die Lastgrenzen schwellend auf Druck zwischen 300 N und 100 N liegen. In Bildbereich (a) und (b) ist die identische Probe in unterschiedlichen Ebenen gezeigt.

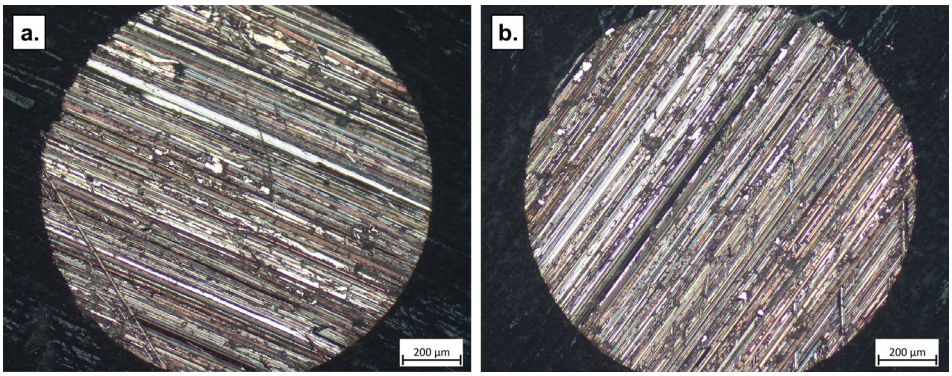

Abbildung 91: Schliffbilder eines Kupferleiters in dynamisch belasteter NFK-Probe in zwei Ebenen mit dem Abstand von 10 mm.

In beiden Schliffbildern ist kein Luftspalt aufgrund einer Delamination sichtbar. Es zeigt sich, dass Schliffbilder von Naturfaserwerkstoffen den Nachteil besitzen, während des Schleifvorgangs aufgrund der weichen Pflanzenfasern zu verschmieren. Ein potenzieller Luftspalt wird durch den umliegenden Faser-Matrix Werkstoff verschlossen. Somit ist eine Detektion des Luftspalts und damit eine Änderung der Permittivität mittels Schliffbild nicht möglich.

7.6.2 Durchleuchtung der Probe

Für einer geringe Anzahl an Faserlagen hat Naturfaserwerkstoff eine Transparenz, die eine Durchleuchtung der Probe und damit eine Detektion von Delaminationen potenziell ermöglicht. In nachfolgender Untersuchung wird eine NFK-Probe verwendet, welche aus vier unidirektionalen Lagen gefertigt ist. Die Probe wurde mittels 3-Punk-Biegeversuch dynamisch auf 173.053 Zyklen unter schwellendem Druck mit 250 N und 150 N bei 2 Hz bis zum Bruch belastet.

In Abbildung 92 ist die mit Auflicht beleuchtete (a) und die durchleuchtete (b) NFK-Probe gezeigt. Es ist zu erkennen, dass sich an der Unterseite der Probe ein Riss entlang des mittleren Kupferleiters gebildet hat, an welchem sich potenziell ein Luftspalt gebildet haben kann. Diese Risse entstehen aufgrund der schwächeren Struktur des Verbundwerkstoffs im Bereich des Kupferleiters, da die Homogenität der Faserstruktur gestört ist. Da die

Risse auf den Kupferleitern liegen, lassen sich diese mittels Durchleuchtung optisch nicht detektieren. Auch in dieser Untersuchung sind keine Delaminationen zu erkennen. Die hellen horizontalen Linien sind auf fertigungsbedingte Fehler zurückzuführen, da diese auch bei neuwertigen Proben erkennbar sind. Daher ist die Detektion eines Luftspalt mittels Durchleuchtung nicht möglich.

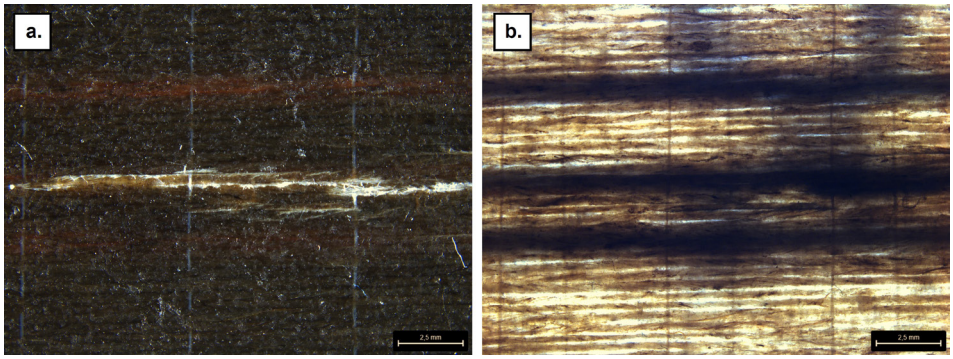

Abbildung 92: Auflicht (a) und Durchleuchtung (b) einer durch 3-Punkt-Biegeversuch dynamisch belasteten NFK-Probe.

7.6.3 µCT-Untersuchung

In der zerstörungsfreien Bauteilprüfung wird häufig die Mikro-Computertomographie (µCT) verwendet, die Proben als dreidimensionale Struktur darstellen kann. Aufgrund der dreidimensionalen Darstellung ist es möglich, Schädigungen im Bauteil ausfindig zu machen. Zur Aufnahme wurde der identische, bereits in Abschnitt 6.3 vorgestellte Messaufbau verwendet.

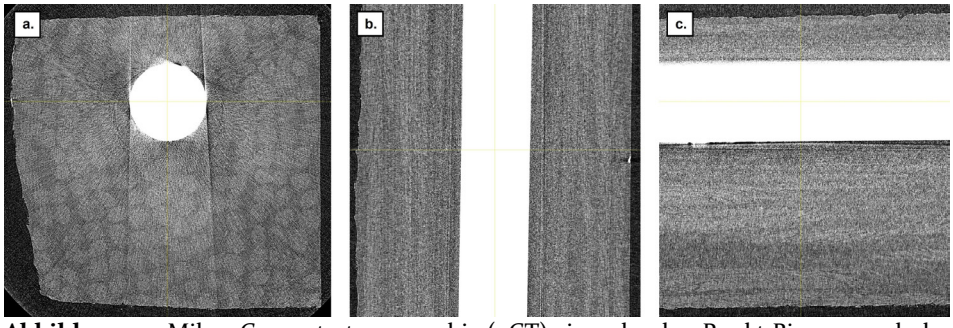

Abbildung 93: Mikro-Computertomographie (µCT) einer durch 3-Punkt Biegeversuch dynamisch belasteten NFK-Probe.

In Abbildung 93 ist eine µCT-Aufnahme der NFK-Probe gezeigt, die bereits in Unterabschnitt 7.6.1 vorgestellt wurde. In Bildbereich (a) sind dunkle Bereiche an den Rändern des Kupferleiters zu erkennen, welche auf Delaminationen hindeuten. Dieser Eindruck kann durch die Beobachtung aus

Bildbereich (c) verstärkt werden. Hierbei handelt es sich jedoch nicht um Delaminationen bzw. die Ausbildung eines Luftspalts, sondern um Überstrahlungen durch den hoch absorbierenden Leiterwerkstoff Kupfer. Aufgrund des hohen Kontrastunterschieds zwischen Naturfaserwerkstoff und Kupferleiter entstehen Artefakte, die eine Detektion von Delaminationen unmöglich machen. Diese Überstrahlungen sorgen auch für die vertikalen Linien in Bildbereich (a), welche sich auf beiden Seiten des Kupferleiters ausgebildet haben. Somit ist die Entstehung eines Luftspalts hervorgerufen durch eine Delaminationen mittels µCT nicht möglich. Die allgemeine Schadensdetektion von Naturfaserwerkstoffen ohne integrierte Leiterwerkstoffe kann jedoch durch µCT-Untersuchungen durchgeführt werden.

7.6.4 Röntgenuntersuchung

Eine weitere Methode zur zerstörungsfreien Bauteilprüfung ist die Röntgenuntersuchung. Diese unterscheidet sich im konkreten Fall von der im vorherigen Kapitel vorgestellten µCT-Untersuchung darin, dass die Analyse größerer Bauteile möglich ist. Bei der Röntgenuntersuchung wird eine Probe mit elektromagnetischen Strahlen beaufschlagt. Die Strahlung wird beim Durchdringen der Probe von einzelnen Bestandteilen unterschiedlich beeinflusst, weshalb z.B. Unstetigkeiten oder Hohlräume sichtbar werden. Metalle wie Kupfer haben eine Undurchlässigkeit gegenüber Röntgenstrahlung und sind daher als schwarze Felder auf dem Röntgenbild zu erkennen [170].

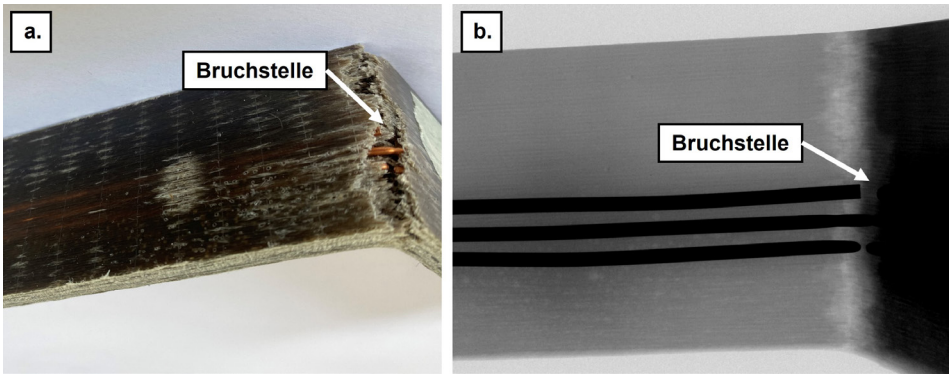

Abbildung 94: Röntgenuntersuchung einer NFK-Probe.

In Abbildung 94 ist die Röntgenuntersuchung einer mittels 3-Punkt Biegeversuch dynamisch auf 2.457.320 Zyklen bis Bruch belasteten NFK-Probe gezeigt. Die Probe wurde schwellend auf Druck zwischen 850 N und 550 N bei einer Frequenz von 4 Hz belastet. Im linken Bildbereich ist die Bruchstelle der Probe gezeigt. Auf dem Röntgenbild (b) sind die aufgrund der

Belastung durchtrennte Kupferleiter deutlich zu erkennen. Jedoch zeigt sich auch in diesem Fall weder eine Delamination der Kupferleiter noch eine Veränderung der Struktur zwischen den Leitern. Grund hierfür ist zum einen der geringe Kontrastunterschied zwischen Naturfaserverbundwerkstoff und Lufteinschlüssen und zum anderen die geringe Größe der Schädigung. Da die Bruchstelle der NFK-Probe jedoch in der Röntgenaufnahme zu erkennen ist, kann eine prinzipielle Schadensuntersuchung von Naturfaserwerkstoffen mittels Röntgen durchgeführt werden. Die Detektion eines Luftspalts konnte in dieser Untersuchung jedoch nicht gezeigt werden.

7.6.5 Shearographie

Die Shearographie ist ein weiteres Verfahren der optischen Messtechnik, das zur zerstörungsfreien Dehnungsmessung von Bauteilen genutzt wird. Faserbrüche, Delaminationen oder Zwischenfaserbrüche führen zu Fehlstellen im Verbundwerkstoff, die eine lokale Änderung des Dehnungsverhaltens hervorrufen. Die zu untersuchende Probe wird mit einem kohärentem Licht belichtet. Die Reflektion des Laserlichts fällt in eine Kamera, welche die Informationen zur digitalen Verarbeitung bereitstellt. Die Besonderheit der Shearographie ist ein Scherelement, das eine Verdopplung des aufgenommenen Bildes bewirkt. Einen Vergleich der Bilder vor und nach einer Belastung mit anschließender digitaler Nachbearbeitung zeigt ein Shearogramm, welches Auskunft über Fehlstellen im Material gibt [231].

Für die nachfolgende Untersuchung, die in Zusammenarbeit mit dem Unternehmen TENTA VISION GmbH stattgefunden hat, wird eine neuwertige und dynamisch bis Bruch belastete vierlagige NFK-Probe verwendet. Die mittels 3-Punkt Biegeversuch geschädigte Probe wurde 173.053 Zyklen schwellend auf Druck in den Lastgrenzen zwischen 250 N und 150 N bei 2 Hz belastet. Die Dehnungsänderung der Proben während der Aufnahme erfolgt mittels thermischer Erwärmung durch einen Strahler.

In Abbildung 95 ist das Ergebnis der shearographischen Untersuchung gezeigt. Im oberen Bildbereich (a. und b.) ist die neuwertige Probe dargestellt. Das Shearogramm (b) der neuwertigen Probe zeigt fertigungsbedingte Lufteinschlüsse, die auf der Unterseite der Probe zu erkennen sind. Diese Lufteinschlüsse sind Inhomogenitäten in der Verbundstruktur, welche zu einer Unstetigkeit in der Ausdehnung der Probe bei thermischer Beanspruchung führen. Im unteren Bildbereich (c. und d.) ist die mechanisch belastete Probe dargestellt. Es ist zu erkennen, dass vertikale Interferenzphasen entlang der Struktur der Kupferleiter im Shearogramm

entstehen. Ein potenzieller Grund für diesen Effekt ist die Delamination der Kupferleiter aufgrund mechanischer Belastung. Die neuwertige Probe verfügt über eine vollständige Adhäsion zwischen Kupferleiter und Matrix, was zu einer gleichmäßigen Dehnung des gesamten Prüfkörpers führt. Die Konsequenz ist, dass die Kupferleiter im Shearogramm nicht zu detektieren sind.

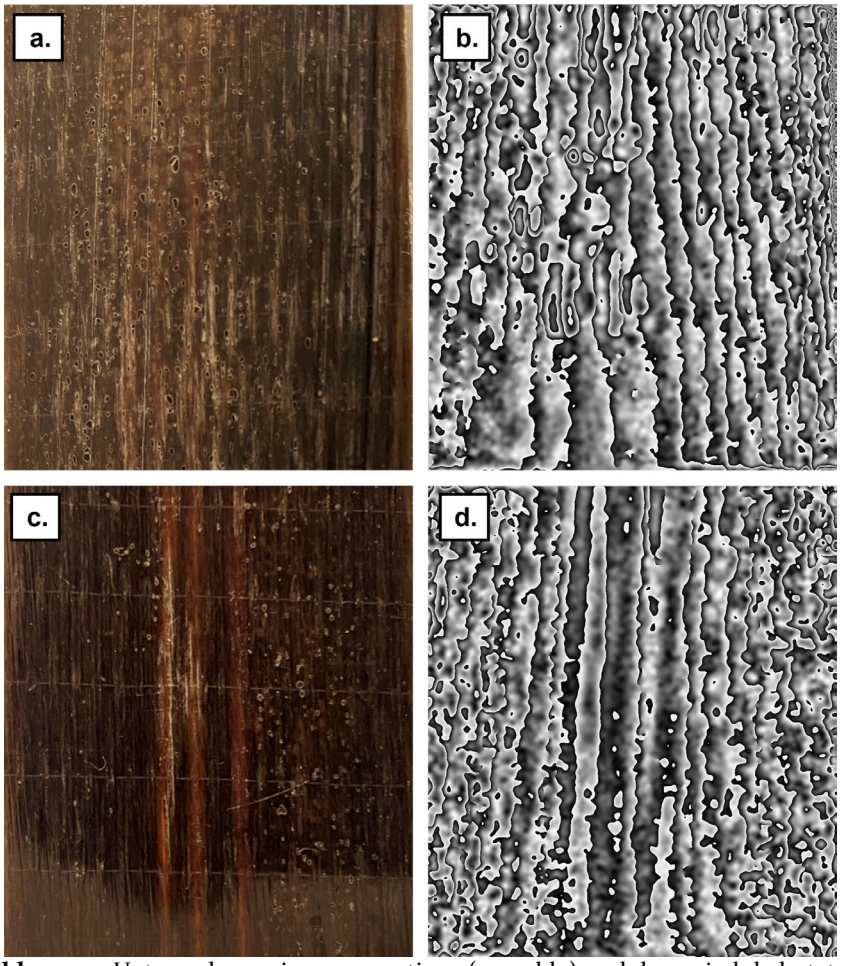

Abbildung 95: Untersuchung einer neuwertigen (a. und b.) und dynamisch belasteten (c. und d.) NFK-Probe mittels Shearographie.

Eine Delamination der Kupferleiter aufgrund der mechanischen Belastung sorgt dafür, dass eine ungleichmäßige Verformung der Probe stattfindet. Aus diesem Grund sind die Strukturen der Kupferleiter im Shearogramm zu erkennen. Die gezeigten Untersuchungen stützen die Vermutung der Delamination von Kupferleitern, sind allerdings lediglich als Indiz zu

interpretieren, da kein vollständiger Nachweis gegeben ist. Auch ist ein direkter Nachweis des Luftspalts sowie der Strukturänderung des Naturfaserwerkstoffs mittels Shearographie nicht möglich.

7.7 Zwischenfazit in Bezug auf die Sensorentwicklung

In diesem Kapitel wurde der Funktionsnachweis der strukturellen Bauteilüberwachung von Naturfaserwerkstoffen mittels hochfrequenter Wechselströme durch den Leitungssensor erbracht. Es zeigte sich, dass nicht die Oberflächenrauheit allein als ausschlaggebender Mechanismus für die Änderung von Betrag und Phase verantwortlich ist, sondern die Delamination des Sensorelements vom Naturfaserwerkstoff.

Zur impedanzkontrollierten Integration des Leitungssensors in den Naturfaserwerkstoff werden additiv gefertigte Abstandshalter verwendet, welche für einen definierten Abstand der Kupferleiter während der Probenherstellung sorgen. Diese sorgen für einen definiertem Abstand der Kupferleiter während der Probenherstellung. Kontaktiert wird das integrierte Sensorelement an die HF-Messtechnik mittels SMA-Stecker. Zur verlustarmen Führung der TEM-Welle sind an der Lötstelle zwischen Sensorelement und SMA-Stecker drei Kupferleiter in Paralleldrahtanordnung verwendet. Das Sensorelement wird in einer unidirektionalen Stabprobe aus Flachs und Epoxidharz parallel zur Faserrichtung integriert. Anschließend wurde die NFK-Probe mittels 3-Punkt-Biegeversuch statisch (inhomogen) und dynamisch (homogen) bis zum Bruch belastet.

Der Leitungssensor kann inhomogene Beschädigungen durch die Messung der Transmissionseigenschaften detektieren. So zeigt sich ab etwa 30% der maximal möglichen Durchbiegung (bis Bruch) der NFK-Probe eine Zunahme von Dämpfung und Phase. Mithilfe der Zeitbereichsreflektometrie lässt sich zusätzlich der Schädigungsort lokalisieren. Auch hierbei ist ab ca. 30 % der maximalen Durchbiegung eine Zunahme der Reflexion am Ort der maximalen Durchbiegung zu erkennen. Ursache hierfür sind lokale Änderungen des Wellenwiderstands aufgrund der großen plastischen Verfemung durch den 3-Punkt-Biegeversuch. Für die Anwendung im Automobil bedeutet dies, dass der Leitungssensor in der Lage ist, Beschädigungen an Bauteilen aus Naturfaserwerkstoff durch Unfälle zu identifizieren und den Ort der Schädigung zu lokalisieren. Da beschädigte Komponenten gezielt ausgetauscht werden können, bewirkt das neuartige Sensorelement ein enormes Einsparpotenzial, sowohl in zeitlicher als auch wirtschaftlicher Hinsicht.

Hauptziel des in dieser Arbeit vorgestellten Leitungssensors ist die Detektion von homogenen Schädigungen in Naturfaserwerkstoffen. Es konnte gezeigt werden, dass eine Bewertung der Strukturellen Integrität von Naturfaserwerkstoffen durch die Änderung der Transmissionseigenschaften über den mechanischen Verschleiß möglich ist. Betrag und Phase weisen dabei eine untereinander stark korrelierende Abnahme über die Lebensdauer der NFK-Probe auf. Dieses Ergebnis ist widersprüchlich zur vermuteten Abnahme von Betrag und Phase aufgrund der Oberflächenrauheit auf dem in den Naturfaserwerkstoff integrierten Sensorelement. Der Vergleich einer neuwertigen und kompromittierten Probe aus Naturfaserwerkstoff mit integrierten Sensorelementen mittels Shearographie zeigte eine Veränderung der Verbundstruktur aufgrund dynamischer Belastungen, die auf eine Ablösung der Leiter hindeutet. Durch die Delamination der Sensorelemente von der Matrix durch die mechanische Belastung entsteht ein Luftspalt, welcher eine lokale Änderung der relativen Permittivität an der Leiteroberfläche bewirkt und somit die effektive Permittivität des Wellenleiters sinken lässt. Diese Änderung wirkt gegenläufig zur Auswirkung der Oberflächenrauheit auf die Transmissionseigenschaften und überlagert deren Einfluss. Ein vergleichbares Verhalten wurde auch bei nicht-impedanzkontrollierten Leitungen in Kapitel 5 beobachtet. Durch mechanische Belastung lösten sich einzelne Litzen aus den Zwickeln des Mantels, was zu einer Reduktion von Betrags und Phase aufgrund einer Luftspaltbildung führte.

Das zu Beginn dieser Arbeit präsentierte Sensorkonzept, welches den Verschleiß von Naturfaserwerkstoffen anhand der charakteristischsten Oberflächenrauheit erfasst, ist aufgrund der gezeigten Ergebnisse jedoch nicht widerlegt. Dies ergibt sich einerseits aus der nachgewiesenen Beeinflussung der Transmissionseigenschaften durch die Oberflächenrauheit auf Kupferleitern mittels nicht-impedanzkontrollierten starren Leitungen. Sowie andererseits aus dem nicht eindeutig widerlegbarem Einfluss der Oberflächenrauheit auf die in diesem Kapitel gezeigten Messergebnisse des mechanisch belasteten Naturfaserwerkstoffs mit integriertem Sensorelement. Da beide Effekte einen gegenläufigen Einfluss auf die Transmissionseigenschaften haben, ist zu vermuten, dass der Luftspalt die Oberflächenrauheit überlagert und deshalb keine Zunahme von Betrag und Phase zu erkennen ist.

Abschließend kann festgehalten werden, dass die strukturelle Bauteilüberwachung von Naturfaserwerkstoffen, genauer gesagt die Detektion von homogenen und inhomogenen Schädigungen, durch das in dieser Arbeit vorgestellte Sensorelement möglich ist.

8 Zusammenfassung und Ausblick

Ziel dieser Arbeit war die Erforschung der Zusammenhänge eines neuartigen elektromechanischen Sensorelements zur strukturellen Bauteilüberwachung von Naturfaserwerkstoffen. Hierfür werden leitfähige Strukturen in den Pflanzenfaserverbundwerkstoff integriert und mithilfe von hochfrequenten Wechselströmen vermessen. Die charakteristische Oberflächenrauheit, welche sich auf mechanisch-dynamisch belasteten Leiterwerkstoffen ausbildet, soll aufgrund deren Wechselwirkung mit hochfrequenten Wechselströmen als Lebensdauerindikator verwendet werden. Es stellte sich heraus, dass nicht wie anfänglich vermutet, die Oberflächenrauheit, sondern primär die Delamination der Sensorelemente zur Änderung der Transmissionseigenschaften über die mechanische Alterung des Naturfaserwerkstoffs führt.

8.1 Zusammenfassung

Zur Verwendung von Leiterwerkstoffen als elektromechanisches Sensorelement ist es zwingend erforderlich, die Ursachen der Rauheitsausbildung auf der Leiteroberfläche zu erforschen. Im ersten Abschnitt dieser Arbeit wurde deshalb das mechanische Schädigungsverhalten von dynamisch belasteten Leiterwerkstoffen präsentiert. In metallographischen Untersuchungen konnte gezeigt werden, aufgrund plastischer Verformung primär Materialextrusionen für die charakteristische Rauheitsausbildung verantwortlich sind. Somit ist nachgewiesen, dass die bis dato für die Rauheit verantwortlich gemachten Versetzungen, obwohl nachweislich feststellbar, infolge ihrer Größenordnung nicht für die sichtbare Rauheit verantwortlich sind. Außerdem wurde gezeigt, dass alle relevanten Belastungsarten (Biegung, Zug/Druck und Torsion) zu einer Steigerung der Oberflächenrauheit auf Kupferleitern führen. Die charakteristische Oberflächenrauheit steigt dabei monoton und nicht linear über den mechanischen Verschleiß bis zum Leiterbruch an, was eine prozentuale Lebensdauerabschätzung ermöglicht. Die Untersuchungen zeigen ebenso einen Einfluss des Leiterquerschnitts auf das Schädigungsverhalten, wobei eine Vergrößerung des Querschnittes mit dem Anstieg der Oberflächenrauheit korreliert. Das Schädigungsverhalten kann zudem maßgeblich durch den Gefügezustand des Leiterwerkstoffes beeinflusst werden. So zeigte sich, dass geglühte Leiterwerkstoffe aufgrund der höheren Duktilität eine größere Oberflächenrauheit ausbilden.

Außerdem wurde das mechanische Schädigungsverhalten sowie die damit verbundene Ausbildung der Oberflächenrauheit von insgesamt 17 Legierungen auf Kupfer-, Aluminium- und Nickelbasis untersucht. Es zeigte sich, dass reine bzw. niedriglegierte Leiterwerkstoffe aufgrund ihrer Duktilität eine signifikante Rauheit aufgrund von Materialextrusionen an der Oberfläche entwickeln. Leiterquerschnitt, Gefügezustand und die Zugabe von Legierungselementen haben nachweislich einen Einfluss auf die Ausbildung der Rauheit von mechanisch belasteten Leiterwerkstoffen und können zur Konditionierung des Sensorelements verwendet werden. Basierend auf diesen Prämissen konnte der Leiterwerkstoff Kupfer (Cu-ETP, weich) mit dem Querschnitt von 1,5 mm² als bestmögliches Material für das Sensorelement ermittelt werden.

Im zweiten Abschnitt dieser Arbeit wurde bewiesen, dass der Verschleißzustand von starren Leitungen ohne definierten Wellenwiderstand mithilfe von hochfrequenten Wechselströmen bestimmt werden kann. Aufgrund der charakteristischen Oberflächenrauheit auf starren Leitungen zeigt sich eine frequenzabhängige Zunahme von Dämpfung und abnehmende Phase über die Lebensdauer. Die verlitzte Leitung zeigt abweichend eine Abnahme von Betrag und ansteigende Phase zu Beginn der Lebensdauer aufgrund einer lokalen Änderung der Permittivität an der Leiteroberfläche. Hervorgerufen durch die mechanische Belastung, lösen sich Litzen aus den Zwickeln des Mantels und es entsteht ein Luftspalt. Dieser Schädigungsmechanismus der verlitzten Leitung ist im Gegensatz zur charakteristischen Oberflächenrauheit nur bedingt als Lebensdauerindikator geeignet, da keine monotone Änderung der Transmissionseigenschaften über den mechanischen Verschleiß stattfindet. Aufgrund dessen sind starre, nichtimpedanzkontrollierte Leitungen in Paralleldrahtanordnung für die Verwendung als elektromechanisches Sensorelement für Naturfaserwerkstoffe geeignet. Die Ergebnisse des mechanischen Schädigungsverhaltens von Kabel und Leitungen können somit für die Entwicklung des neuartigen Sensorelements direkt übertragen werden.

Zur Impedanzanpassung des Sensorelements an die HF-Messtechnik wurde im dritten Abschnitt dieser Arbeit die komplexwertige relative Permittivität des Flachs/Epoxidharz Verbundwerkstoffs Mithilfe der gemessenen komplexwertigen relativen Permittivität des Naturfaserwerkstoffs ist für eine Impedanzanpassung des Sensorelements im Frequenzbereich bis 1 GHz bestimmt. Temperatur, Frequenz und Gelegeausrichtung bzw. Faservolumenanteil zeigen einen Einfluss auf die relative Permittivität. Mit zunehmender Temperatur steigt ebenfalls die relative Permittivität, was wiederum die Transmissionseigenschaften des Sensorelements beeinflusst.

Aufgrund der geringeren Permittivität des Epoxidharzes führt eine Steigerung des Faservolumenanteils zu einer Steigerung der Dielektrizität des Naturfaserwerkstoffs. Mithilfe der in dieser Arbeit präsentierten Ergebnisse der komplexwertigen relativen Permittivität des Naturfaserwerkstoffs ist eine Impedanzanpassung des Sensorelements möglich.

Schließlich wird im vierten Teil dieser Arbeit gezeigt, dass eine Abschätzung der strukturellen Integrität von Naturfaserwerkstoffen mithilfe des Leitungssensors möglich ist. Hierzu wurde ein Prüfkörper aus Naturfaserwerkstoff mit integrierten Kupferleitern entwickelt und vorgestellt, welcher für die Übertragung von hochfrequenten Wechselströmen optimiert ist. Sowohl homogene als auch inhomogene Schädigungen können durch die Änderung der Übertragungseigenschaften von hochfrequenten Signalen detektiert werden. Inhomogene Beschädigungen führen zu einer Zunahme von Dämpfung und Phasengang. Darüber hinaus ermöglicht die Zeitbereichsreflektometrie die Lokalisierung des geschädigten Bereichs. Homogene Schädigungen des Naturfaserwerkstoffs sorgen für eine stark korrelierende monotone Abnahme von Dämpfung und Phasengang. Die Abnahme der Transmissionseigenschaften steht im Gegensatz zur durch die charakteristische Oberflächenrauheit verursachten Zunahme der Dämpfung und Abfall der Phase. Die Ursache liegt in der Bildung eines Luftspalts aufgrund der Delamination des Sensorelements von der Matrix. Diese lokale Abnahme der effektiven Permittivität wirkt gegenläufig zur Auswirkung der Oberflächenrauheit auf die Transmissionseigenschaften und überlagert deren Einfluss. Darüber hinaus wurde nachgewiesen, dass die relative Änderung des Signals in Abhängigkeit der Frequenz steigt. Daher wird die maximale Messfrequenz des Systems empfohlen, bei der eine verlustarme Übertragung durch den Leitungssensor gewährleistet werden kann. Es zeigte sich, dass nicht primär die Oberflächenrauheit, sondern hauptsächlich die Änderung der effektiven Permittivität bzw. die Delamination des Sensorelements für die Änderung von Dämpfung und Phase verantwortlich ist. Trotzdem ist die charakteristische Oberflächenrauheit als Messgröße zur mechanischen Verschleißerkennung nicht zu verwerfen. Bei starren nicht-impedanzkontrollierten Leitungen wurde bewiesen, dass eine Abschätzung der Lebensdauer aufgrund der Wechselwirkung zwischen Oberflächenrauheit und hochfrequenter Wechselströme möglich ist.

Das in dieser Arbeit präsentierte Sensorelement ist in der Lage, die strukturelle Integrität von Naturfaserverbundwerkstoffen mithilfe der Übertragungseigenschaften von hochfrequenten Wechselströmen zu bestimmen.

8.2 Ausblick

Die Ergebnisse dieser Arbeit bestätigen, dass die strukturelle Bauteilüberwachung von Naturfaserwerkstoffen mithilfe des Leitungssensors möglich ist. Damit das Sensorelement zukünftig im Automobilbau eingesetzt werden kann, sind weitere Aspekte zu untersuchen.

Aufgrund der Delamination des Sensorelements von der Matrix des Naturfaserwerkstoffs konnte die Beeinflussung der Transmissionseigenschaften durch die Oberflächenrauheit nicht separiert nachgewiesen werden. Damit zukünftig die Oberflächenrauheit als Verschleißmerkmal bestätigt werden kann, ist es notwendig die Delamination des Sensorelements zu verhindern. Eine Möglichkeit hierzu ist die Beschichtung des Sensorelements mit Haftvermittler, der die Adhäsion zur Matrix verstärkt. Zudem könnten Fertigungsverfahren wie das Compression Molding aufgrund höherer Drücke beim Laminieren und Aushärten, eine bessere Adhäsion des Sensorelements erreichen. Dieses Fertigungsverfahren bietet zusätzlich den Vorteil einer größeren Reproduzierbarkeit, sowie bessere mechanische Eigenschaften des Naturfaserwerkstoffs aufgrund des höheren Faservolumenanteils. Zudem konnte die Delamination des Sensorelements im Naturfaserwerkstoff aufgrund von mechanischen Belastungen nicht eindeutig nachgewiesen werden. Dieser Effekt bedarf weiterer Untersuchungen, da eine Ablösung zu einem Luftspalt führt und infolgedessen eine Abnahme der effektiven relativen Permittivität verursacht. Aufgrund der geringeren Di-elektrizitätszahl von Luft im Vergleich zum Naturfaserwerkstoff bewirkt diese Delamination einen Effekt, welcher dem der Oberflächenrauheit entgegenwirkt.

Es wurde beschrieben, dass die geringe Länge des Sensorelements, den Einfluss der Oberflächenrauheit auf die Änderung der Transmissionseigenschaften neben der Delamination zusätzlich verringert. Aufgrund der geringen plastischen Verformung des Kupferleiters im Naturfaserwerkstoff im Vergleich zur Kabelprüfung entsteht erwartungsgemäß eine geringere Oberflächenrauheit. In zukünftigen Untersuchungen ist folglich die Länge des Sensorelements zu vergrößern, um die Beeinflussung der hochfrequenten Wechselströme durch die Rauheit zu vergrößern. Realisiert werden kann dies über eine Vergrößerung der NFK-Probe und eine Mäanderführung des Sensorelements. Es gilt, das Sensorelement an der Stelle der maximalen plastischen Verformung zu platzieren, um die maximale Oberflächenrauheit auf dem Leiterwerkstoff zu erzeugen. Im nächsten Schritt ist zu quantifizieren, welche mechanische Belastung des Naturfaserwerkstoffs zu welcher Oberflächenrauheit auf dem integrierten Sensorelement führt.

Dieser Vergleich ist für eine präzise Abschätzung der Belastung notwendig. Weiterhin ist die Auswirkung der Rauheit auf die Größenordnung der Änderung von Dämpfung und Phase zu untersuchen. Sind diese Parameter bekannt, ist eine präzise Abschätzung der mechanischen Belastung und der damit verbundenen Restlebensdauer des überwachten Bauteils möglich.

Im Kontext dieser Arbeit wurde die Änderung der Transmissionseigenschaften durch mechanischen Verschleiß erforscht. Eine weitere Möglichkeit zur Vorhersage des Verschleißzustands ist die Auswertung der Reflexion. Die Auswertung der Reflexion bietet den Vorteil, dass nur ein Probenende kontaktiert werden muss, was sowohl den Prüfaufbau als auch die spätere Anwendung erheblich vereinfacht.

Die Detektion des Verschleißzustandes mithilfe des Leitungssensors wurde im Frequenzbereich bis 6 GHz erforscht. Da die NFK-Probe im Gegensatz zu den nicht-impedanzkontrollierten Leitungen aufgrund der geringeren Länge keinen relevanten Signalverlust bei 6 GHz zeigt, ist weiterhin zu untersuchen, welche Frequenz maximal zu realisieren ist. Die Ergebnisse zeigen, dass die Effektgröße aufgrund der mechanischen Schädigung in Abhängigkeit der Frequenz steigt. Höhere Frequenzen ermöglichen eine gesteigerte Empfindlichkeit des Sensorelements und damit eine präzisere Verschleißerkennung des Naturfaserwerkstoffs.

Die zukünftige Anwendung des Leitungssensors zur Bauteilüberwachung bietet eine vielversprechende, kostengünstige und einfach zu realisierende Möglichkeit, Naturfaserwerkstoffe in mechanisch anspruchsvollen Bereichen im Automobilbau und darüber hinaus einzusetzen.

Literaturverzeichnis

[1] C. I. Madueke, O. M. Mbah, and R. Umunakwe, "A review on the limitations of natural fibres and natural fibre composites with emphasis on tensile strength using coir as a case study," *Polymer bulletin (Berlin, Germany)*, vol. 80, no. 4, pp. 3489–3506, 2023, doi: https://doi.org/10.1007/s00289-022-04241-y.

[2] K. L. Pickering, M. A. Efendy, and T. M. Le, "A review of recent developments in natural fibre composites and their mechanical performance," *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, vol. 83, pp. 98–112, 2016, doi: https://doi.org/10.1016/j.compositesa.2015.08.038.

[3] Martin Kahl, *SUSTAINABLE PRODUCTION A natural fit: how and why the automotive production industry is turning to bio-materials for sustainable solutions in pursuit of zero emissions and enhanced performance.* [Online]. Available: https://www.automotivemanufacturingsolutions.com/sustainable-production/a-natural-fit-why-the-auto-industry-is-turning-to-bio-materials/44963.article (accessed: Dec. 8 2023).

[4] O. Akampumuza, P. M. Wambua, A. Ahmed, W. Li, and X.-H. Qin, "Review of the applications of biocomposites in the automotive industry," *Polymer Composites*, vol. 38, no. 11, pp. 2553–2569, 2017, doi: https://doi.org/10.1002/pc.23847.

[5] R. Dunne, D. Desai, R. Sadiku, and J. Jayaramudu, "A review of natural fibres, their sustainability and automotive applications," *Journal of Reinforced Plastics and Composites*, vol. 35, no. 13, pp. 1041–1050, 2016, doi: https://doi.org/10.1177/0731684416633898.

[6] Thomas Siebel, *Naturfasern eignen sich für den Karosseriebau.* [Online]. Available: https://www.springerprofessional.de/biowerkstoffe/karosserie/naturfasern-eignen-sich-fuer-den-karosseriebau/18695956

[7] G. Seychal, E. Ramasso, P. Le Moal, G. Bourbon, X. Gabrion, and V. Placet, "Towards in-situ acoustic emission-based health monitoring in bio-based composites structures: Does embedment of sensors affect the mechanical behaviour of flax/epoxy laminates?," *Composites Part B: Engineering*, vol. 236, p. 109787, 2022, doi: https://doi.org/10.1016/j.compositesb.2022.109787.

[8] C. Hammerschmidt, "Automobilen droht der Nerveninfarkt," *VDI Nachrichten*, 01 Aug., p. 14, 2014. https://www.vdi-nachrichten.com/technik/automobil/automobilen-droht-der-nerveninfarkt/

[9] T. Ehlenz, *Multiphysikalische Betrachtung von Kabeln und Leitungen unter mechanisch-dynamischer Belastung*. Dissertation. Trier, 2019.

[10] P. Lenz, *HF-Charakterisierung und Lebensdauerprognose von Leitungen unter mechanisch-dynamischer Beanspruchung*. Dissertation, 2023.

[11] F. Neukirchen, *Von der Kupfersteinzeit zu den Seltenen Erden: Eine kurze Geschichte der Metalle*. Berlin, Heidelberg: Springer Spektrum, 2016.

[12] H.-J. Bargel and G. Schulze, *Werkstoffkunde*. Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg, 2018.

[13] B. W. Schipper, H.-C. Lin, M. A. Meloni, K. Wansleeben, R. Heijungs, and E. van der Voet, "Estimating global copper demand until 2100 with regression and stock dynamics," *Resources, Conservation and Recycling*, vol. 132, pp. 28–36, 2018, doi: https://doi.org/10.1016/j.resconrec.2018.01.004.

[14] A. Elshkaki, T. E. Graedel, L. Ciacci, and B. K. Reck, "Copper demand, supply, and associated energy use to 2050," *Global Environmental Change*, vol. 39, pp. 305–315, 2016, doi: https://doi.org/10.1016/j.gloenvcha.2016.06.006.

[15] ICSG, *Weltweite Kupfernachfrage in den Jahren von 2012 bis 2022 (in Millionen Tonnen)*. [Online]. Available: https://de.statista.com/statistik/daten/studie/156043/umfrage/weltweite-kupfernachfrage-seit-2006/ (accessed: Aug. 11 2023).

[16] B. Arnold, *Werkstofftechnik für Wirtschaftsingenieure*. Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg, 2013.

[17] H. Briehl, *Chemie der Werkstoffe*. Wiesbaden: Springer Fachmedien Wiesbaden, 2014.

[18] *DIN EN 13601:2021-07 - Kupfer und Kupferlegierungen – Stangen und Drähte aus Kupfer für die allgemeine Anwendung in der Elektrotechnik;,* Deutsches Institut für Normung e.V. (Hrsg.), 2021.

[19] K. Dies, *Kupfer und Kupferlegierungen in der Technik*. Berlin, Heidelberg, s.l.: Springer Berlin Heidelberg, 1967.

[20] W. Weißbach, M. Dahms, and C. Jaroschek, *Werkstoffe und ihre Anwendungen*. Wiesbaden: Springer Fachmedien Wiesbaden, 2018.

[21] E. Hornbogen, G. Eggeler, and E. Werner, *Werkstoffe: Aufbau und Eigenschaften von Keramik-, Metall-, Polymer- und Verbundwerkstoffen,* 10th ed. Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg, 2011. [Online]. Available: http://nbn-resolving.org/urn:nbn:de:bsz:31-epflicht-1512710

[22] E. Roos, K. Maile, and M. Seidenfuß, *Werkstoffkunde für Ingenieure: Grundlagen, Anwendung, Prüfung,* 6th ed. Berlin, Heidelberg: Springer Vieweg, 2017. [Online]. Available: http://www.springer.com/de/book/978-3-662-49531-5

[23] H. Schürmann, *Konstruieren mit Faser-Kunststoff-Verbunden,* 2nd ed. Berlin, Heidelberg: Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 2007.

[24] L. Schomer and M. Liewald, "Structural Characteristics of Metal-Ceramic Interpenetrating Phase Composites Manufactured by Using Semi-Solid Forming Technology," *SSP*, vol. 285, pp. 51–56, 2019, doi: https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/SSP.285.51.

[25] M. Neitzel, P. Mitschang, and U. Breuer, *Handbuch Verbundwerkstoffe: Werkstoffe, Verarbeitung, Anwendung,* 2nd ed. München: Hanser, 2014. [Online]. Available: http://www.hanser-elibrary.com/doi/book/10.3139/9783446436978

[26] AVK, Industrievereinigung Verstärkte Kunststoffe, *Handbuch Faserverbundkunststoffe: Grundlagen, Verarbeitung, Anwendungen ; mit 46 Tabellen,* 3rd ed. Wiesbaden: Vieweg + Teubner, 2010.

[27] C. I. Madueke, O. M. Mbah, and R. Umunakwe, "A review on the limitations of natural fibres and natural fibre composites with emphasis on tensile strength using coir as a case study," *Polymer bulletin (Berlin, Germany)*, pp. 1–18, 2022, doi: https://doi.org/10.1007/s00289-022-04241-y.

[28] "DIN EN ISO 6938:2015-01, Textilien_- Naturfasern_- Gattungsnamen und Definitionen (ISO_6938:2012); Deutsche Fassung EN_ISO_6938:2014," 2015, doi: https://doi.org/10.31030/2271510.

[29] D. Veit, *Fasern: Geschichte, Erzeugung, Eigenschaften, Markt*. Berlin, Heidelberg: Springer Vieweg, 2023.

[30] A. Moudood, A. Rahman, A. Öchsner, M. Islam, and G. Francucci, "Flax fiber and its composites: An overview of water and moisture absorption impact on their performance," *Journal of Reinforced Plastics and Composites*, vol. 38, no. 7, pp. 323–339, 2019, doi: https://doi.org/10.1177/0731684418818893.

[31] J. George and J. I. I. Verpoest, "Mechanical properties of flax fibre reinforced epoxy composites," *Angew. Makromol. Chem.*, vol. 272, no. 1, pp. 41–45, 1999, doi: https://doi.org/10.1002/(SICI)1522-9505(19991201)272:1<41::AID-APMC41>3.0.CO;2-X.

[32] S. Liang, P. B. Gning, and L. Guillaumat, "A comparative study of fatigue behaviour of flax/epoxy and glass/epoxy composites," *Composites Science and Technology*, vol. 72, no. 5, pp. 535–543, 2012, doi: https://doi.org/10.1016/j.compscitech.2012.01.011.

[33] S. Liang, P.-B. Gning, and L. Guillaumat, "Properties evolution of flax/epoxy composites under fatigue loading," *International Journal of Fatigue*, vol. 63, pp. 36–45, 2014, doi: https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2014.01.003.

[34] D. May, *Integrierte Produktentwicklung mit Faser-Kunststoff-Verbunden*. Berlin, Heidelberg: Springer Vieweg, 2020.

[35] S. J. Stanglmaier, *Empirische Charakterisierung und Modellierung des Imprägnierprozesses lokal verstärkter Kohlenstofffaserhalbzeuge im RTM- und Nasspress-Verfahren für die Großserie*: Karlsruhe.

[36] A. Puck, *Festigkeitsanalyse von Faser-Matrix-Laminaten: Modelle für die Praxis*. München, Wien: Hanser, 1996.

[37] J. Detlefsen and U. Siart, *Grundlagen der Hochfrequenztechnik,* 3rd ed. München: Oldenbourg, 2010. [Online]. Available: http://www.oldenbourg-link.com/doi/book/10.1524/9783486598575

[38] H. Bernstein, *NF- und HF-Messtechnik: Messen mit Oszilloskopen, Netzwerkanalysatoren und Spektrumanalysator,* 2nd ed. Wiesbaden: Springer Vieweg, 2023.

[39] F. Strauß, *Grundkurs Hochfrequenztechnik*. Wiesbaden: Springer Fachmedien Wiesbaden, 2017.

[40] F. Gustrau, *Hochfrequenztechnik: Grundlagen der mobilen Kommunikationstechnik,* 3rd ed. München: Hanser, 2019.

[41] H. Heuermann, *Hochfrequenztechnik: Komponenten und Mess-, Funk-, RFID- sowie Lokalisierungssysteme,* 4th ed. Wiesbaden: Springer Vieweg, 2023.

[42] E. Philippow, *Grundlagen der Elektrotechnik,* 10th ed. Berlin: Verl. Technik, 2000.

[43] H. Grabinski, *Theorie und Simulation von Leitbahnen: Signalverhalten auf Leitungssystemen in der Mikroelektronik*. Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg, 1991.

[44] R. J. Schütt, *Elektrotechnische Grundlagen für Wirtschaftsingenieure*. Wiesbaden: Springer Fachmedien Wiesbaden, 2013.

[45] H. Bernstein, *Elektrotechnik/Elektronik für Maschinenbauer*. Wiesbaden: Springer Fachmedien Wiesbaden, 2018.

[46] H. Heuermann, *Hochfrequenztechnik*. Wiesbaden: Springer Fachmedien Wiesbaden, 2018.

[47] F. Scheck, *Klassische Feldtheorie: Von Elektrodynamik, nicht-Abelschen Eichtheorien und Gravitation,* 4th ed. Berlin: Springer Spektrum, 2017.

[48] D. M. Pozar, *Microwave engineering,* 4th ed. Hoboken, NJ: Wiley, 2012. [Online]. Available: http://www.loc.gov/catdir/enhancements/fy1210/2011033196-d.html

[49] L. Chen, *Microwave electronics: Measurement and materials characterisation*. Chichester: John Wiley, 2004.

[50] E. Ivers-Tiffée and W. von Münch, *Werkstoffe der Elektrotechnik: Mit 40 Tabellen,* 10th ed. Wiesbaden: Teubner, 2007.

[51] G. H. Findenegg and T. Hellweg, *Statistische Thermodynamik,* 2nd ed. Berlin, Heidelberg: Springer Spektrum, 2015.

[52] P. Lenz, P. Baron, A. Wittmann, and G. Fischer, "Wear-Induced Attenuation on Transmission Lines and Their Causes," *Transactions on Electrical and Electronic Materials, Springer*, 2022, doi: https://doi.org/10.1007/s42341-022-00423-7.

[53] *DIN EN 50396 (VDE 0473-396):2006-07,* Deutsches Institut für Normung e.V. (Hrsg.), Jul. 2006.

[54] *DIN EN ISO 4287:2010-07, Geometrische Produktspezifikation (GPS)_-Oberflächenbeschaffenheit: Tastschnittverfahren_- Benennungen, Definitionen und Kenngrößen der Oberflächenbeschaffenheit*

(ISO_4287:1997_+ Cor_1:1998_+ Cor_2:2005_+ Amd_1:2009); Deutsche Fassung EN_ISO_4287:1998_+ AC:2008_+ A1:2009, Berlin.

[55] J. Rösler, H. Harders, and M. Bäker, *Mechanisches Verhalten der Werkstoffe*. Wiesbaden: Springer Fachmedien Wiesbaden, 2019.

[56] W. Mason, "The Lüders' Lines on Mild Steel," *Proceedings of the Physical Society of London*, no. 23, pp. 305–333, 1910, doi: https://doi.org/10.1088/1478-7814/23/1/331.

[57] S. P. Morgan, "Effect of Surface Roughness on Eddy Current Losses at Microwave Frequencies," *Journal of Applied Physics*, vol. 20, no. 4, pp. 352–362, 1949, doi: https://doi.org/10.1063/1.1698368.

[58] X. Guo, D. R. Jackson, and J. Chen, "An analysis of copper surface roughness effects on signal propagation in PCB traces," in *2013 Texas Symposium on Wireless and Microwave Circuits and Systems (WMCS)*, Waco, TX, USA, 2013, pp. 1–4.

[59] A. F. Horn, J. W. Reynolds, and J. C. Rautio, "Conductor profile effects on the propagation constant of microstrip transmission lines," in *2010 IEEE MTT-S International Microwave Symposium*, Anaheim, CA, USA, 2010, pp. 868–871.

[60] M. Koledintseva, A. Koul, F. Zhou, J. Drewniak, and S. Hinaga, "Surface impedance approach to calculate loss in rough conductor coated with dielectric layer," in *2010 IEEE International Symposium on Electromagnetic Compatibility*, Fort Lauderdale, FL, 2010, pp. 790–795.

[61] T. Liang, S. Hall, H. Heck, and G. Brist, "A Practical Method for Modeling PCB Transmission Lines with Conductor Surface Roughness and Wideband Dielectric Properties," in *2006 IEEE MTT-S International Microwave Symposium Digest*, San Francisco, CA, 2006, pp. 1780–1783.

[62] G. Gold and K. Helmreich, "A physical model for skin effect in rough surfaces," in *2012 42nd European Microwave Conference*, Amsterdam, 2012, pp. 1011–1014.

[63] G. Gold, *Modellierung rauher Oberflächen und Materialcharakterisierung für den Entwurf von Leiterplatten für Hochfrequenzanwendungen*. München: Verlag Dr. Hut, 2016.

[64] G. Gold and K. Helmreich, "Surface impedance concept for modeling conductor roughness," in *2015 IEEE MTT-S International Microwave Symposium*, Phoenix, AZ, USA, 2015, pp. 1–4.

[65] G. Gold and K. Helmreich, "A Physical Surface Roughness Model and Its Applications," *IEEE Trans. Microwave Theory Techn.*, vol. 65, no. 10, pp. 3720–3732, 2017, doi: https://doi.org/10.1109/TMTT.2017.2695192.

[66] P. Lenz, A. Wittmann, and G. Fischer, "Wear-level-monitoring on electrical conductors with high-frequency alternating currents", *FREQUENZ, De Gruyter*, vol. 75, 3-4, pp. 143–146, 2021, doi: https://doi.org/10.1515/freq-2020-0136.

[67] A. I. Vistnes, *Physics of Oscillations and Waves*. Cham: Springer International Publishing, 2018.

[68] M. Karray, A. Triki, C. Poilâne, P. Picart, and M. Gargouri, "Dielectric relaxation phenomena in flax fibers composite," *Fibers Polym*, vol. 17, no. 1, pp. 88–96, 2016, doi: https://doi.org/10.1007/s12221-016-5552-6.

[69] A. Triki, M. Karray, C. Poilâne, P. Picart, and M. Gargouri, "Dielectric analysis of the interfacial polarization of alkali treated woven flax fibers reinforced epoxy composites," *Journal of Electrostatics*, vol. 76, pp. 67–72, 2015, doi: https://doi.org/10.1016/j.elstat.2015.05.017.

[70] A. N. Fraga, E. Frullloni, O. de La Osa, J. M. Kenny, and A. Vázquez, "Relationship between water absorption and dielectric behaviour of natural fibre composite materials," *Polymer Testing*, vol. 25, no. 2, pp. 181–187, 2006, doi: https://doi.org/10.1016/j.polymertesting.2005.11.002.

[71] M. Arous, I. B. Amor, S. Boufi, and A. Kallel, "Experimental study on dielectric relaxation in alfa fiber reinforced epoxy composites," *J. Appl. Polym. Sci.*, vol. 106, no. 6, pp. 3631–3640, 2007, doi: https://doi.org/10.1002/app.26885.

[72] S. Zhang, Y. Li, and Z. Zheng, "Effect of physiochemical structure on energy absorption properties of plant fibers reinforced composites: Dielectric, thermal insulation, and sound absorption properties," *Composites Communications*, vol. 10, pp. 163–167, 2018, doi: https://doi.org/10.1016/j.coco.2018.09.006.

[73] E. Jayamani, S. Hamdan, M. R. Rahman, and M. K. B. Bakri, "Dielectric Properties of Lignocellulosic Fibers Reinforced Polymer Composites: Effect of Fiber Loading and Alkaline Treatment," *Materials Today: Proceedings*, vol. 2, 4-5, pp. 2757–2766, 2015, doi: https://doi.org/10.1016/j.matpr.2015.07.269.

[74] E. Jayamani, S. Hamdan, M. R. Rahman, and M. K. B. Bakri, "Comparative Study of Dielectric Properties of Hybrid Natural Fiber Composites," *Procedia Engineering*, vol. 97, pp. 536–544, 2014, doi: https://doi.org/10.1016/j.proeng.2014.12.280.

[75] E. Jayamani, G. Anil Nair, and K. Soon, "Investigation of the dielectric properties of natural fibre and conductive filler reinforced polymer composites," *Materials Today: Proceedings*, vol. 22, pp. 162–171, 2020, doi: https://doi.org/10.1016/j.matpr.2019.08.032.

[76] E. Jayamani, S. Hamdan, P. Ezhumalai, and M. K. Bakri, "INVESTIGATION ON DIELECTRIC AND SOUND ABSORPTION PROPERTIES OF BANANA FIBERS REINFORCED EPOXY COMPOSITES," *Jurnal Teknologi*, vol. 78, 6-10, 2016, doi: https://doi.org/10.11113/jt.v78.9195.

[77] T. Jackson Singh, S. Samanta, and H. Singh, "Influence of Kevlar Hybridization on Dielectric and Conductivity of Bamboo Fiber Reinforced Epoxy Composite," *Journal of Natural Fibers*, vol. 14, no. 6, pp. 837–845, 2017, doi: https://doi.org/10.1080/15440478.2017.1279583.

[78] I. Ben Amor, H. Rekik, H. Kaddami, M. Raihane, M. Arous, and A. Kallel, "Effect of Palm Tree Fiber Orientation on Electrical Properties of Palm Tree Fiber-reinforced Polyester Composites," *Journal of Composite Materials*, vol. 44, no. 13, pp. 1553–1568, 2010, doi: https://doi.org/10.1177/0021998309353961.

[79] I. B. Amor, Z. Ghallabi, H. Kaddami, M. Raihane, M. Arous, and A. Kallel, "Experimental study of relaxation process in unidirectional (epoxy/palm tree fiber) composite," *Journal of Molecular Liquids*, vol. 154, 2-3, pp. 61–68, 2010, doi: https://doi.org/10.1016/j.molliq.2010.04.006.

[80] C. Dash and D. K. Bisoyi, "Significance of dielectric and mechanical properties on fiber loading of sunn hemp reinforced epoxy composite," in *3RD INTERNATIONAL CONFERENCE ON CONDENSED MATTER AND APPLIED PHYSICS (ICC-2019)*, Bikaner, India, 2020, p. 80027.

[81] "DIN ISO 17359:2018-05, Zustandsüberwachung und -diagnostik von Maschinen_- Allgemeine Anleitungen (ISO_17359:2018)," 2018, doi: https://doi.org/10.31030/2838751.

[82] F.-K. Chang, J. F. C. Markmiller, J. Yang, and Y. Kim, "Structural Health Monitoring," in *System Health Management*, S. B. Johnson et al., Eds.: Wiley, 2011, pp. 419–428.

[83] T. J. Vance and M. Irwin, Eds., *Sequential voicing in Japanese: Papers from the NINJAL Rendaku Project*. Amsterdam, Philadelphia: John Benjamins Publishing Company, 2016.

[84] E. Hering and G. Schönfelder, Eds., *Sensoren in Wissenschaft und Technik: Funktionsweise und Einsatzgebiete,* 2nd ed. Wiesbaden: Springer Fachmedien Wiesbaden GmbH, 2018. [Online]. Available: http://www.springer.com/

[85] F. Sarasini and C. Santulli, "Non-destructive testing (NDT) of natural fibre composites: acoustic emission technique," in *Natural Fibre Composites*: Elsevier, 2014, pp. 273–302.

[86] B. A. Acha, N. E. Marcovich, and J. Karger-Kocsis, "Biodegradable jute cloth reinforced thermoplastic copolyester composites: fracture and failure behaviour," *Plastics, Rubber and Composites*, vol. 35, no. 2, pp. 73–82, 2006, doi: https://doi.org/10.1179/174328906X79978.

[87] T. Czigány, "Special manufacturing and characteristics of basalt fiber reinforced hybrid polypropylene composites: Mechanical properties and acoustic emission study," *Composites Science and Technology*, vol. 66, no. 16, pp. 3210–3220, 2006, doi: https://doi.org/10.1016/j.compscitech.2005.07.007.

[88] C. Santulli, "Post-impact damage characterisation on natural fibre reinforced composites using acoustic emission," *NDT & E International*, vol. 34, no. 8, pp. 531–536, 2001, doi: https://doi.org/10.1016/S0963-8695(01)00013-5.

[89] C. Bonnafous, F. Touchard, and L. Chocinski-Arnault, "Multi scale analysis by acoustic emission of damage mechanisms in natural fibre woven fabrics/epoxy composites," *EPJ Web of Conferences*, vol. 6, p. 20009, 2010, doi: https://doi.org/10.1051/epjconf/20100620009.

[90] C. Bonnafous, F. Touchard, and and L. Chocinski-Arnault, "Damage Mechanisms in Hemp-Fibre Woven Fabric Composite, and Comparison with Glass-Fibre Composite,"

[91] Igor Maria De Rosa, Carlo Santulli, and Fabrizio Sarasini, "Natural Fiber Composites Monitored by Acoustic Emission," 2008.

[92] I. M. de Rosa, C. Santulli, and F. Sarasini, "Acoustic emission for monitoring the mechanical behaviour of natural fibre composites: A literature review," *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, vol. 40, no. 9, pp. 1456–1469, 2009, doi: https://doi.org/10.1016/j.compositesa.2009.04.030.

[93] G. Romhány, T. Czigány, and J. Karger-Kocsis, "Determination of J–R curves of thermoplastic starch composites containing crossed quasi-unidirectional flax fiber reinforcement," *Composites Science and Technology*, vol. 66, no. 16, pp. 3179–3187, 2006, doi: https://doi.org/10.1016/j.compscitech.2005.01.016.

[94] G. Romhány, J. Karger-Kocsis, and T. Czigány, "Tensile fracture and failure behavior of technical flax fibers," *J Appl Polym Sci*, vol. 90, no. 13, pp. 3638–3645, 2003, doi: https://doi.org/10.1002/app.13110.

[95] Z. Kocsis and T. Czigány, "Investigation of the Debonding Process in Wood Fiber Reinforced Polymer Composites by Acoustic Emission," *MSF*, 537-538, pp. 199–206, 2007, doi: https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.537-538.199.

[96] J.-M. Park, S. T. Quang, B.-S. Hwang, and K. L. DeVries, "Interfacial evaluation of modified Jute and Hemp fibers/polypropylene (PP)-maleic anhydride polypropylene copolymers (PP-MAPP) composites using micromechanical technique and nondestructive acoustic emission," *Composites Science and Technology*, vol. 66, no. 15, pp. 2686–2699, 2006, doi: https://doi.org/10.1016/j.compscitech.2006.03.014.

[97] Frankenstein, B., Schubert, F., Büter, A., Lehmann, M., & Brunner, B., "Monitoring System for Delamination Detection – Qualification of Structural Health Monitoring (SHM) Systems," *Journal of Nondestructive Testing*, 2006.

[98] M. Gabler, *Funktionsintegrierte Faserverbundwerkstoffe - ein Beitrag zu strukturintegrierter Sensorik*, 2012.

[99] A. Frank, *Dehnungs- und Temperaturmessung in Verbundwerkstoffen mit eingebetteten faseroptischen Bragg-Gitter-Sensoren*.

[100] Y. Fan and M. Kahrizi, "Characterization of a FBG strain gage array embedded in composite structure," *Sensors and Actuators A: Physical*, vol. 121, no. 2, pp. 297–305, 2005, doi: https://doi.org/10.1016/j.sna.2005.01.021.

[101] C. Doyle *et al.,* "In-situ process and condition monitoring of advanced fibre-reinforced composite materials using optical fibre sensors," *Smart Mater. Struct.*, vol. 7, no. 2, pp. 145–158, 1998, doi: https://doi.org/10.1088/0964-1726/7/2/002.

[102] B.-W. Jang, S.-O. Park, Y.-G. Lee, C.-G. Kim, and C.-Y. Park, "Detection of Impact Damage in Composite Structures Using High Speed FBG Interrogator," *Advanced Composite Materials*, vol. 21, no. 1, pp. 29–44, 2012, doi: https://doi.org/10.1163/156855111X620874.

[103] A. Kakei and J. A. Epaarachchi, "Use of fiber Bragg grating sensors for monitoring delamination damage propagation in glass-fiber reinforced composite structures," *Front. Optoelectron.*, vol. 11, no. 1, pp. 60–68, 2018, doi: https://doi.org/10.1007/s12200-018-0761-9.

[104] D. Kinet, P. Mégret, K. W. Goossen, L. Qiu, D. Heider, and C. Caucheteur, "Fiber Bragg grating sensors toward structural health monitoring in composite materials: challenges and solutions," *Sensors (Basel, Switzerland)*, vol. 14, no. 4, pp. 7394–7419, 2014, doi: https://doi.org/10.3390/s140407394.

[105] K. S. C. Kuang and W. J. Cantwell, "The use of plastic optical fibre sensors for monitoring the dynamic response of fibre composite beams," *Meas. Sci. Technol.*, vol. 14, no. 6, pp. 736–745, 2003, doi: https://doi.org/10.1088/0957-0233/14/6/305.

[106] K.-T. Lau, "Structural health monitoring for smart composites using embedded FBG sensor technology," *Materials Science and Technology*, vol. 30, no. 13, pp. 1642–1654, 2014, doi: https://doi.org/10.1179/1743284714Y.0000000608.

[107] H. Ling, K. Lau, L. Cheng, and W. Jin, "Viability of using an embedded FBG sensor in a composite structure for dynamic strain measurement," *Measurement*, vol. 39, no. 4, pp. 328–334, 2006, doi: https://doi.org/10.1016/j.measurement.2005.11.011.

[108] C. Schilder, M. Schukar, M. Steffen, and K. Krebber, "Evaluating distributed fibre optic sensors integrated into thermoplastic composites for structural health monitoring," in *23rd International Conference on Optical Fibre Sensors*, Santander, Spain, 2014, 91575Q.

[109] Q. Zhu, C. Xu, and G. Yang, "Experimental research on damage detecting in composite materials with FBG sensors under low frequency cycling," *International Journal of Fatigue*, vol. 101, pp. 61–66, 2017, doi: https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2017.03.034.

[110] K. Weraneck, *Strukturueberwachung mittels eingebetteter-Faser-Bragg-Gitter*. Dissertation: Technische Universität München, 2018.

[111] W. Xiong, C. S. Cai, and X. Kong, "Instrumentation design for bridge scour monitoring using fiber Bragg grating sensors," *Applied optics*, vol. 51, no. 5, pp. 547–557, 2012, doi: https://doi.org/10.1364/AO.51.000547.

[112] X. Qiao, Z. Shao, W. Bao, and Q. Rong, "Fiber Bragg Grating Sensors for the Oil Industry," *Sensors (Basel, Switzerland)*, vol. 17, no. 3, 2017, doi: https://doi.org/10.3390/s17030429.

[113] S. Girard *et al.,* "Overview of radiation induced point defects in silica-based optical fibers," *Reviews in Physics*, vol. 4, p. 100032, 2019, doi: https://doi.org/10.1016/j.revip.2019.100032.

[114] H. Ling, K. Lau, L. Cheng, and W. Jin, "Fibre optic sensors for delamination identification in composite beams using a genetic algorithm," *Smart Mater. Struct.*, vol. 14, no. 1, pp. 287–295, 2005, doi: https://doi.org/10.1088/0964-1726/14/1/030.

[115] A. Rajabzadeh, R. Heusdens, R. C. Hendriks, and R. M. Groves, "Characterisation of Transverse Matrix Cracks in Composite Materials Using Fibre Bragg Grating Sensors," *J. Lightwave Technol.*, vol. 37, no. 18, pp. 4720–4727, 2019, doi: https://doi.org/10.1109/JLT.2019.2919339.

[116] G. Szebényi, Y. Blößl, G. Hegedüs, T. Tábi, T. Czigany, and R. Schledjewski, "Fatigue monitoring of flax fibre reinforced epoxy composites using integrated fibre-optical FBG sensors," *Composites Science and Technology*, vol. 199, p. 108317, 2020, doi: https://doi.org/10.1016/j.compscitech.2020.108317.

[117] S. Hesse and G. Schnell, *Sensoren für die Prozess- und Fabrikautomation: Funktion - Ausführung - Anwendung,* 6th ed. Wiesbaden: Springer Vieweg, 2014.

[118] M. Zhang, O. Bareille, and M. Salvia, "Cure and damage monitoring of flax fiber-reinforced epoxy composite repairs for civil engineering structures using embedded piezo micro-patches," *Construction and Building Materials*, vol. 225, pp. 196–203, 2019, doi: https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2019.07.179.

[119] M. Zaleha, S. Mahzan, and M. I. Idris, "Passive Damage Detection of Natural Fibre Reinforced Composites Using Sensor Response Data," *AMM*, vol. 534, pp. 17–23, 2014, doi: https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/AMM.534.17.

[120] M. Zaleha, S. Mahzan, and I. M. Izwana, "Implementing Neural Network for Damage Severity Identification of Natural Kenaf Fibre Composites," *AMM*, vol. 564, pp. 189–193, 2014, doi: https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/AMM.564.189.

[121] K. M. Tripathi, F. Vincent, M. Castro, and J. F. Feller, "Flax fibers – epoxy with embedded nanocomposite sensors to design lightweight smart bio-composites," *Nanocomposites*, vol. 2, no. 3, pp. 125–134, 2016, doi: https://doi.org/10.1080/20550324.2016.1227546.

[122] C. Tuloup, W. Harizi, Z. Aboura, Y. Meyer, K. Khellil, and R. Lachat, "On the use of in-situ piezoelectric sensors for the manufacturing and structural health monitoring of polymer-matrix composites: A literature review," *Composite Structures*, vol. 215, pp. 127–149, 2019, doi: https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2019.02.046.

[123] S. Carrino, A. Maffezzoli, and G. Scarselli, "Active SHM for composite pipes using piezoelectric sensors," *Materials Today: Proceedings*, vol. 34, pp. 1–9, 2021, doi: https://doi.org/10.1016/j.matpr.2019.12.048.

[124] H. Montazerian, A. Rashidi, A. S. Milani, and M. Hoorfar, "Integrated Sensors in Advanced Composites: A Critical Review," *Critical Reviews in Solid State and Materials Sciences*, vol. 45, no. 3, pp. 187–238, 2020, doi: https://doi.org/10.1080/10408436.2019.1588705.

[125] S. Nauman, "Piezoresistive Sensing Approaches for Structural Health Monitoring of Polymer Composites—A Review," *Eng*, vol. 2, no. 2, pp. 197–226, 2021, doi: https://doi.org/10.3390/eng2020013.

[126] M. E. Voutetaki, M. C. Naoum, N. A. Papadopoulos, and C. E. Chalioris, "Cracking Diagnosis in Fiber-Reinforced Concrete with Synthetic Fibers Using Piezoelectric Transducers," *Fibers*, vol. 10, no. 1, p. 5, 2022, doi: https://doi.org/10.3390/fib10010005.

[127] Z. Li, A. Haigh, C. Soutis, and A. Gibson, "Principles and Applications of Microwave Testing for Woven and Non-Woven Carbon Fibre-Reinforced Polymer Composites: a Topical Review," *Appl Compos Mater*, vol. 25, no. 4, pp. 965–982, 2018, doi: https://doi.org/10.1007/s10443-018-9733-x.

[128] Zhen Li, Arthur D.Haigh, Constantinos Soutis, and Andrew A.P. Gibson, "Simulation for the impact damage detection in composites by using the near-field microwave waveguide imaging,"

[129] Z. Li and Z. Meng, "A Review of the Radio Frequency Non-destructive Testing for Carbon-fibre Composites," *Measurement Science Review*, vol. 16, no. 2, pp. 68–76, 2016, doi: https://doi.org/10.1515/msr-2016-0010.

[130] D. Kumar, S. Karuppuswami, Y. Deng, and P. Chahal, "A wireless shortwave near-field probe for monitoring structural integrity of dielectric composites and polymers," *NDT & E International*, vol. 96, pp. 9–17, 2018, doi: https://doi.org/10.1016/j.ndteint.2018.02.005.

[131] B. Salski *et al.,* "Portable Automated Radio-Frequency Scanner for Non-destructive Testing of Carbon-Fibre-Reinforced Polymer Composites," *J Nondestruct Eval*, vol. 35, no. 2, 2016, doi: https://doi.org/10.1007/s10921-016-0343-y.

[132] B. Salski *et al.,* "Non-destructive testing of carbon-fibre-reinforced polymer materials with a radio-frequency inductive sensor," *Composite Structures*, vol. 122, pp. 104–112, 2015, doi: https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2014.11.056.

[133] H. Song, Z. Wang, Y. Zeng, X. Guo, and C. Tang, "Efficient Near-Field Radiofrequency Imaging of Impact Damage on CFRP Materials with Learning-Based Compressed Sensing," *Materials (Basel, Switzerland)*, vol. 15, no. 17, 2022, doi: https://doi.org/10.3390/ma15175874.

[134] N. D. Alexopoulos, C. Bartholome, P. Poulin, and Z. Marioli-Riga, "Structural health monitoring of glass fiber reinforced composites using embedded carbon nanotube (CNT) fibers," *Composites Science and Technology*, vol. 70, no. 2, pp. 260–271, 2010, doi: https://doi.org/10.1016/j.compscitech.2009.10.017.

[135] L. Gao, E. T. Thostenson, Z. Zhang, and T.-W. Chou, "Sensing of Damage Mechanisms in Fiber-Reinforced Composites under Cyclic Loading using Carbon Nanotubes," *Adv. Funct. Mater.*, vol. 19, no. 1, pp. 123–130, 2009, doi: https://doi.org/10.1002/adfm.200800865.

[136] L. Tzounis *et al.,* "Highly conductive ultra-sensitive SWCNT-coated glass fiber reinforcements for laminate composites structural health monitoring," *Composites Part B: Engineering*, vol. 169, pp. 37–44, 2019, doi: https://doi.org/10.1016/j.compositesb.2019.03.070.

[137] N. Selvan *et al.,* "Piezoresistive natural rubber-multiwall carbon nanotube nanocomposite for sensor applications," *Sensors and Actuators A: Physical*, vol. 239, pp. 102–113, 2016, doi: https://doi.org/10.1016/j.sna.2016.01.004.

[138] J. Moll *et al.,* "Radar-based monitoring of glass fiber reinforced composites during fatigue testing," *Struct Control Health Monit*, 2021, doi: https://doi.org/10.1002/stc.2812.

[139] S.-J. Joo, M.-H. Yu, E.-B. Jeon, and H.-S. Kim, "In situ fabrication of copper electrodes on carbon-fiber-reinforced polymer (CFRP) for damage monitoring by printing and flash light sintering," *Composites Science and Technology*, vol. 142, pp. 189–197, 2017, doi: https://doi.org/10.1016/j.compscitech.2017.02.011.

[140] H. Kim and M. González, "Fatigue failure of printed circuit board chemically etched copper traces in multifunctional composite structures," *Journal of Composite Materials*, vol. 48, no. 8, pp. 985–996, 2014, doi: https://doi.org/10.1177/0021998313480980.

[141] H. Kim and K. Hsieh, "Measurement and prediction of embedded copper foil fatigue crack growth in multifunctional composite structure," *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, vol. 43, no. 3, pp. 492–506, 2012, doi: https://doi.org/10.1016/j.compositesa.2011.11.017.

[142] T. J. Swait, F. R. Jones, and S. A. Hayes, "A practical structural health monitoring system for carbon fibre reinforced composite based on electrical resistance," *Composites Science and Technology*, vol. 72, no. 13, pp. 1515–1523, 2012, doi: https://doi.org/10.1016/j.compscitech.2012.05.022.

[143] J. Wen, Z. Xia, and F. Choy, "Damage detection of carbon fiber reinforced polymer composites via electrical resistance measurement," *Composites Part B: Engineering*, vol. 42, no. 1, pp. 77–86, 2011, doi: https://doi.org/10.1016/j.compositesb.2010.08.005.

[144] M. A. Caminero, M. Lopez-Pedrosa, C. Pinna, and C. Soutis, "Damage Assessment of Composite Structures Using Digital Image Correlation," *Appl Compos Mater*, vol. 21, no. 1, pp. 91–106, 2014, doi: https://doi.org/10.1007/s10443-013-9352-5.

[145] L. P. Canal, C. González, J. M. Molina-Aldareguía, J. Segurado, and J. LLorca, "Application of digital image correlation at the microscale in fiber-reinforced composites," *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, vol. 43, no. 10, pp. 1630–1638, 2012, doi: https://doi.org/10.1016/j.compositesa.2011.07.014.

[146] H. Gonabadi, A. Oila, A. Yadav, and S. Bull, "Fatigue damage analysis of GFRP composites using digital image correlation," *J. Ocean Eng. Mar. Energy*, vol. 7, no. 1, pp. 25–40, 2021, doi: https://doi.org/10.1007/s40722-020-00184-6.

[147] T. He, L. Liu, A. Makeev, and B. Shonkwiler, "Characterization of stress–strain behavior of composites using digital image correlation and finite element analysis," *Composite Structures*, vol. 140, pp. 84–93, 2016, doi: https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2015.12.018.

[148] G. Szebényi and V. Hliva, "Detection of Delamination in Polymer Composites by Digital Image Correlation-Experimental Test," *Polymers*, vol. 11, no. 3, 2019, doi: https://doi.org/10.3390/polym11030523.

[149] M. Tekieli, S. de Santis, G. de Felice, A. Kwiecień, and F. Roscini, "Application of Digital Image Correlation to composite reinforcements testing," *Composite Structures*, vol. 160, pp. 670–688, 2017, doi: https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2016.10.096.

[150] C. Unlusoy and G. W. Melenka, "Flexural testing of cellulose fiber braided composites using three dimensional digital image correlation," *Composite Structures*, vol. 230, p. 111538, 2019, doi: https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2019.111538.

[151] T. Whitlow, E. Jones, and C. Przybyla, "In-situ damage monitoring of a SiC/SiC ceramic matrix composite using acoustic emission and digital image correlation," *Composite Structures*, vol. 158, pp. 245–251, 2016, doi: https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2016.09.040.

[152] C. Buggisch, A. Gagani, and B. Fiedler, "Capacitance measurements on integrated conductors for detection of matrix cracks in GFRP," *Functional Composite Mater*, vol. 2, no. 1, 2021, doi: https://doi.org/10.1186/s42252-020-00013-x.

[153] P. Baron, P. Lenz, A. Wittmann, and G. Fischer, "Integrity-sensing based on surface roughness of copper conductors for future use in natural fiber composites," *IEEE Sens. Lett.*, p. 1, 2021, doi: https://doi.org/10.1109/LSENS.2021.3061143.

[154] P. Baron, P. Lenz, M. Schomer, K. P. Koch, A. Wittmann, and G. Fischer, "Surface roughness and its structural orientation caused by internal microstructural changes in mechanically stressed copper conductors," *Journal of Materials Science, Springer*, 2022, doi: https://doi.org/10.1007/s10853-022-07579-w.

[155] Bender GmbH & Co. KG, *LINETRAXX GM420.* [Online]. Available: https://www.bender.de/produkte/.

[156] Instron GmbH, *Instron 8872 axial 25 kN.* [Online]. Available: https://www.instron.com/-/media/literature-library/products/2012/10/8872-servohydraulic-fatigue-testing-system.pdf

[157] "DIN 50100:2016-12, Schwingfestigkeitsversuch_- Durchführung und Auswertung von zyklischen Versuchen mit konstanter Lastamplitude für metallische Werkstoffproben und Bauteile," 2016, doi: https://doi.org/10.31030/2580844.

[158] Deutsches Institut für Normung e.V. (Hrsg.), "DIN ISO 7800: Metallische Werkstoffe - Draht - Einfacher Verwindeversuch," 2013.

[159] confovis GmbH, *TOOLinspect.* [Online]. Available: https://www.confovis.com/optische-messsysteme/toolinspect/

[160] *DIN EN ISO 25178-2:2012-09, Geometrische Produktspezifikation (GPS)_- Oberflächenbeschaffenheit: Flächenhaft_- Teil_2: Begriffe und Oberflächen-Kenngrößen (ISO_25178-2:2012); Deutsche Fassung EN_ISO_25178-2:2012*, Berlin.

[161] G. Gottstein, *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*. Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg, 2014.

[162] Cloeren Technology GmbH, *CEM100 Blue.* [Online]. Available: https://www.cloeren.de/metallographie-shop/kalteinbettmittel-cem1000-blue-set

[163] S. Nestorovic, D. Markovic, and L. Ivanic, "Influence of degree of deformation in rolling on anneal hardening effect of a cast copper alloy," *Bull Mater Sci*, vol. 26, no. 6, pp. 601–604, 2003, doi: https://doi.org/10.1007/BF0270432210.1007/BF02704322.

[164] Festool GmbH, *Poliermittel MPA 5010.* [Online]. Available: https://www.festool.de/zubehoer/202048---mpa-5010-010,5l?utm_source=google&utm_campaign=PMax-Shopping-Tools&gclid=CjwKCAjw3dCnBhBCEiwAVvLcu76nNGAyZ-YewdJiw760egfzAycqjDbFv4BTO1cu8K5eESBSbIbvochoC-ic-QAvD_BwE#%C3%9Cbersicht

[165] Festool GmbH, *Poliermittel MPA 9010.* [Online]. Available: https://www.festool.de/zubehoer/202050---mpa-9010-bl0,5l?utm_source=google&utm_campaign=PMax-Shopping-Tools&gclid=CjwKCAjw3dCnBhBCEiwAVvL-cuxZpjIQTLOYI58Wj_bkW3u80OsjK3ul3RoosP62xVTaKqj7j-fg-NR0CiXMQAvD_BwE

[166] G. Petzow, *Metallographisches, keramographisches, plastographisches Ätzen,* 6th ed. Berlin, Stuttgart: Borntraeger, 2006.

[167] Carl Zeiss Microscopy Deutschland GmbH, *Zeiss Axio Scope.A1.* [Online]. Available: https://www.zeiss.com/microscopy/de/produkte/lichtmikroskope/weitfeldmikroskope/axioscope-fuer-die-materialforschung.html

[168] Carl Zeiss Microscopy Deutschland GmbH, *Axiocam 208 color.* [Online]. Available: https://www.zeiss.com/microscopy/en/products/cameras/axiocam-208-color.html

[169] W. F. Hosford, *Mechanical Behavior of Materials*. New York: Cambridge University Press, 2005.

[170] W. Weißbach, M. Dahms, and C. Jaroschek, *Werkstoffkunde*. Wiesbaden: Springer Fachmedien Wiesbaden, 2015.

[171] E. Macherauch and H.-W. Zoch, *Praktikum in Werkstoffkunde*. Wiesbaden: Springer Fachmedien Wiesbaden, 2019.

[172] Mark Henning, *µGrain: Micrograph Processing and Analysis Tool.* [Online]. Available: https://www.mark-henning.de.

[173] ASTM International (2004), "Test Methods for Determining Average Grain Size: Standard-Test-Methods-for-Determining-Average-Grain-Size," 2021, doi: https://doi.org/10.1520/E0112-13R21.

[174] E. Hornbogen, H. Warlimont, and B. Skrotzki, *Metalle*. Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg, 2019.

[175] JEOL Ltd., *JSM-6610 Series Scanning Electron.* [Online]. Available: https://www.jeol.com/products/scientific/sem/JSM-6610series.php

[176] A. S. Malin and M. Hatherly, "Microstructure of cold-rolled copper,"

[177] L. L. Li, Z. J. Zhang, P. Zhang, Z. G. Wang, and Z. F. Zhang, "Controllable fatigue cracking mechanisms of copper bicrystals with a coherent twin boundary," *Nature communications*, vol. 5, p. 3536, 2014, doi: https://doi.org/10.1038/ncomms4536.

[178] L. Meshi *et al.,* "Dislocation structure and hardness of surface layers under friction of copper in different lubricant conditions," *Acta Materialia*, vol. 59, no. 1, pp. 342–348, 2011, doi: https://doi.org/10.1016/j.actamat.2010.09.038.

[179] P. Peralta, U. Ramamurty, S. Suresh, G. H. Campbell, W. E. King, and T. E. Mitchell, "Crystallographic effects on the fatigue fracture of copper-sapphire interfaces," *Philosophical Magazine A*, vol. 80, no. 9, pp. 2109–2129, 2000, doi: https://doi.org/10.1080/01418610008212154.

[180] Q. Sun, Y. Ni, and S. Wang, "Orientation dependence of dislocation structure in surface grain of pure copper deformed in tension," *Acta Materialia*, vol. 203, p. 116474, 2021, doi: https://doi.org/10.1016/j.actamat.2020.11.016.

[181] Z. F. Zhang and Z. G. Wang, "Grain boundary effects on cyclic deformation and fatigue damage," *Progress in Materials Science*, vol. 53, no. 7, pp. 1025–1099, 2008, doi: https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2008.06.001.

[182] Leica Microsystems GmbH, *Stereo Microscopes: TECHNICAL INFORMATION.* [Online]. Available: https://www.leica-microsystems.com/de/produkte/lichtmikroskope/stereomikroskope/p/leica-m125-c/

[183] J. Dankert and H. Dankert, *Technische Mechanik*. Wiesbaden: Springer Fachmedien Wiesbaden, 2013.

[184] D. Kiener, C. Motz, W. Grosinger, D. Weygand, and R. Pippan, "Cyclic response of copper single crystal micro-beams," *Scripta Materialia*, vol. 63, no. 5, pp. 500–503, 2010, doi: https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2010.05.014.

[185] W. Jia and J. Fernandes, "Mechanical behaviour and the evolution of the dislocation structure of copper polycrystal deformed under fatigue–tension and tension–fatigue sequential strain paths," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 348, 1-2, pp. 133–144, 2003, doi: https://doi.org/10.1016/S0921-5093(02)00630-5.

[186]A. M. Hussein and J. A. El-Awady, "Surface roughness evolution during early stages of mechanical cyclic loading," *International Journal of Fatigue*, vol. 87, pp. 339–350, 2016, doi: https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2016.02.022.

[187]R. Leach, *Characterisation of Areal Surface Texture*. Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg, 2013.

[188]A. R. Hinkle, W. G. Nöhring, R. Leute, T. Junge, and L. Pastewka, "The emergence of small-scale self-affine surface roughness from deformation," *Sci. Adv.*, vol. 6, no. 7, 2020, doi: https://doi.org/10.1126/sciadv.aax0847.

[189]Z. Huda, *Mechanical Behavior of Materials*. Cham: Springer International Publishing, 2022.

[190]Instron GmbH, *AVE 2.* [Online]. Available: https://www.instron.com/-/media/literature-library/products/2014/12/ave-2--non-contacting-video-extensometer.pdf#page=3?&ch=203&sc_lang=de-DE&ch=203

[191] T. Mühl, *Elektrische Messtechnik*. Wiesbaden: Springer Fachmedien Wiesbaden, 2020.

[192]*DIN EN 573-2:1994-12, Aluminium und Aluminiumlegierungen_- Chemische Zusammensetzung und Form von Halbzeug_- Teil_2: Bezeichnungssystem mit chemischen Symbolen; Deutsche Fassung EN_573-2:1994*, Berlin.

[193]*DIN EN 573-3:2019-10, Aluminium und Aluminiumlegierungen_- Chemische Zusammensetzung und Form von Halbzeug_- Teil_3: Chemische Zusammensetzung und Erzeugnisformen; Deutsche Fassung EN_573-3:2019*, Berlin.

[194]"DIN 17753:2002-09, Drähte aus Nickel und Nickel-Knetlegierungen_-Eigenschaften," 2002, doi: https://doi.org/10.31030/9263983.

[195]*DIN 17740:2002-09, Nickel in Halbzeug_- Zusammensetzung*, Berlin.

[196]S. Lucyszyn, "Microwave Characterization of Nickel," *PIERS Online*, vol. 4, no. 6, pp. 686–690, 2008, doi: https://doi.org/10.2529/PIERS080119215655.

[197]H. Bernstein, *Messelektronik und Sensoren*. Wiesbaden: Springer Fachmedien Wiesbaden, 2014.

[198]T. Okiyama, T. Hara, T. Takemoto, Y. Kawai, and Y. Nakamura, "High permeability of Fe-Ni-Cr with ultra-high purity," *IEEE Trans. Magn.*, vol. 28, no. 5, pp. 2790–2792, 1992, doi: https://doi.org/10.1109/20.179628.

[199]Pico Technology Ltd, *PicoVNA 100 Series.* [Online]. Available: https://www.picotech.com/download/datasheets/picovna-vector-network-analyzer-data-sheet.pdf

[200] MACOM Technology Solutions Inc., *MABA-011100: 1:2 Transformer Balun.* [Online]. Available: https://cdn.macom.com/datasheets/MABA-011100.pdf

[201]HUBER+SUHNER AG, *SUCOTEST 18: ST18/SMAm/SMAm/72 inch cable assembly.* [Online]. Available: https://www.hubersuhner.com/en/documents-repository/technologies/pdf/rf-stock-assemblies/st18-smam-smam-72inch

[202]Rohde & Schwarz, *R&S®ZVH CABLE AND ANTENNA ANALYZER: Specifications.* [Online]. Available: https://scdn.rohde-schwarz.com/ur/pws/dl_downloads/dl_common_library/dl_manuals/gb_1/z/zvh_1/ZVH_OperatingManual_de_FW130.pdf

[203]*Taschenbuch der Hochfrequenztechnik: Grundlagen Komponenten Systeme*. Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg, 1986.

[204]M. O. Weber and A. Ehrmann, "Necessary modification of the Euler–Eytelwein formula for knitting machines," *Journal of The Textile Institute*, vol. 103, no. 6, pp. 687–690, 2012, doi: https://doi.org/10.1080/00405000.2011.598665.

[205]K. T. Chung, A. Sabo, and A. P. Pica, "Electrical permittivity and conductivity of carbon black-polyvinyl chloride composites," *Journal of Applied Physics*, vol. 53, no. 10, pp. 6867–6879, 1982, doi: https://doi.org/10.1063/1.330027.

[206]A. T. Mohamed, "Thermal experimental verification on effects of nanoparticles for enhancing electric and dielectric performance of polyvinyl chloride," *Measurement*, vol. 89, pp. 28–33, 2016, doi: https://doi.org/10.1016/j.measurement.2016.04.002.

[207]R. Mujal-Rosas, M. Marin-Genesca, and J. Ballart-Prunell, "Dielectric properties of various polymers (PVC, EVA, HDPE, and PP) reinforced with ground tire rubber (GTR)," *Science and Engineering of Composite Materials*, vol. 22, no. 3, pp. 231–243, 2015, doi: https://doi.org/10.1515/secm-2013-0233.

[208] B. Riddle, J. Baker-Jarvis, and J. Krupka, "Complex permittivity measurements of common plastics over variable temperatures," *IEEE Trans. Microwave Theory Techn.*, vol. 51, no. 3, pp. 727–733, 2003, doi: https://doi.org/10.1109/TMTT.2003.808730.

[209] W. Weißgerber, *Elektrotechnik für Ingenieure,* 5th ed. Wiesbaden: Springer Vieweg, 2015.

[210] Rohde & Schwarz, *HM8118 LCR Bridge/Meter.* [Online]. Available: https://www.rohde-schwarz.com/de/produkte/messtechnik/lcr-meter-und-impedanzanalysatoren/rs-hm8118-lcr-messbruecken-messer_63493-44101.html

[211] J. Hoffmann, P. Leuchtmann, J. Ruefenacht, and C. Hafner, "Propagation Constant of a Coaxial Transmission Line With Rough Surfaces," *IEEE Trans. Microwave Theory Techn.*, vol. 57, no. 12, pp. 2914–2922, 2009, doi: https://doi.org/10.1109/TMTT.2009.2034214.

[212] P. Baron, P. Lenz, K. P. Koch, A. Wittmann, and G. Fischer, "Dielectric properties of unidirectional and biaxial flax/epoxy composites at frequencies up to 1 GHz," *Materials Today Communications*, vol. 36, p. 106656, 2023, doi: https://doi.org/10.1016/j.mtcomm.2023.106656.

[213] Bcomp Ltd., *ampliTex Art. No. 5025.* [Online]. Available: https://pdf.nauticexpo.com/pdf/bcomp-ltd/amplitex-5025/51016-100536.html

[214] M. E. Messiry, "Theoretical analysis of natural fiber volume fraction of reinforced composites," *Alexandria Engineering Journal*, vol. 52, no. 3, pp. 301–306, 2013, doi: https://doi.org/10.1016/j.aej.2013.01.006.

[215] DIN Deutsches Institut für Normung e. V., "DIN EN IEC 62631-2-1:2018-12, Dielektrische und resistive Eigenschaften fester Elektroisolierstoffe_- Teil_2-1: Relative Permittivität und Verlustfaktor_- Technische Frequenzen (0,1_Hz bis 10_MHz)_- Wechselspannungsverfahren (IEC_62631-2-1:2018); Deutsche Fassung EN_IEC_62631-2-1:2018: Dielektrische und resistive Eigenschaften fester Elektroisolierstoffe," 2018, doi: https://doi.org/10.31030/2885968.

[216] Binder GmbH, *Model MK 115.* [Online]. Available: https:// www.binder-world.com/int-en/product/mk-115

[217] Keysight, *E4991A Impedance/Material Analyzer.* [Online]. Available: https://www.keysight.com/de/de/product/E4991A/rf-impedancematerial-analyzer.html

[218] Keysight, *16453A Dielectric Material Test Fixture.* [Online]. Available: https://www.keysight.com/de/de/product/16453A/dielectric-material-test-fixture.html

[219] V. Kumar, P. K. Kushwaha, and R. Kumar, "Impedance-spectroscopy analysis of oriented and mercerized bamboo fiber-reinforced epoxy composite," *J Mater Sci*, vol. 46, no. 10, pp. 3445–3451, 2011, doi: https://doi.org/10.1007/s10853-011-5249-6.

[220] A. Triki, M. Guicha, M. Ben Hassen, and M. Arous, "Comparative study of the dielectric properties of natural-fiber-matrix composites and E-glass-matrix composites," *J. Appl. Polym. Sci.*, vol. 129, no. 1, pp. 487–498, 2013, doi: https://doi.org/10.1002/app.38499.

[221] M. A. Omri, M. R. Sanjay, A. Triki, B. Yogesha, and A. Kallel, "Dielectric properties and interfacial adhesion of jute, kenaf and E-glass fabrics reinforcing epoxy composites," *Polym. Compos.*, vol. 40, no. 6, pp. 2142–2153, 2019, doi: https://doi.org/10.1002/pc.25001.

[222] M. M. Adnan *et al.,* "The Structure, Morphology, and Complex Permittivity of Epoxy Nanodielectrics with In Situ Synthesized Surface-Functionalized SiO2," *Polymers*, vol. 13, no. 9, 2021, doi: https://doi.org/10.3390/polym13091469.

[223] T. T. M. Phan *et al.,* "Enhancement of polarization property of silane-modified BaTiO 3 nanoparticles and its effect in increasing dielectric property of epoxy/BaTiO 3 nanocomposites," *Journal of Science: Advanced Materials and Devices*, vol. 1, no. 1, pp. 90–97, 2016, doi: https://doi.org/10.1016/j.jsamd.2016.04.005.

[224] Z. Wang *et al.,* "Simultaneously enhanced dielectric properties and through-plane thermal conductivity of epoxy composites with alumina and boron nitride nanosheets," *Scientific reports*, vol. 11, no. 1, p. 2495, 2021, doi: https://doi.org/10.1038/s41598-021-81925-x.

[225] S. Singha and M. Thomas, "Permittivity and tan delta characteristics of epoxy nanocomposites in the frequency range of 1 MHz-1 GHz," *IEEE Trans. Dielect. Electr. Insul.*, vol. 15, no. 1, pp. 2–11, 2008, doi: https://doi.org/10.1109/T-DEI.2008.4446731.

[226] N. Hasan *et al.,* "Cured epoxy resin dielectric characterization based on accurate waveguide technique," in *APPLIED PHYSICS OF CONDENSED MATTER (APCOM 2019)*, Strbske Pleso, Slovak Republic, 2019, p. 20080.

[227]S. Rabel, "DIN EN ISO 14125:2011-05, Faserverstärkte Kunststoffe - Bestimmung der Biegeeigenschaften (ISO_14125:1998_+_Cor.1:2001_+_Amd.1:2011); Deutsche Fassung EN_ISO_14125:1998_+_AC:2002_+_A1:2011," 2011, doi: https://doi.org/10.31030/1753441.

[228]Crystek Microwave, *CCSMA18-MM-AUF-39.4*. [Online]. Available: https://www.mouser.de/datasheet/2/94/CCSMA18_MM_AUF-2487658.pdf

[229]M. Thumm, W. Wiesbeck, and S. Kern, *Hochfrequenzmeßtechnik*. Wiesbaden: Vieweg+Teubner Verlag, 1997.

[230]D. Guicking, *Schwingungen: Theorie und Anwendungen in Mechanik, Akustik, Elektrik und Optik*. Wiesbaden: Springer Vieweg, 2016. [Online]. Available: http://www.springer.com/

[231] P. Menner, *Zerstörungsfreie Prüfung von modernen Werkstoffen mit dynamischen Shearografie-Verfahren*: Universität Stuttgart.

Eigene Veröffentlichungen

Zeitschriftenbeiträge

- P. Baron, P. Lenz, K. P. Koch, A. Wittmann und G. Fischer, “Dielectric properties of unidirectional and biaxial flax/epoxy composites at frequencies up to 1 GHz,” Materials Today Communications, vol. 36, p. 106656, 2023, doi: https://doi.org/10.1016/j.mtcomm.2023.106656.
- P. Baron und A. Wittmann, "Kantenschutz für Lebensdauerverlängerung von Schleppkettenleitungen," Draht, 06/2023, 33-34, 2023.
- P. Lenz, P. Baron, A. Wittmann und G. Fischer, “Wear-Induced Attenuation on Transmission Lines and Their Causes,” Transactions on Electrical and Electronic Materials, Springer, 2022, doi: https://doi.org/10.1007/s42341-022-00423-7.
- P. Baron, P. Lenz, M. Schomer, K. P. Koch, A. Wittmann und G. Fischer, “Surface roughness and its structural orientation caused by internal microstructural changes in mechanically stressed copper conductors,” Journal of Materials Science, Springer, 2022, doi: https://doi.org/10.1007/s10853-022-07579-w.
- P. Baron, P. Lenz, A. Wittmann und G. Fischer, “Integrity-sensing based on surface roughness of copper conductors for future use in natural fiber composites,” IEEE Sens. Lett., p. 1, 2021, doi: https://doi.org/10.1109/LSENS.2021.3061143.
- M. Schomer, P. Baron, P. Lenz, A. Wittmann und G. Fischer, “Der Blick ins Innere von Kupferleitern,” Draht, 06/2022, 2022.
- P. Baron, P. Lenz, A. Wittmann und G. Fischer, “Verschleißerkennung bei Kupferleitern,” Draht, 03/2021, 38-39, 2021.

Konferenzbeiträge

- P. Baron: Entwicklung eines innovativen Sensorelements zur Lebensdauervorhersage von Naturfaserwerkstoffen. Kabelkonferenz 2023. LAP. Hochschule Trier. Schneidershof Campus, 14.12.2023.
- P. Baron: Entwicklung intelligenter Naturfaserverbundwerkstoffe im Rahmen der Förderung durch die Carl-Zeiss-Stiftung. Cable Camp 2023. LAP. Hochschule Trier. Schneidershof Campus, 30.06.2023.

- P. Baron: Lebensdauervorhersage von Naturfaserwerkstoffe - Structural Health Monitoring mittels hochfrequenter Wechselströme. Forschungstage Hochschule Trier. Hochschule Trier. Schneidershof Campus, 29.06.2023.
- P. Baron: Naturfaserwerkstoffe „intelligent“ machen. Posterpräsentation. Forschungstage Hochschule Trier. Hochschule Trier. Schneidershof Campus, 28.06.2023
- P. Baron: Charakterisierung des elektrischen Schädigungsverhaltens von nicht-impedanzkontrollierten Leitungen mittels HF. Kabelkonferenz 2022. LAP. Hochschule Trier. Schneidershof Campus, 08.12.2022.
- P. Baron: Leiterwerkstoffe als Sensorelement. Kabelkonferenz 2021. LAP. Hochschule Trier. Schneidershof Campus, 02.12.2021.
- P. Baron und P. Lenz: Oberflächenrauheit bei mechanisch belasteten Kupferleitern. Kupfersymposium 2021. Kupfersymposium 2021. Deutsches Kupferinstitut. Deutsches Kupferinstitut. Jena, 25.11.2021.
- P. Baron: Intelligente Naturfaserwerkstoffe (Vorstellung Forschungsprojekt. Posterpräsentation. Nothelferin Wissenschaft? Die Klimakrise und die Verantwortung der Hochschulen. Hochschule Trier. Paulusplatz Campus, 03.11.2021.
- P. Baron und P. Lenz: Forschungsprojekte im Labor für angewandte Produktionstechnik. Cable-Camp 2021. LAP. Hochschule Trier. Schneidershof Campus, 06.08.2021.
- P. Baron: Vorstellung Promotionsvorhaben: intelligente Naturfaserverbundwerkstoffe und Multiphysikalische Untersuchungen am Leiterwerkstoff Kupfer. Kabelkonferenz 2020. LAP. Hochschule Trier. Schneidershof Campus, 10.12.2020.
- P. Baron: Promotionsvorhaben: „Intelligente Naturfaserverbundwerkstoffe“. Cable Camp 2020. LAP. Hochschule Trier. Schneidershof Campus, 12.08.2020.

Patent- und Ideenmeldungen

- P. Lenz und P. Baron, „Neues Fügeverfahren für die Verbindung metallischer Lagen in geschichtete (Komposit-) Materialien: Status: Ideenmeldung“.

- A. Wittmann, M. Backes, L. Dahm, D. Robert, P. Lenz und P. Baron, „Adapterelement für eine Schleppkette und Schleppkette mit Adapterelement: Status: angemeldet“, AZ 10 2021 113 911.2, Prioritätsdatum 28.05.2021.
- A. Wittmann, K.P. Koch, V. Lücken und P. Baron: Prüfgerät zur Anzeige des mechanischen Verschleißzustands von Impedanzkontrollierten Leitungen und Kabeln z. B. als Zwischenstecker (bspw.) zum Nachrüsten oder z. B. als Modul in der Steuerung zur prädiktiven Eigendiagnose der Automatisierungstechnik: Meldung vom 31.07.2023.

Förderungen und Preise

- Wahl des besten wissenschaftlichen Posters beim Kupfer-Symposium 2021, 3. Platz; Deutsches Kupferinstitut Berufsverband e.V.; Prämierung € 150.
- Deutschlandpreis des FBTM e.V. für die beste Abschlussarbeit von Philipp Huber, Untersuchung des Schädigungsverhaltens der Oberfläche von dynamisch belasteten Leiterwerkstoffen, Idee und Betreuung durch den Autor dieser Arbeit, 16.11.2023.
- Anschaffung eines Schwingungsmessgerätes (Dynamische Ermüdungsprüfmaschine) zur Ermittlung von Dauerfestigkeiten von Verbundmaterialien, Nikolaus Koch Stiftung, Bewilligung Nr. 21/25, 35.000 €, 15.03.2021.
- Entwicklung eines intelligenten Naturfaserwerkstoffs mit integrierter Sensorik zur in-situ Bauteilüberwachung, Forschungsförderung aus dem Strategiefonds Förderlinie 1: Hochschuleigene Forschungsförderung 2021, 15.000 €, 14.05.2021.
- Anschaffung eines optischen Dehnungsaufnehmers zur vollflächigen Verformungsmessung an statischen und dynamischen Zug- und Druckprüfungen, Nikolaus Koch Stiftung, Bewilligung Nr. 22/22, 25.000 €, 25.02.2022.

Lehrtätigkeiten

- Operations-Research: Vorlesung Bachelor Wirtschaftsingenieurwesen, Hochschule Trier, SoSe21. 2 SWS.

- Statistische Methodik: Vorlesung Bachelor Wirtschaftsingenieurwesen, Hochschule Trier, WS20/21, 2 SWS.
- Wirtschaftsingenieurwesen Master Seminar, Betreuung von Projektarbeiten, Hochschule Trier, WS21/22, 2 SWS.

Betreute Abschlussarbeiten

- Beckmann, Alexander: Integration von Glasfaser-Sensorik in Naturfaserwerkstoffe, Bachelorarbeit, SS 21, LAP.
- Betzler, Hagen: Erstellung und Umsetzung eines Konzeptes einer Kalkulationsbasis für eine neue Aluminium-Waben-Produktionslinie mit anschließender Prozessoptimierung, Bachelorarbeit, WS 20/21, Euro-Composites S. A.
- Bisenius, Dominik: Analyse führender Strukturen in Engineering-Prozessen zur Erarbeitung eines Konzeptes zum Organisieren und Verknüpfen von entwicklungsrelevanten Daten und Informationen, Masterarbeit, WS 21/22, Claas KGaA mbH.
- Bisenius, Dominik: Entwicklung eines Steifigkeits-Prüfgerät für Kabel und Leitungen, CAX-Projekt, WS 20/21, LAP.
- Bitdinger, Lukas: Erstellung einer Ablauf- und Strukturanalyse für den Fertigungsbereich der Wabenproduktion mit allen Arbeitsvorgängen der Fertigungsstufen für alle Produkte des Herstellungsprozesses, Bachelorarbeit, SS 21, Euro-Composites S. A.
- Herrmann, Lukas: Markt und Wettbewerbsanalyse Kantenschutzelement, Masterarbeit, SS 21, LAP.
- Herrmann, Lukas: Optimierung der Mehrfachrollenbiegeanlage, CAX-Projekt, WS 20/21, LAP.
- Huber, Philipp: Untersuchung des Schädigungsverhaltens der Oberfläche von dynamisch belasteten Leiterwerkstoffen, Bachelorarbeit, SS 23, LAP.
- Junglas, Sebastian: PSD von korrodierten Kupferoberflächen, CAX-Projekt, SS 21, LAP.
- Kandels, Marie; Zou, Jie: Bestimmung der dielektrischen Eigenschaften von Naturfaserverbundwerkstoffen, HiWi, WS 21/22, LAP.

- Koslowski, Janis: Marktanalyse von Naturfaserwerkstoffen, Bachelorarbeit, WS 21/22, LAP.
- Löwen, Johannes: CO_2 Bepreisung von NFK, Bachelorarbeit, WS 21/22, LAP.
- Netthövel, Jennifer; Bertram, Vladimir: Korrosion von Kupferleitern, 10-Punkte Masterprojekt, WS 20/21, LAP.
- Schomer, Maria: Metallographie von Kupferleitern, CAX-Projekt, SS 21, LAP.
- Simon, Christopher: Einfluss realer Fehlstellen geschädigter Leitungen auf deren TDR-Antwort, Bachelorarbeit, WS 21/22, LAP.
- Zimmer, Christoph: Bestimmung des Faservolumenanteils und Integration von Sensorelementen in NfK, Masterarbeit, SS 21, LAP.
- Zimmer, Christoph: Oberflächenuntersuchung von statisch belasteten Kupferleitern, 10-Punkte Masterprojekt, SS 21, LAP

Anhang A: Mechanisches Schädigungsverhalten Leiterwerkstoffe

A1 Kurzbeschreibung: Metallographie des Leiterwerkstoffs Cu-ETP

1. **Einbetten der Leiter**
   - Kalteinbettmittel vorbereiten (Sicherheitshinweise beachten!).
   - Leiter entsprechend der zu untersuchenden Stelle in Probenhalter legen und langsam mit Kalteinbettmittel übergießen.
   - Aushärtedauer des Kalteinbettmittels beachten.

2. **Probenbeschriftung**
   - Proben mit einem wasserfesten Stift beschriften. Bei Bedarf Ausrichtung kennzeichnen.

3. **Abfeilen der Kanten**
   - Kanten der Probe abschleifen, um Verkanten während des Schleifens und Polierens zu verhindern.

4. **Schleifen der Proben**
   - Proben mit einem Anpressdruck von maximal 15 Pa schleifen. Zu hoher Druck sorgt für erhöhte Temperaturen, was zum Anlaufen der Leiter führen kann.
   - Proben mit 800er Schleifpapier für mindestens 6 Minuten unter ständiger Wasserkühlung schleifen.
     - Proben unter dem Mikroskop betrachten.
     - Reinigen der Probe und des Arbeitsplatzes, um Schleifkornverschleppung zu verhindern.
   - Proben mit 1000er Schleifpapier für mindestens 6 Minuten unter ständiger Wasserkühlung schleifen.
     - Proben unter dem Mikroskop betrachten.
     - Reinigen der Probe und des Arbeitsplatzes, um Schleifkornverschleppung zu verhindern.
   - Proben mit 1200er Schleifpapier für mindestens 6 Minuten unter ständiger Wasserkühlung schleifen
     - Proben unter dem Mikroskop betrachten

    - Reinigen der Probe und des Arbeitsplatzes, um Schleifkornverschleppung zu verhindern.
- Proben mit 2500er Schleifpapier für mindestens 6 Minuten unter ständiger Wasserkühlung schleifen
    - Proben unter dem Mikroskop betrachten
    - Reinigen der Probe und des Arbeitsplatzes, um Schleifkornverschleppung zu verhindern.

5. Polieren der Proben

- Proben mit kleinem Anpressdruck von maximal 5 Pa polieren, um Erhitzung zu vermeiden.
- Proben mit 5010er Politur für mindestens 5 Minuten polieren.
    - Proben unter dem Mikroskop betrachten.
    - Reinigen der Probe und des Arbeitsplatzes.
- Proben mit 9010er Politur für mindestens 5 Minuten polieren.
    - Proben unter dem Mikroskop betrachten.
    - Reinigen der Probe und des Arbeitsplatzes.
- Proben mit 11010er Politur für mindestens 5 Minuten polieren.
    - Proben unter dem Mikroskop betrachten.
    - Reinigen der Probe und des Arbeitsplatzes.

6. Ätzen

- Arbeitssicherheitsvorschriften beachten. Handschuhe, Schutzbrille und Schutzkleidung verwenden!
- Mikrostrukturätzung mit Ammoniumpersulfat-Lösung:
    - 100ml destilliertes Wasser
    - 10g Ammoniumpersulfat
- Ätzmittel mit einem Wattestäbchen auf Probe auftragen.
- Proben für ca. 5 Minuten mit einem Wattestäbchen ätzen. Dauer des Ätzvorgangs kann variieren!
- Ätzmittel unter fließendem Wasser von der Probe spülen, um Ätzvorgang zu beenden. Probe mit einem weichen Tuch trocknen, um Verkratzen der Probenoberfläche zu verhindern.

7. Gefügebetrachtung unter Mikroskop

- Gefüge unter dem Mikroskop betrachten (20x bis 50x Vergrößerung wählen)

A2 Korngrößenbestimmung des Kupferleiters H07V-U

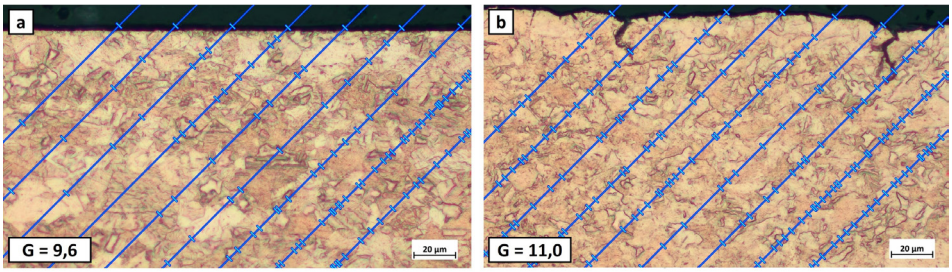

Abbildung 96: Korngrößenbestimmung Kupferleiter H07V-U mittels Linienschnittverfahren, a) neuwertig, b) 587 Zyklen auf Mehrfachbiegeanlage.

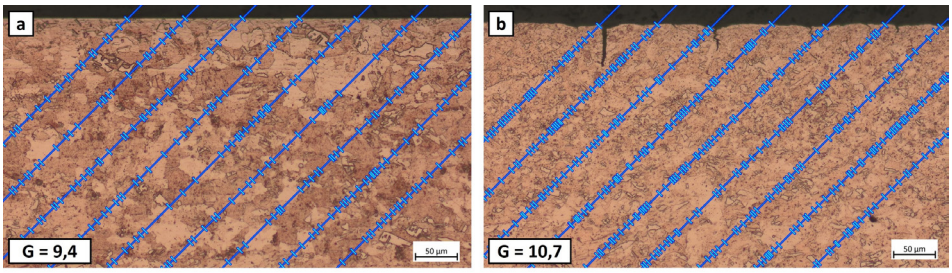

Abbildung 97: Korngrößenbestimmung Kupferleiter H07V-U mittels Linienschnittverfahren, a) neuwertig, b) 587 Zyklen auf Mehrfachbiegeanlage.

A3 Mechanische Eigenschaften des Kupferleiters H07V-U

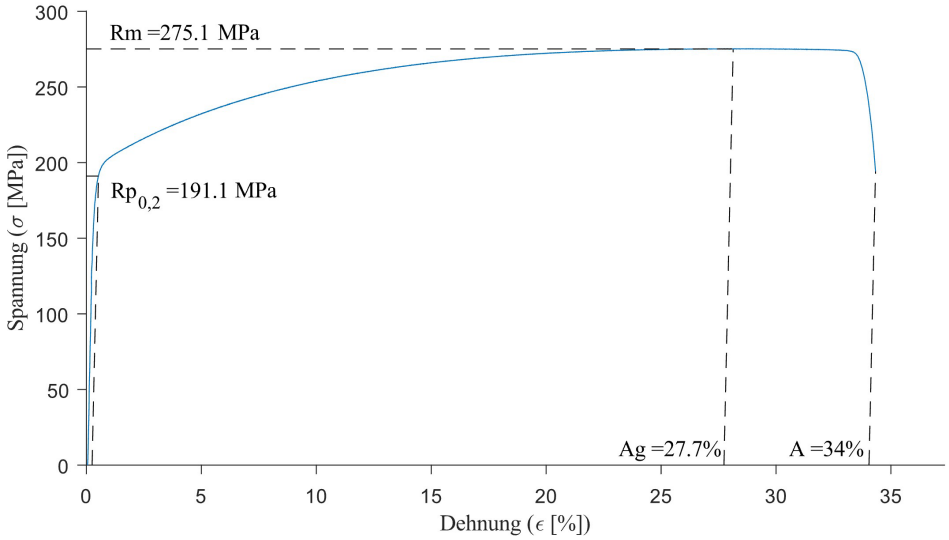

Abbildung 98: Spannungs-Dehnungs-Diagramm eines Kupferleiters H07V-U mit Querschnitt 1,5 mm² aus dem Werkstoff Cu-ETP.

A4 Mechanisches Schädigungsverhalten Kupfer-, Aluminium- und Nickellegierungen

Tabelle 19: Mechanische Lebensdauerkennzahlen der untersuchten Legierungen für Biegung, Zug/Druck und Torsion gemessen in Zyklen.

Legierung		Biegung			Torsion			Zug/ Druck
		Mittel	Standardab-weichung	Variations-koeffizient	Mittel	Standardab-weichung	Variations-koeffizient	
H07V-U 1,5mm²	-	566	32	0,057	553	48	0,086	274.906
CuNi1	weich	330	31	0,095	1361	121	0,089	169.469
CuNi44	weich	353	14	0,04	904	156	0,172	73.165
CuMn12Ni2	weich	363	48	0,133	2653	373	0,141	54.267
CuMn12Ni2	hart	474	45	0,096	154	28	0,183	328.204
CuMn3	weich	352	119	0,338	1177	254	0,216	1.005.950
CuMn3	hart	168	27	0,163	544	72	0,132	1.369.214
Cu-OF1	weich	355	55	0,154	709	52	0,074	1.625.510
Cu-OF1	hart	164	15	0,092	316	49	0,156	1.029.185
AlMg2,7Mn	-	125	9	0,074	117	14	0,121	430.870
AlMg4,5Mn	-	127	4	0,034	81	39	0,477	68.730
AlMg5	-	191	21	0,11	172	7	0,044	247.261
AlSi5	-	32	13	0,421	90	45	0,497	8.809
AW-1050A	H18	88	24	0,276	199	81	0,405	316.309
Nickel (99,2%)	-	389	16	0,041	1080	29	0,027	3.444.501
NiCr10	weich	312	29	0,092	787	80	0,102	899.267
NiCr10	hart	111	13	0,114	241	54	0,225	3.301.491

CuMn44 – weich

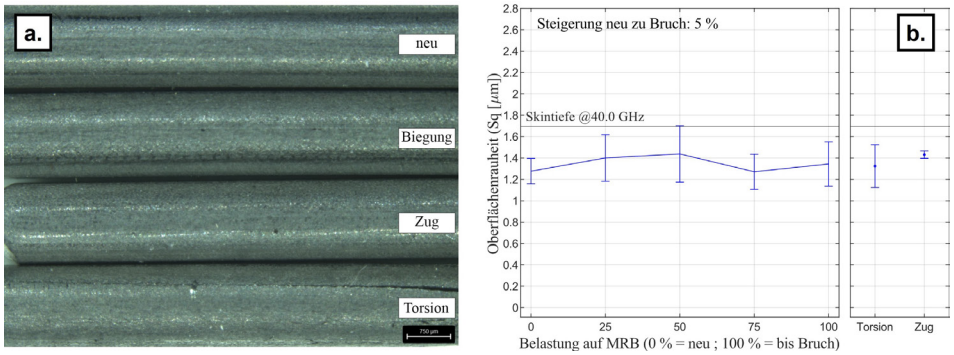

Abbildung 99: Oberflächenrauheit CuMn44 weich bei Biegung, Zug/Druck und Torsion. 358 Zyklen Biegebelastung, 73.165 Zyklen Zugbelastung, 860 Zyklen Torsionsbelastung; a) Makroskopische Aufnahme, b) Oberflächenrauheit über Lebensdauer; Vergrößerung 47x.

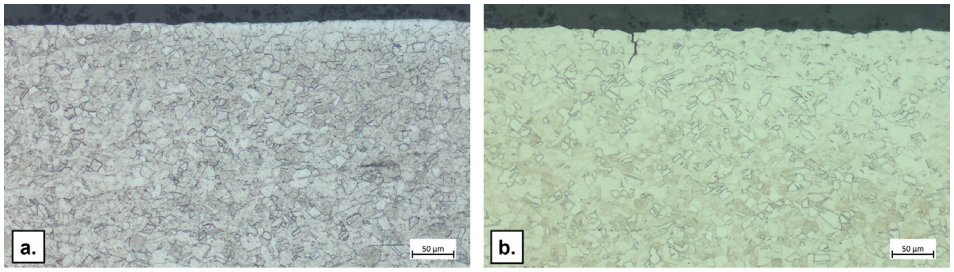

Abbildung 100: Metallographie CuMn44 weich eines neuwertigen (a) und 358 Zyklen bis Bruch belasteten Leiters (b) (Vergrößerung 200x).

CuMn12Ni2 – weich

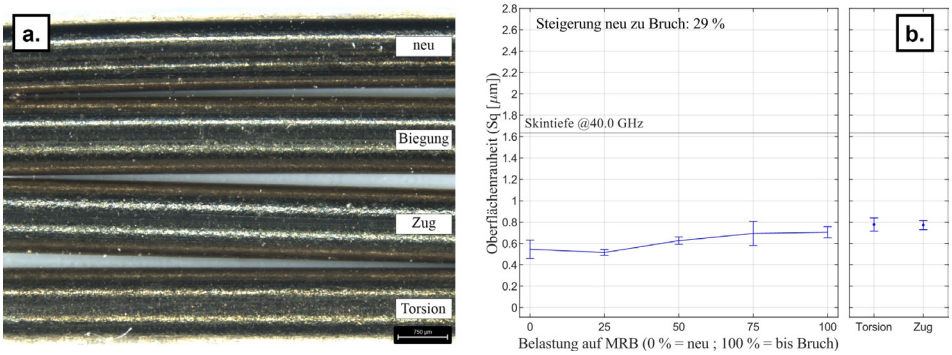

Abbildung 101: Oberflächenrauheit CuMn12Ni2 weich bei Biegung, Zug/Druck und Torsion. 347 Zyklen Biegebelastung, 54.267 Zyklen Zugbelastung, 2594 Zyklen Torsionsbelastung; a) Makroskopische Aufnahme, b) Oberflächenrauheit über Lebensdauer; Vergrößerung 54x.

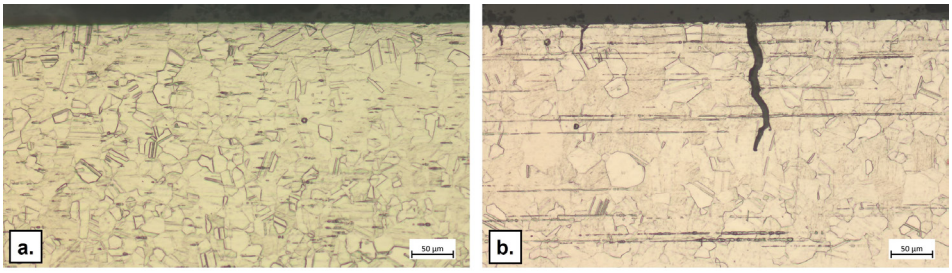

Abbildung 102: Metallographie CuMn12Ni2 weich eines neuwertigen (a) und 347 Zyklen bis Bruch belasteten Leiters (b) (Vergrößerung 200x).

CuMn12Ni2 – hart

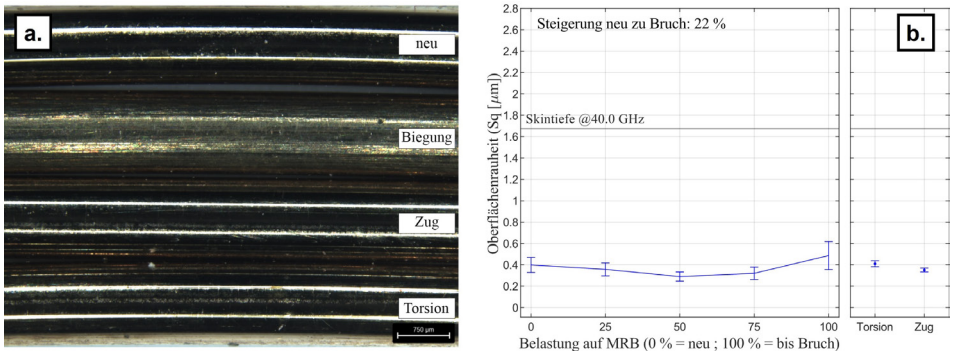

Abbildung 103: Oberflächenrauheit CuMn12Ni2 hart bei Biegung, Zug/Druck und Torsion. 480 Zyklen Biegebelastung, 328.204 Zyklen Zugbelastung, 143 Zyklen Torsionsbelastung; a) Makroskopische Aufnahme, b) Oberflächenrauheit über Lebensdauer; Vergrößerung 50x.

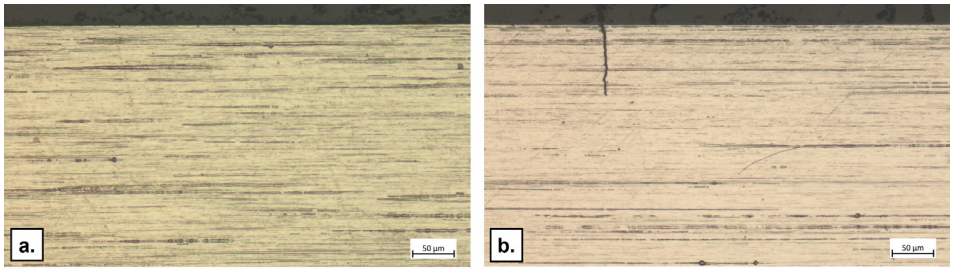

Abbildung 104: Metallographie CuMn12Ni2 hart eines neuwertigen (a) und 480 Zyklen bis Bruch belasteten Leiters (b) (Vergrößerung 200x).

CuMn3 – weich

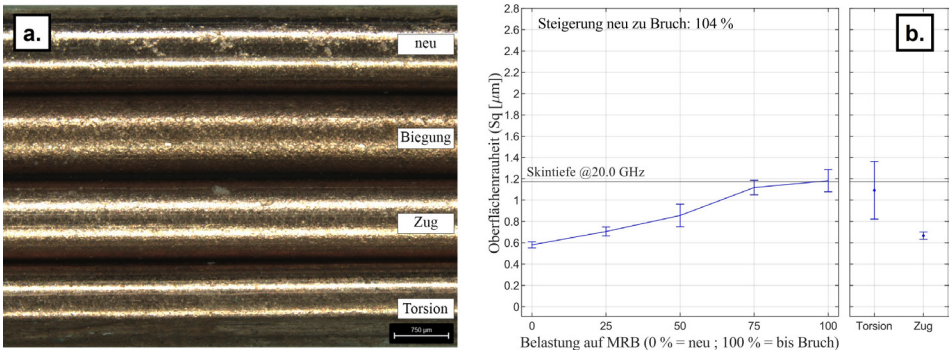

Abbildung 105: Oberflächenrauheit CuMn3 weich bei Biegung, Zug/Druck und Torsion. 354 Zyklen Biegebelastung, 1.000.950 Zyklen Zugbelastung, 1132 Zyklen Torsionsbelastung; a) Makroskopische Aufnahme, b) Oberflächenrauheit über Lebensdauer; Vergrößerung 54x.

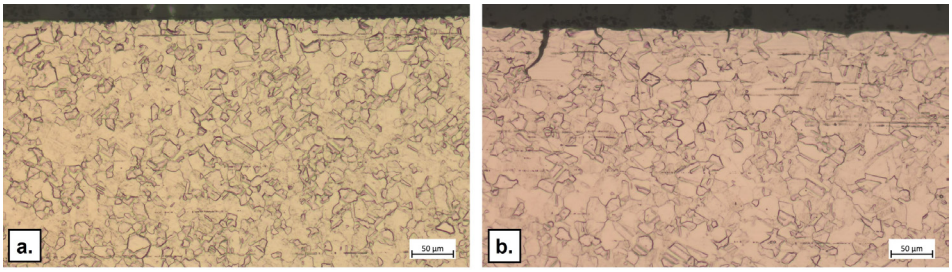

Abbildung 106: Metallographie CuMn3 weich eines neuwertigen (a) und 354 Zyklen bis Bruch belasteten Leiters (b) (Vergrößerung 200x).

CuMn3 – hart

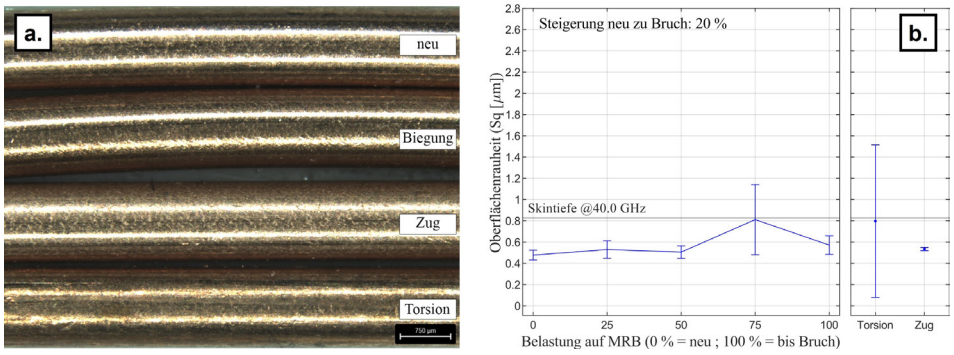

Abbildung 107: Oberflächenrauheit CuMn3 hart bei Biegung, Zug/Druck und Torsion. 175 Zyklen Biegebelastung, 1.369.213 Zyklen Zugbelastung, 557 Zyklen Torsionsbelastung; a) Makroskopische Aufnahme, b) Oberflächenrauheit über Lebensdauer; Vergrößerung 54x.

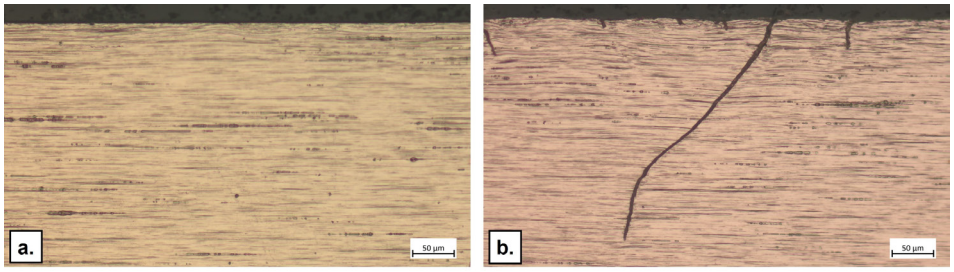

Abbildung 108: Metallographie CuMn3 hart eines neuwertigen (a) und 175 Zyklen bis Bruch belasteten Leiters (b) (Vergrößerung 200x).

AlMg2,7Mn

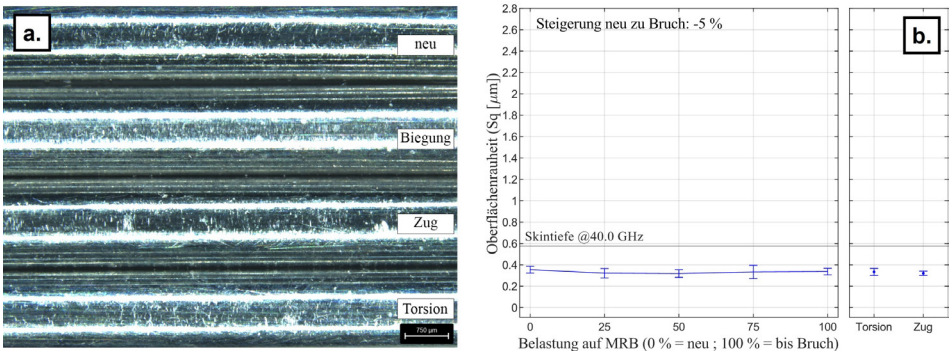

Abbildung 109: Oberflächenrauheit AlMg2,7Mn bei Biegung, Zug/Druck und Torsion. 125 Zyklen Biegebelastung, 430.870 Zyklen Zugbelastung, 117 Zyklen Torsionsbelastung; a) Makroskopische Aufnahme, b) Oberflächenrauheit über Lebensdauer; Vergrößerung 54x.

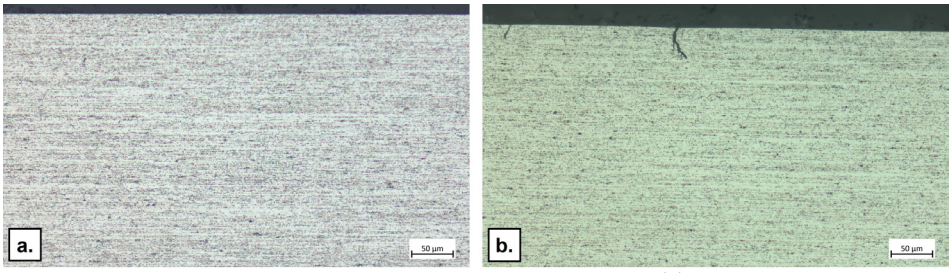

Abbildung 110: Metallographie AlMg2,7Mn eines neuwertigen (a) und 125 Zyklen bis Bruch belasteten Leiters (b) (Vergrößerung 200x).

AlMg5

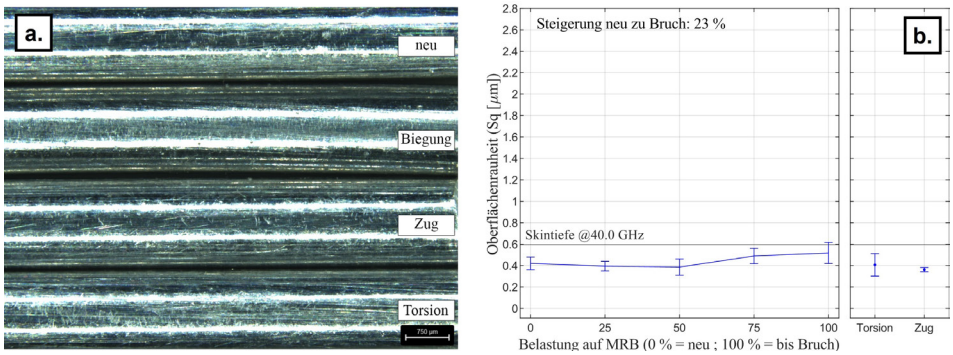

Abbildung 111: Oberflächenrauheit AlMg5 bei Biegung, Zug/Druck und Torsion. 191 Zyklen Biegebelastung, 247.261 Zyklen Zugbelastung, 172 Zyklen Torsionsbelastung; a) Makroskopische Aufnahme, b) Oberflächenrauheit über Lebensdauer; Vergrößerung 54x.

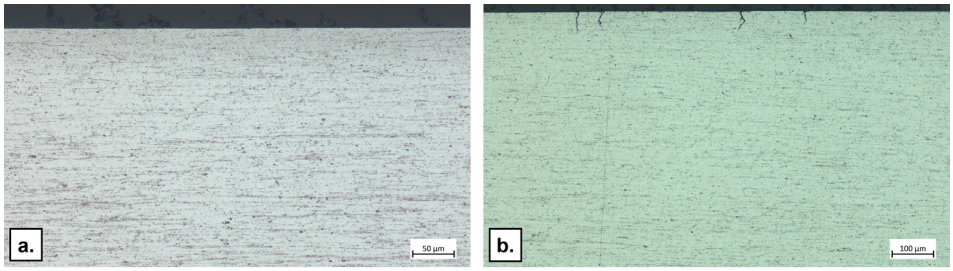

Abbildung 112: Metallographie AlMg5 weich eines neuwertigen (a) und 191 Zyklen bis Bruch belasteten Leiters (b) (Vergrößerung 200x).

AlSi5

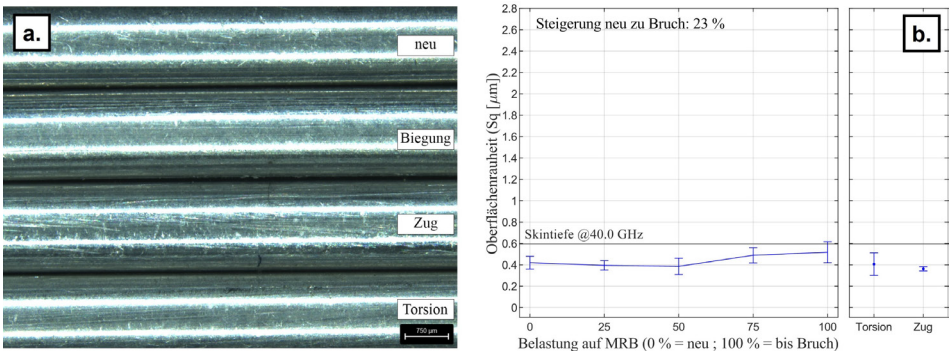

Abbildung 113: Oberflächenrauheit AlSi5 bei Biegung, Zug/Druck und Torsion. 32 Zyklen Biegebelastung, 8.809 Zyklen Zugbelastung, 90 Zyklen Torsionsbelastung; a) Makroskopische Aufnahme, b) Oberflächenrauheit über Lebensdauer; Vergrößerung 42x.

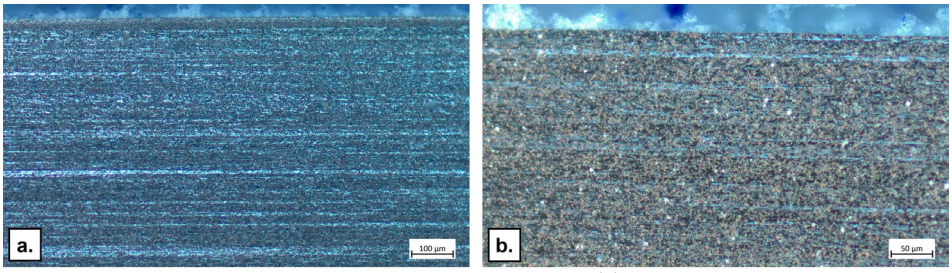

Abbildung 114: Metallographie AlSi5 eines neuwertigen (a) und 32 Zyklen bis Bruch belasteten Leiters (b) (Vergrößerung 200x).

NiCr10 – hart

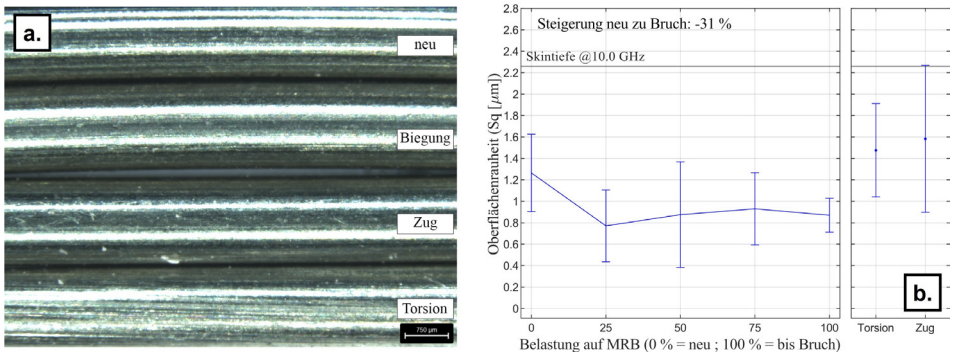

Abbildung 115: Oberflächenrauheit NiCr10 hart bei Biegung, Zug/Druck und Torsion. 111 Zyklen Biegebelastung, 3.301.491 Zyklen Zugbelastung, 241 Zyklen Torsionsbelastung; a) Makroskopische Aufnahme, b) Oberflächenrauheit über Lebensdauer; Vergrößerung 42x.

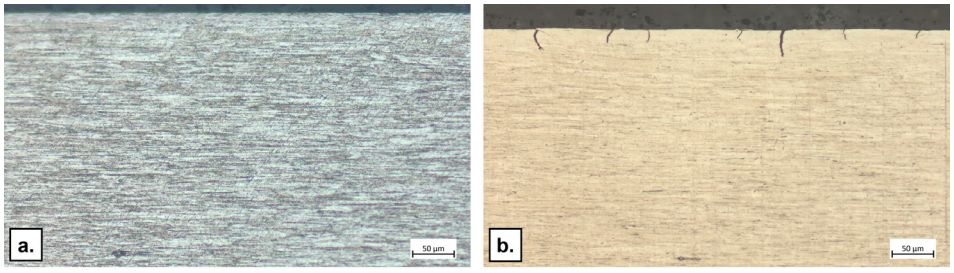

Abbildung 116: Metallographie NiCr10 hart eines neuwertigen (a) und 111 Zyklen bis Bruch belasteten Leiters (b) (Vergrößerung 200x).

Anhang B: HF-Charakteristik nicht-impedanzkontrollierte Leitungen

B1 Messergebnisse YDYp 2x1,5 mm²

Nachfolgende Messergebnisse dienen als Zusatz zu Kapitel 5 und sind unter identischen Prüfbedingungen aufgezeichnet worden.

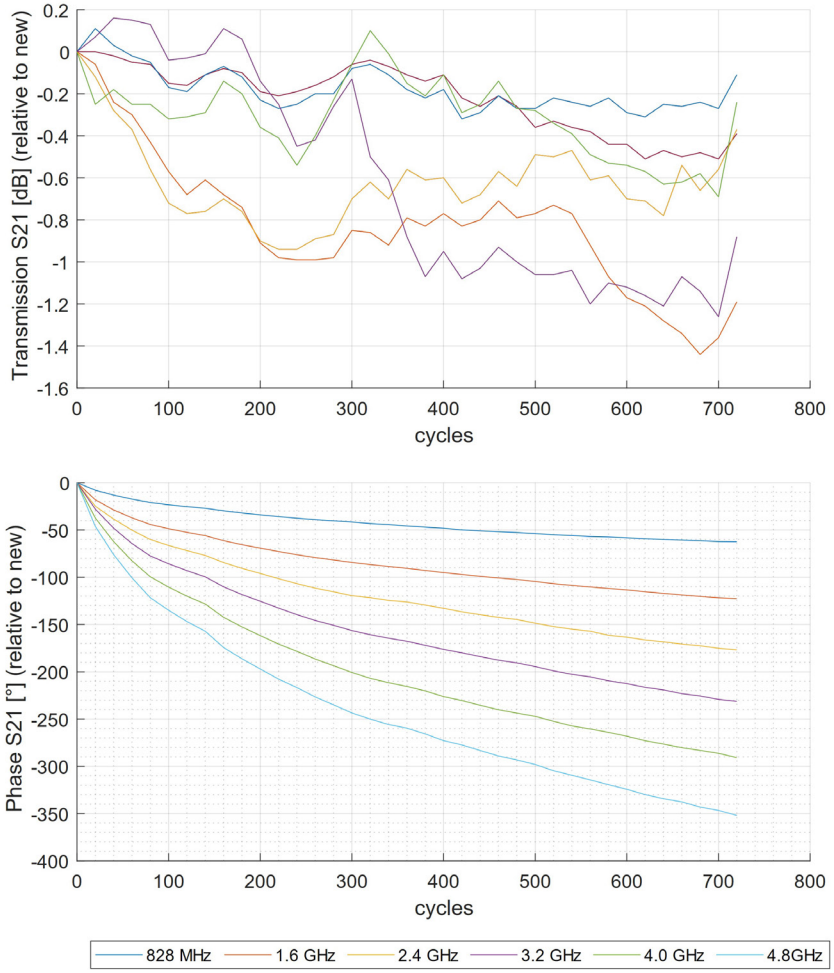

Abbildung 117: Messung 2, Betrag (oben) und Phase (unten) der Transmission S21 des Leiters YDYp 2x1,5 über Zyklen bei Belastung auf Mehrfachbiegeanlage nach DIN EN 50396 bis Bruch.

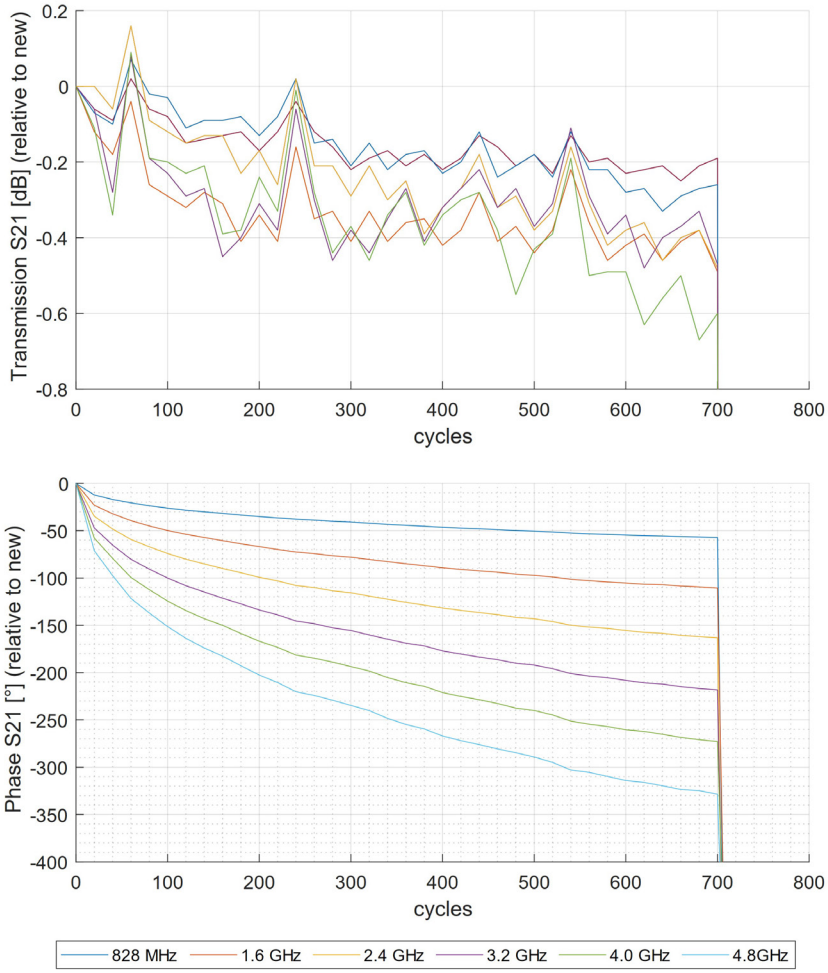

Abbildung 118: Messung 3, Betrag (oben) und Phase (unten) der Transmission S21 des Leiters YDYp 2x1,5 über Zyklen bei Belastung auf Mehrfachbiegeanlage nach DIN EN 50396 bis Bruch.

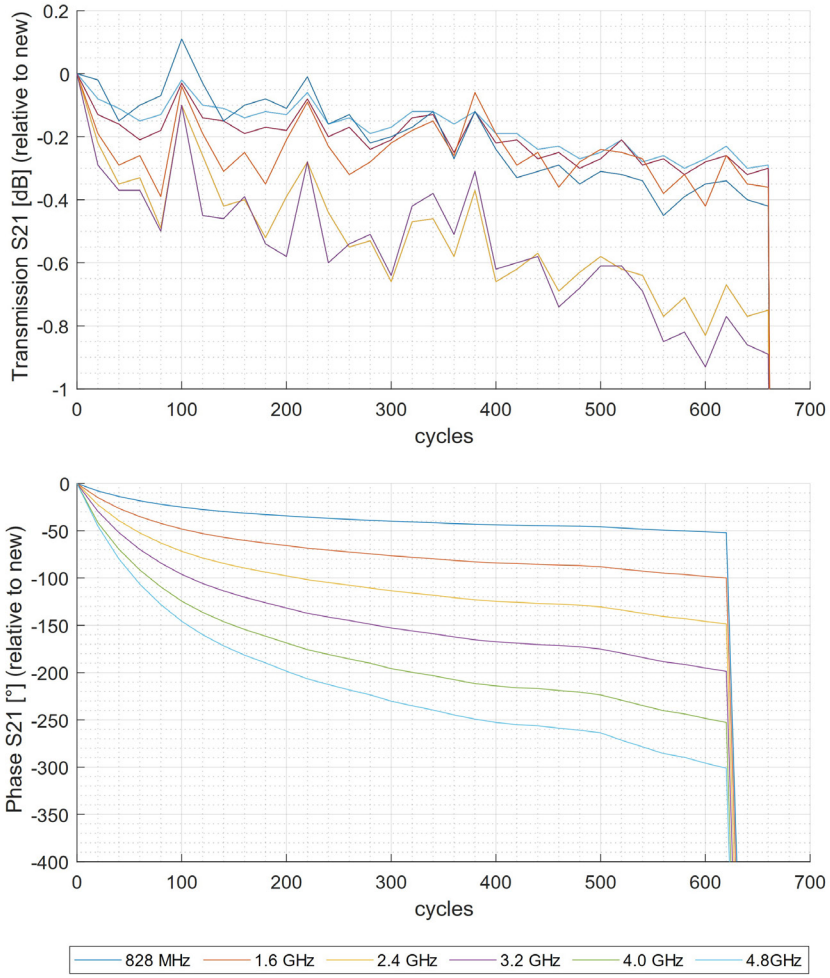

Abbildung 119: Messung 4, Betrag (oben) und Phase (unten) der Transmission S21 des Leiters YDYp 2x1,5 über Zyklen bei Belastung auf Mehrfachbiegeanlage nach DIN EN 50396 bis Bruch.

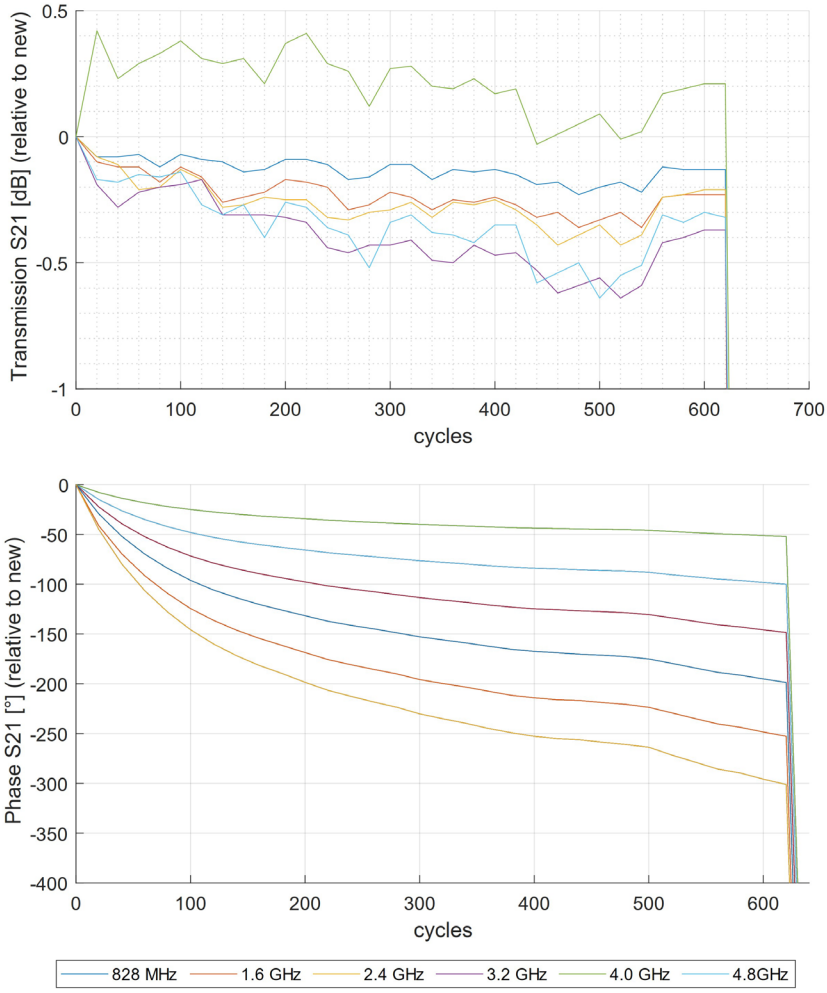

Abbildung 120: Messung 5, Betrag (oben) und Phase (unten) der Transmission S21 des Leiters YDYp 2x1,5 über Zyklen bei Belastung auf Mehrfachbiegeanlage nach DIN EN 50396 bis Bruch.

B2 Messergebnisse OMYP 2x1,5 mm²

Nachfolgende Messergebnisse dienen als Zusatz zu Kapitel 5 und sind unter identischen Prüfbedingungen aufgezeichnet worden.

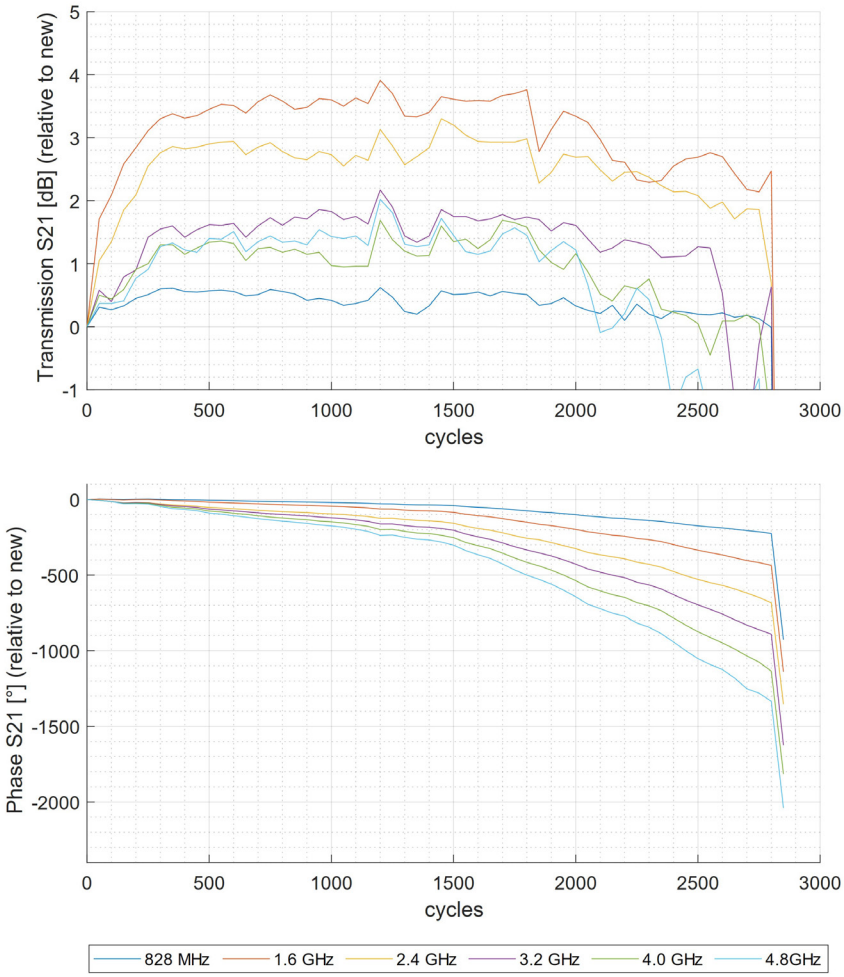

Abbildung 121: Messung 2, Betrag (oben) und Phase (unten) der Transmission S21 des Leiters OMYP 2x1,5 über Zyklen bei Belastung auf Mehrfachbiegeanlage nach DIN EN 50396 bis Bruch.

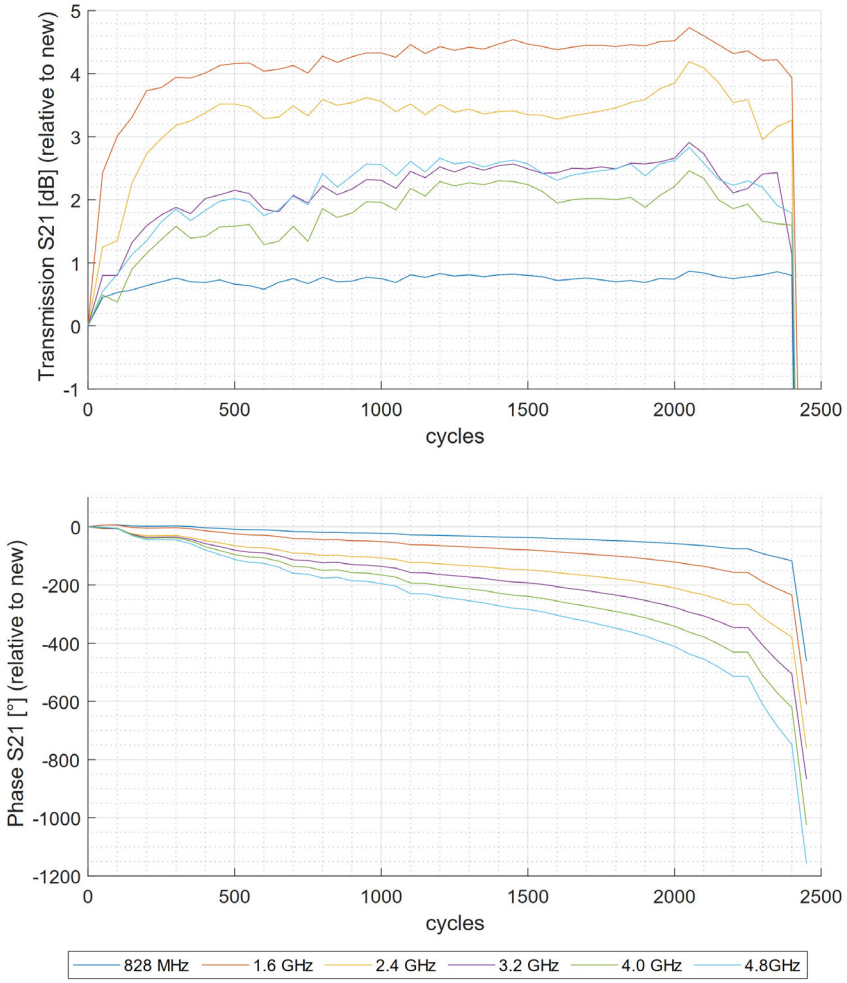

Abbildung 122: Messung 3, Betrag (oben) und Phase (unten) der Transmission S21 des Leiters OMYP 2x1,5 über Zyklen bei Belastung auf Mehrfachbiegeanlage nach DIN EN 50396 bis Bruch.

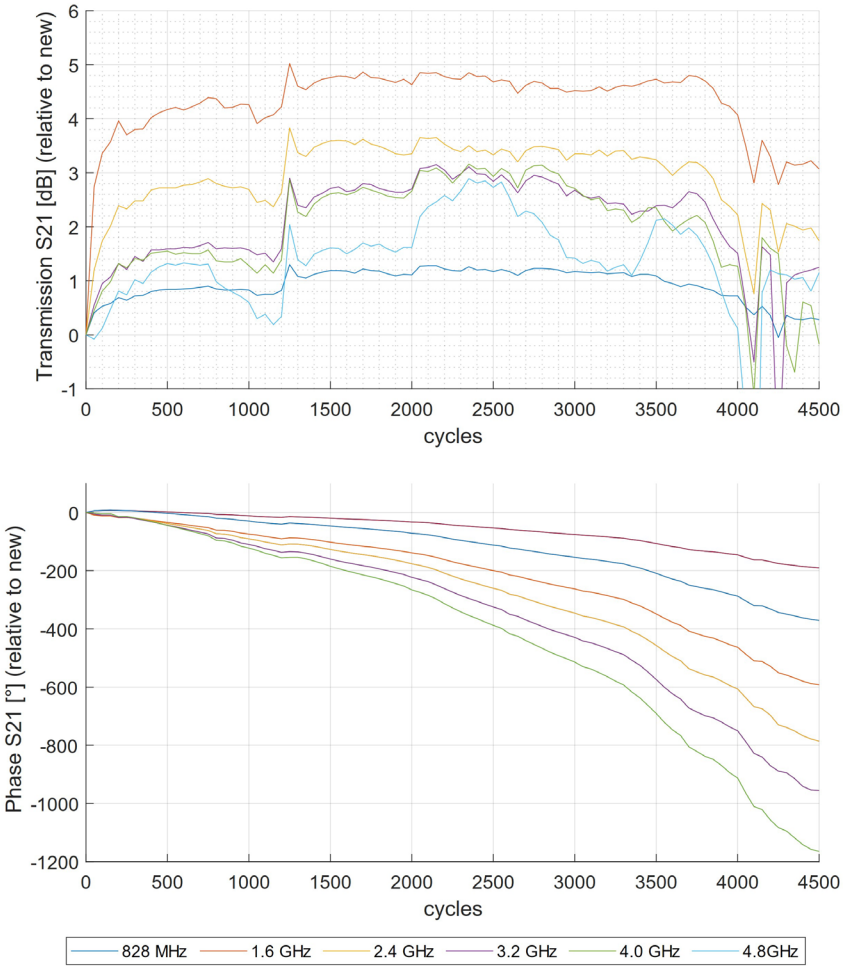

Abbildung 123: Messung 4, Betrag (oben) und Phase (unten) der Transmission S21 des Leiters OMYP 2x1,5 über Zyklen bei Belastung auf Mehrfachbiegeanlage nach DIN EN 50396 bis Bruch.

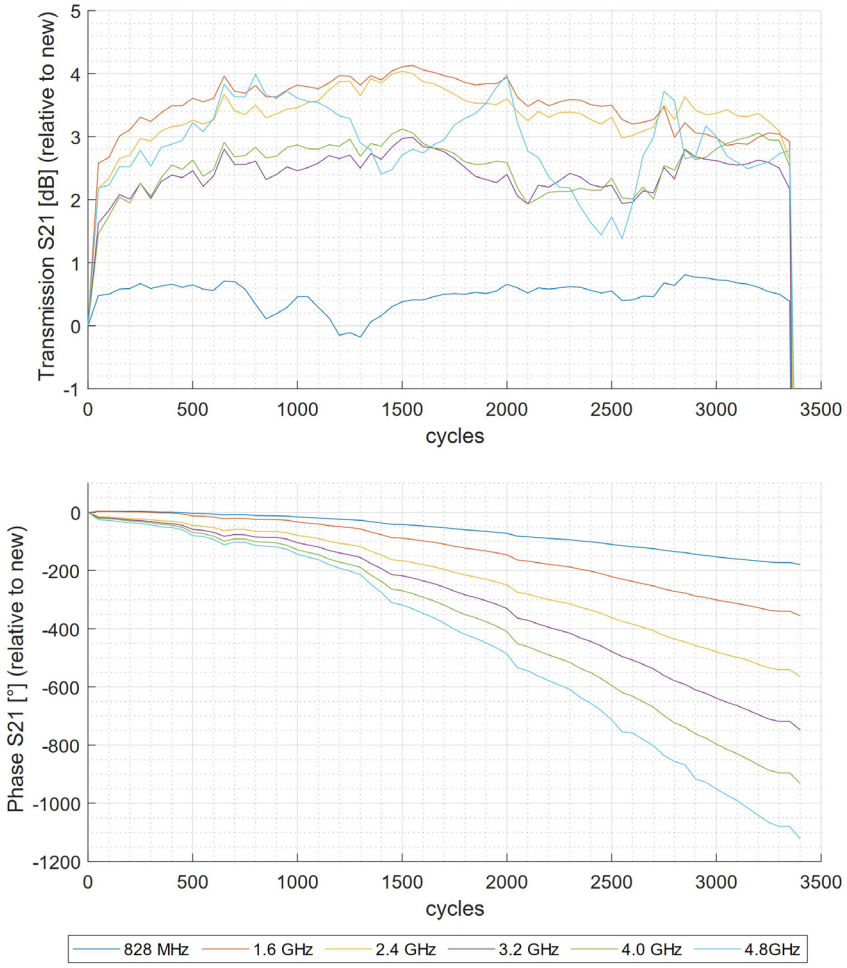

Abbildung 124: Messung 5, Betrag (oben) und Phase (unten) der Transmission S21 des Leiters OMYP 2x1,5 über Zyklen bei Belastung auf Mehrfachbiegeanlage nach DIN EN 50396 bis Bruch.

B3 Messergebnisse Längung YDYp 2x1,5 und OMYP 2x1,5

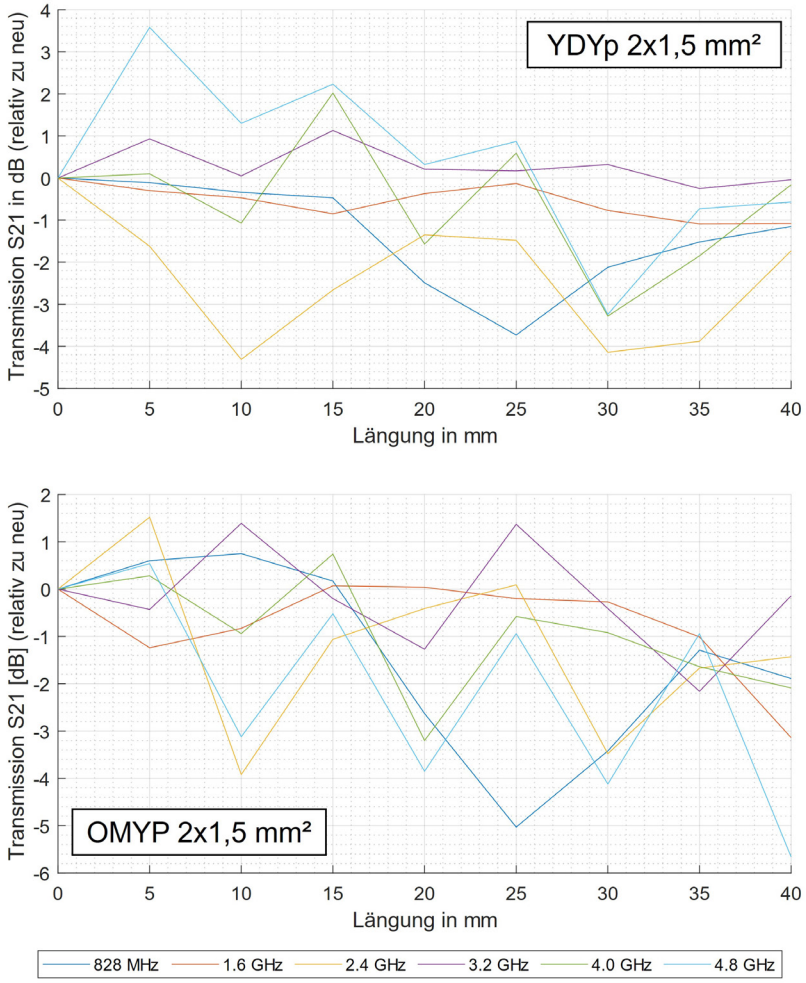

Abbildung 125: Betrag der Transmission S21 in Abhängigkeit der Dehnung auf der Zugprüfmaschine, (oben) YDYp 2x1,5 (starr), (unten) OMYP 2x1,5 (verlitzt).

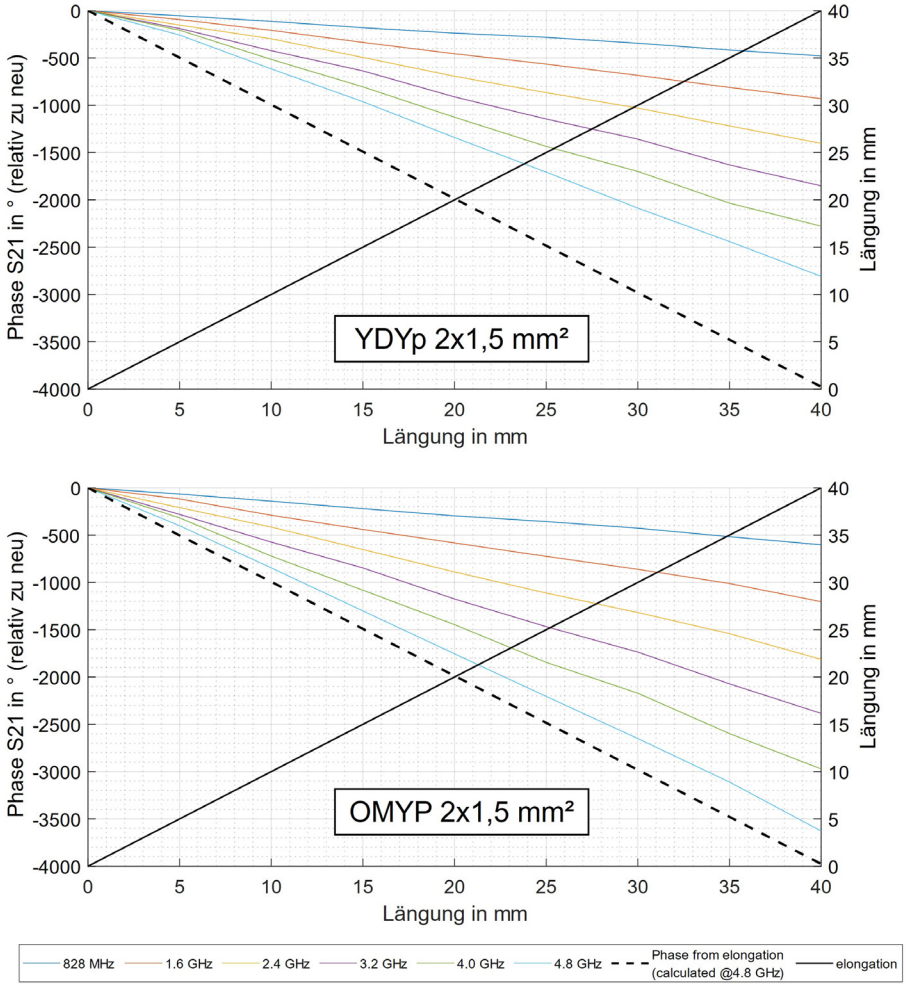

Abbildung 126: Betrag der Transmission S21 in Abhängigkeit der Dehnung auf der Zugprüfmaschine, (oben) YDYp 2x1,5 (starr), (unten) OMYP 2x1,5 (verlitzt).

B4 Messergebnisse Lautsprecherkabel 2x1,5 mm²

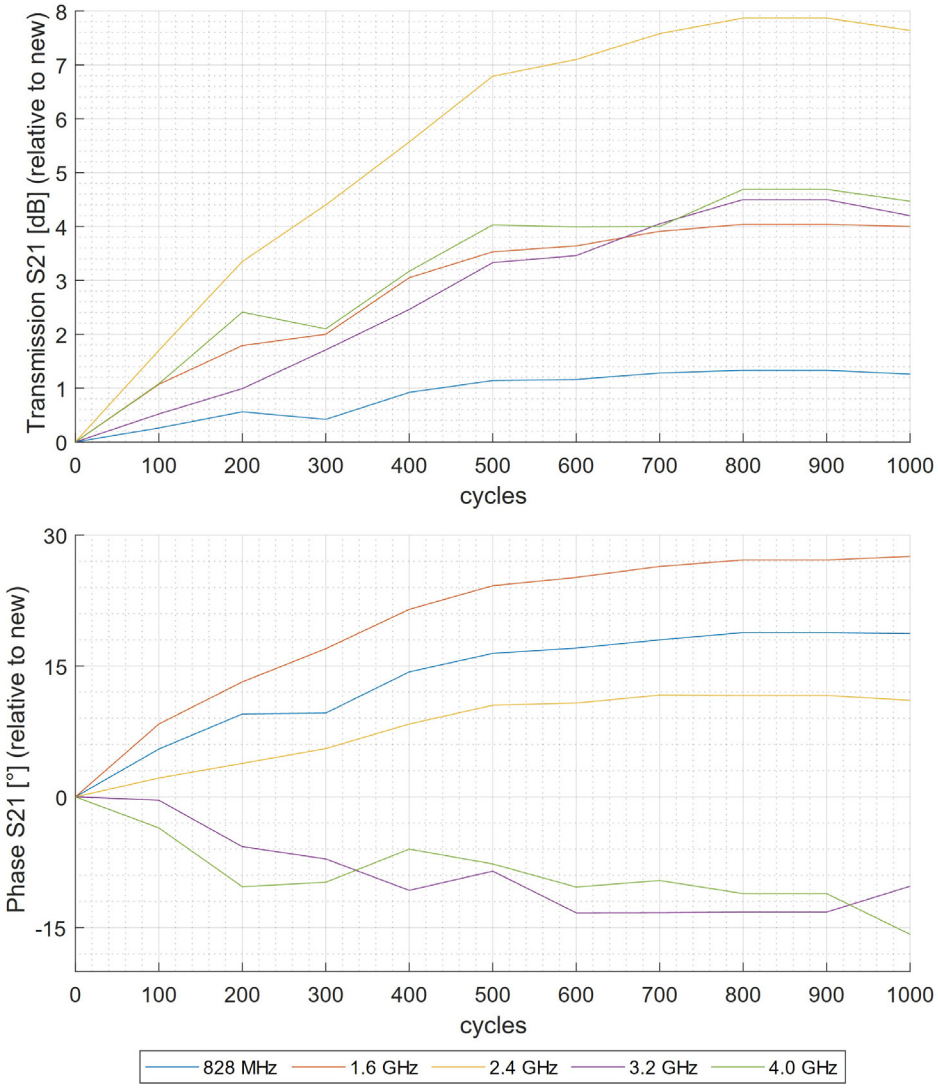

Abbildung 127: Betrag und Phase der Transmission S21 Lautsprecherkabel 2x1,5 belastet auf der Mehrfachbiegeanlage nach DIN EN 50396.

B5 Messergebnis OMYP 2x1,5 mit abweichender Länge

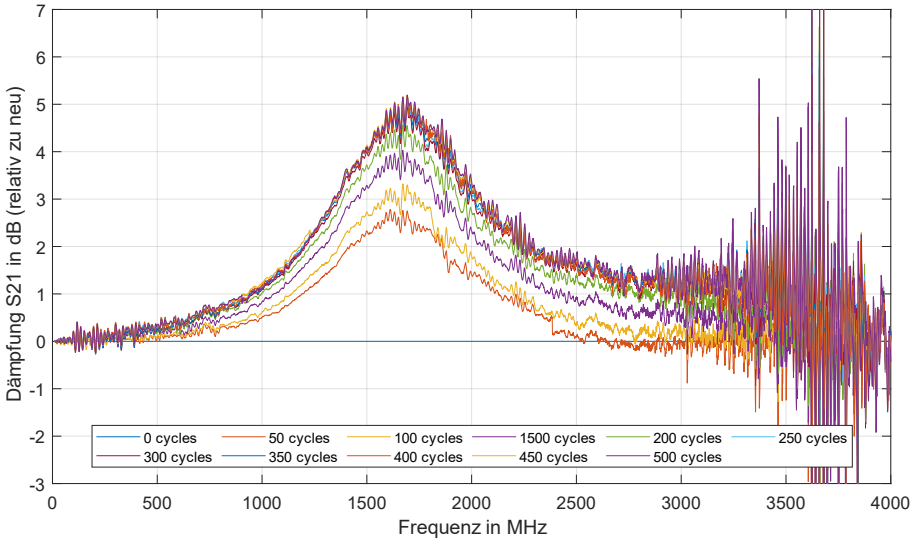

Abbildung 128: Betrag der Transmission S21, Zyklenzahlen auf der Mehrfachbiegeanlage nach DIN EN 50396 in Abhängigkeit der Frequenz OYMP 2x1,5 mit der Leiterlänge 10 m.

Anhang C: Komplexwertige relative Permittivität von Naturfaserwerkstoffen

C1 Proben für die Bestimmung der relativen Permittivität

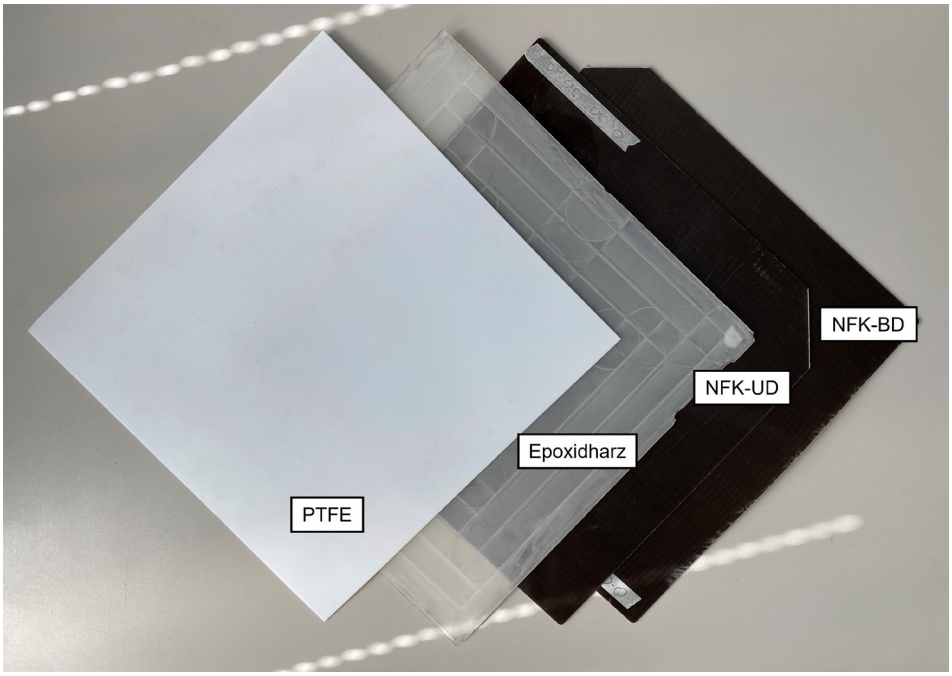

Abbildung 129: Proben für Plattenkondensator im Frequenzbereich zwischen 1 kHz und 200 kHz.

C2 Messaufbau Plattenkondensator Frequenzbereich 1 kHz bis 200 kHz

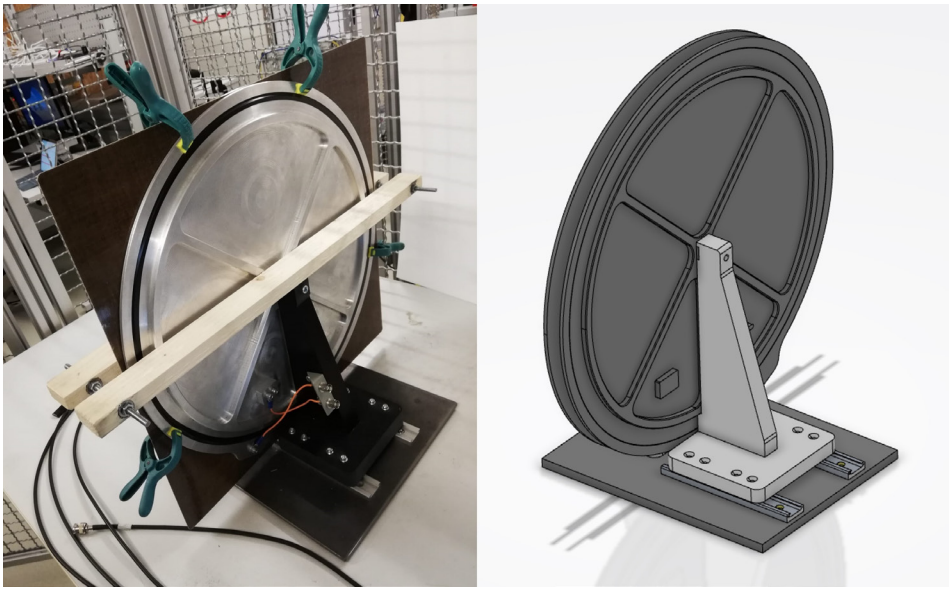

Abbildung 130: Plattenkondensator für Untersuchung der komplexen relativen Permittivität im Frequenzbereich zwischen 1 kHz und 200 kHz.

C3 Validierung der Messaufbauten mittels PTFE

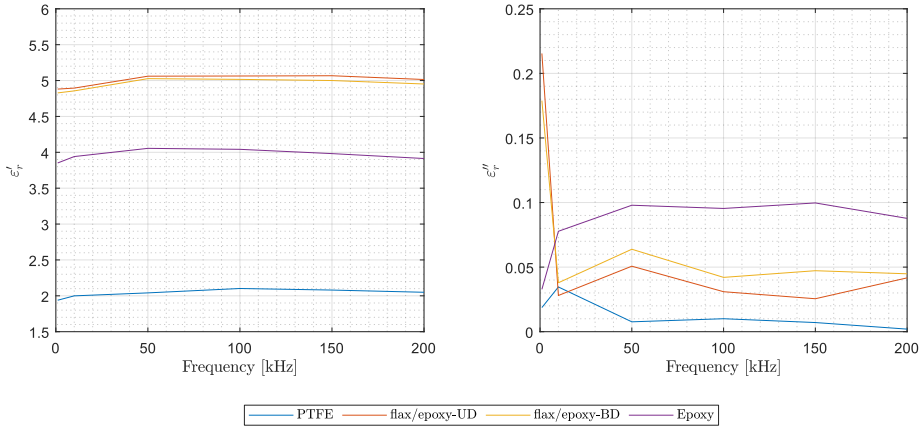

Abbildung 131: Kontrollgruppe PTFE ($\boldsymbol{\varepsilon'_r = 2,1}$) zur Validierung des Plattenkondensators.

Anhang D: Messergebnisse Leitungssensor

Nachfolgende Messergebnisse dienen als Zusatz zu Kapitel 7.

D1 Messergebnisse statische Belastung Naturfaserwerkstoff

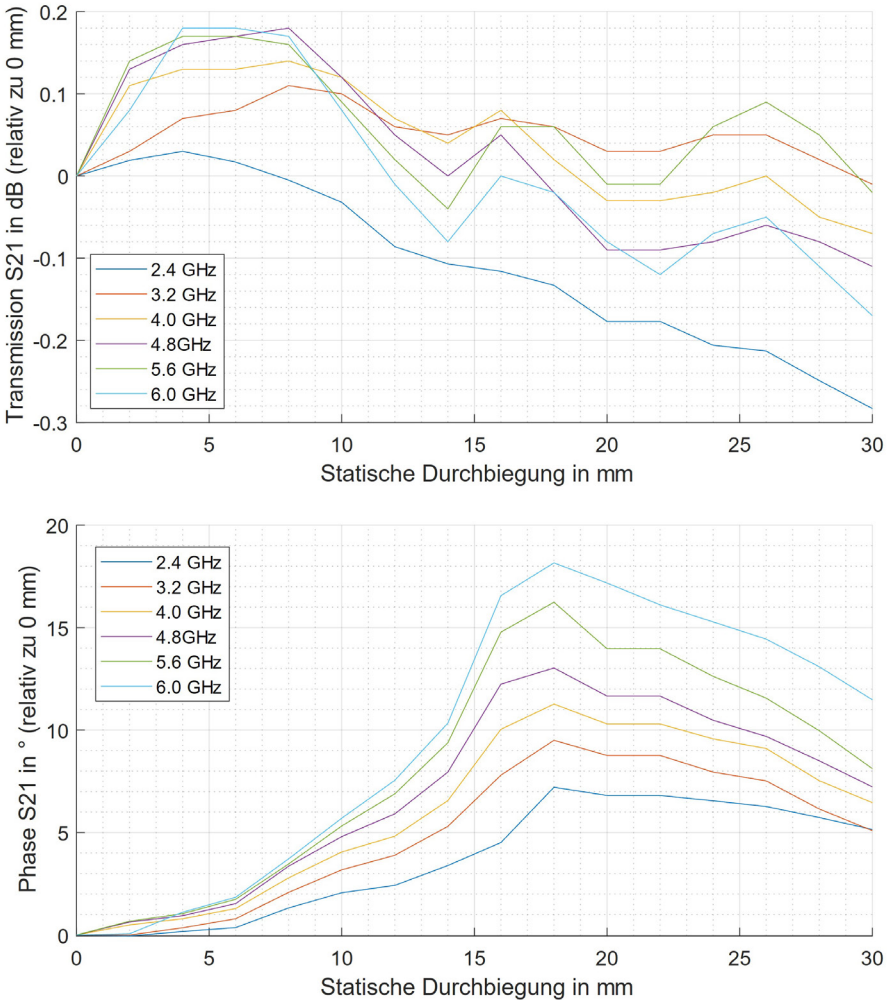

Abbildung 132: Einfluss statische Durchbiegung durch 3-Punkt-Biegeversuch auf Transmissionseigenschaften der NFK-Probe.

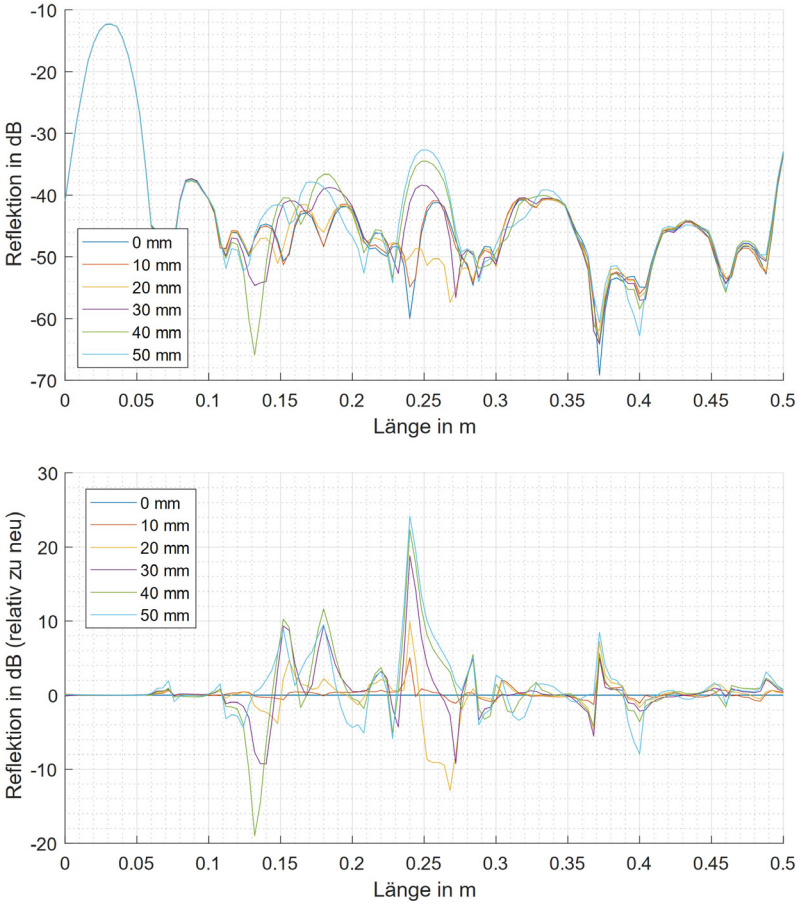

Abbildung 133: Einfluss statische Durchbiegung durch 3-Punkt-Biegeversuch auf Reflexionseigenschaften (DTF-Messung) der NFK-Probe.

D2 Messergebnisse dynamische Belastung Naturfaserwerkstoff

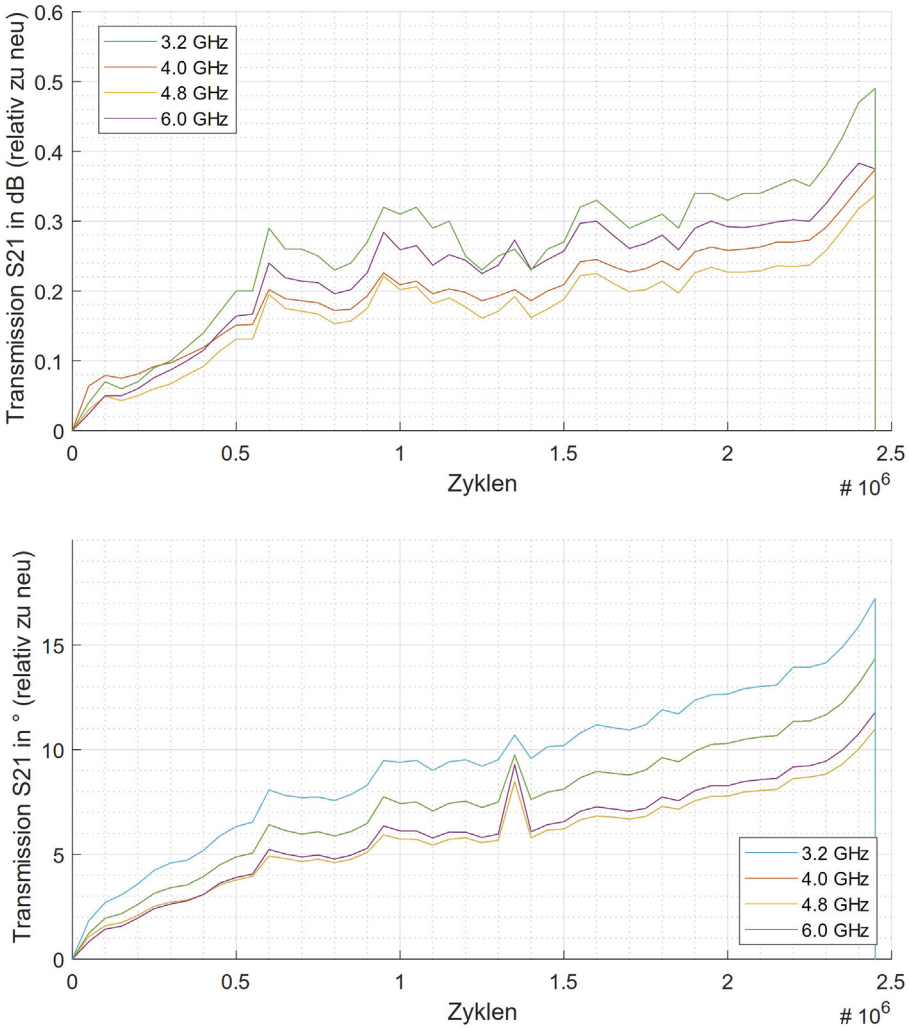

Abbildung 134: Änderung der Transmissionseigenschaften der NFK-Probe über die mechanische Lebensdauer durch 3-Punkt-Biegeversuch.

Abbildungsverzeichnis

Abbildung 1: Aufbau der Arbeit. 4

Abbildung 2: Weltweite Kupfernachfrage in Mio. Tonnen; Daten aus [15]. 7

Abbildung 3: Gitterstruktur von kristallinen Strukturen, a) kubisch-flächenzentrierte Gitterstruktur und b) kubisch-raumzentrierte Gitterstruktur; entnommen aus [12]. 8

Abbildung 4: Korrosion der Kupferoberfläche, a) Kupferoxid und b) Patina. 9

Abbildung 5: Rekristallisationsverhalten von umgeformtem Kupfer in Abhängigkeit der Temperatur; entnommen aus [12]. 10

Abbildung 6: Klassifizierung von Verbundwerkstoffen; entnommen aus [16]. 11

Abbildung 7: Klassifizierung der Naturfasern; in Anlehnung an [29, 30]. 15

Abbildung 8: Faserbruch bei Faserverbundwerkstoffen; a) schematische Darstellung Zugbrechen, b) mikromechanische Darstellung Zugbrechen, c) schematische Darstellung Druckknicken und d) mikromechanische Darstellung Druckknicken; entnommen aus [23]. 19

Abbildung 9: Zwischenfaserbruch bei Faserverbundwerkstoffen; a) quer-Zug mit Bruchfläche, b) quer-Druck mit Bruchfläche, c) quer-Längs-Schub mit Bruchfläche und d) quer-quer-Schub mit Bruchfläche; entnommen aus [23]. 21

Abbildung 10: Delamination bei Faserverbundwerkstoffen; a) flächige Trennung zweier Schichten und b) Querbelastung und resultierende Delamination; entnommen aus [23]. 22

Abbildung 11: Zweitor (allgemeiner Vierpol); in Anlehnung an [38]. 23

Abbildung 12: S-Parameter eines Zweitor; in Anlehnung an [40]. 24

Abbildung 13: Paralleldrahtleitung, a) Geometire der Paralleldrahtleitung mit Stromflussrichtung und b) elektrische und magnetische Feldstärke in der Querschnittsebene; entnommen aus [40]. 25

Abbildung 14: Ersatzschaltbild eines kurzen Stückes einer Zweidrahtleitung; entnommen aus [40]. 25

Abbildung 15: Skin- und Proximity-Effekt für Paralleldrahtanordnung bei 1 GHz. 28

Abbildung 16: Frequenzabhängigkeit der komplexen Permittivität aufgeteilt in Real- ($\boldsymbol{\varepsilon}'$) und Imaginärteil ($\boldsymbol{\varepsilon}''$); entnommen aus [49]. 30

Abbildung 17: Oberflächenrauheit auf Kupferleiter H07V-U 1,5 mm² über Lebensdauer; entnommen aus [9]. 34

Abbildung 18: Metallographische Untersuchung des Kupferleiters H07V-U 1,5 mm² über die Lebensdauer; entnommen aus [9]. 35

Abbildung 19: Oberflächenrauheit über zyklische Lebensdauer auf Mehrfachbiegeanlage gemessen in a) R_a und b) R_v; in Anlehnung an [9]. 35

Abbildung 20: Fließfiguren auf der Oberfläche eines mechanisch belasteten Kupferleiters; entnommen aus [9]. 36

Abbildung 21: Analyse CLF200 neuwertig (a) und nach Belastung auf Mehrfachbiegeanlage (b); entnommen aus [52]. 37

Abbildung 22: Analyse Hyperflex5 neuwertig (a) und nach Belastung auf Mehrfachbiegeanlage (b); entnommen aus [52]. 38

Abbildung 23: Dämpfung über Zyklen, Twisted-Pair bei 1 GHz; entnommen aus [9]. 40

Abbildung 24: Dämpfung (a) und Phase (b) der Transmission S21 von CLF200 über Lebensdauer inkl. Längung und der daraus resultierenden Phase; entnommen aus [52]. 41

Abbildung 25: Dämpfung (a) und Phase (b) der Transmission S21 von Hyperflex5 über Lebensdauer inkl. Längung und der daraus resultierenden Phase; entnommen aus [52]. 42

Abbildung 26: Komplexe relative Permittivität von Epoxidharz (a, c) und Flachs/Epoxidharz Prepregs (b, d); entnommen aus [68]. 43

Abbildung 27: Komplexe relative Permittivität von Flachs/Epoxidharz Prepregs, Realteil (a) und Imaginärteil (b); entnommen aus [69]. 44

Abbildung 28: Komplexe relative Permittivität von Epoxidharz und Flachs/Epoxidharz-Verbundwerkstoffen mit unterschiedlichen Faservolumenanteil, Realteil (a) und Verlustwinkel (b); entnommen aus [72]. 45

Abbildung 29: Wirkprinzip von Sensoren; in Anlehnung an [84]..... 47

Abbildung 30: Funktionsweise FBG-Sensorik; entnommen aus [110]. 50

Abbildung 31: Funktionsprinzip piezoelektrischer Effekt; in Anlehnung an [84]. 51

Abbildung 32: Mehrfachbiegeanlage mit zwei Rollen nach DIN EN 50396; entnommen aus [53]. 56

Abbildung 33: Oberflächenrauheit auf Kupferleiter des Typs H07V-U 1,5 mm² aufgenommen mittels Konfokalmikroskopie; a) neuwertig; b) Biegebelastung bis Bruch bei 587 Zyklen; entnommen aus [154]. 58

Abbildung 34: Metallographische Gefügedarstellung der Leiteroberfläche längs zur Belastungsrichtung; a) neuwertig; b) 587 Zyklen bis Bruch belastet; entnommen aus [154]. 61

Abbildung 35: REM-Aufnahmen der Oberfläche eines Kupferleiters Typ H07V-U 1,5 mm²; a) neuwertig; b) 587 Zyklen bis Bruch belastet. 64

Abbildung 36: Oberflächenrauheit durch alle relevanten Belastungsarten; a) neuwertig; b) biegebelastet; c) Zug/Druck-belastet; d) tordiert; entnommen aus [153]. 66

Abbildung 37: Oberflächenrauheit und Strukturausbildung auf Kupferleiter des Typs H07V-U 1,5 mm²; in Anlehnung an [154]. 68

Abbildung 38: Winkelleistungsspektrum Kupferleiter des Typs H07V-U 1,5 mm²; a) neuwertig; b) 587 Zyklen bis Bruch belastet; entnommen aus [154]. 70

Abbildung 39: Rauheitsausbildung für Kupferleiter unterschiedlichen Querschnitts mit Eindringtiefe (Skin-Effekt) für Kupfer bei ausgewählten Frequenzen. 73

Abbildung 40: Oberflächenrauheit durch Belastung auf Mehrfachbiegeanlage nach DIN EN 50396 bei Bruch; a) H07V-K 1,5 mm²; b) H05V-U 0,75 mm²; c) H05V-U 1 mm²; d) H07V-U 1,5 mm². 75

Abbildung 41: Kupferleiter des Typs H07V-U 1,5 mm² mit Kupfer(II)oxid an der Oberfläche nach Wärmebehandlung. 76

Abbildung 42: Modifizierte Biegeprüfung in Anlehnung an DIN EN 50396. 78

Abbildung 43: Oberflächenrauheit auf Kupferlegierung Cu-ETP aufgenommen mittels Konfokalmikroskopie; a1) neu hart; b1) neu weich; a2) Bruch hart; b2) Bruch weich. 79

Abbildung 44: Metallographie der harten und weichen Kupferlegierung, a1) neu hart; b1) neu weich; a2) Bruch hart; b2) Bruch weich. 82

Abbildung 45: Endspitze der harten Kupferlegierung im neuwertigen Zustand. 83

Abbildung 46: Oberflächenrauheit CuNi1 bei Biegung, Zug/Druck und Torsion. 333 Zyklen Biegebelastung, 169.469 Zyklen Zugbelastung, 1383 Zyklen Torsionsbelastung; Vergrößerung 50x. 85

Abbildung 47: Metallographie CuNi1 eines neuwertigen (a) und bis 333 Zyklen bis Bruch belasteten Leiters (b); Vergrößerung 200x. 86

Abbildung 48: Oberflächenrauheit Cu-OF1 bei Biegung, Zug/Druck und Torsion. 343 Zyklen Biegebelastung, 1.625.510 Zyklen Zugbelastung, 730 Zyklen Torsionsbelastung; Vergrößerung 44x. 87

Abbildung 49: Metallographie Cu-OF1 eines neuwertigen (a) und 343 Zyklen bis Bruch belasteten Leiters (b); Vergrößerung 200x. 88

Abbildung 50: Oberflächenrauheit AW-1050A bei Biegung, Zug/Druck und Torsion. 85 Zyklen Biegebelastung, 316.308 Zyklen Zugbelastung, 217 Zyklen Torsionsbelastung; Vergrößerung 42x..... 89

Abbildung 51: Metallographie AW-1050A eines neuwertigen (a) und 85 Zyklen bis Bruch belasteten Leiters (b); Vergrößerung 200x. 90

Abbildung 52: Oberflächenrauheit AlMg4,5Mn0,7 bei Biegung, Zug/Druck und Torsion. 127 Zyklen Biegebelastung, 68.730 Zyklen Zugbelastung, 77 Zyklen Torsionsbelastung; Vergrößerung 42x. 91

Abbildung 53: Metallographie AlMg4,5Mn0,7 eines neuwertigen (a) und 127 Zyklen bis Bruch belasteten Leiters (b); Vergrößerung 200x..... 92

Abbildung 54: Oberflächenrauheit Nickel bei Biegung, Zug/Druck und Torsion. 398 Zyklen Biegebelastung, 3.444.501 Zyklen Zugbelastung, 1071 Zyklen Torsionsbelastung; Vergrößerung 42x. 93

Abbildung 55: Metallographie Nickel eines neuwertigen (a) und 398 Zyklen bis Bruch belasteten Leiters (b); Vergrößerung 200x. 93

Abbildung 56: Oberflächenrauheit NiCr10 bei Biegung, Zug/Druck und Torsion. 311 Zyklen Biegebelastung, 899.267 Zyklen Zugbelastung, 753 Zyklen Torsionsbelastung; Vergrößerung 42x. 94

Abbildung 57: Metallographie NiCr10 eines neuwertigen (a) und 311 Zyklen bis Bruch belasteten Leiters (b); Vergrößerung 200x. 95

Abbildung 58: Schematische Darstellung der Proben YDYp 2x1,5 und OMYP 2x1,5. 104

Abbildung 59: Schematische Darstellung des a.) mechanischen und b.) elektrischen Messaufbaus; in Anlehnung an [10, 52]. 106

Abbildung 60: Schematische Darstellung des Messaufbaus zur Bestimmung der relativen Permittivität. 108

Abbildung 61: Schematische Darstellung der Prüfung zur Kabellängung auf der Zugprüfmaschine. 110

Abbildung 62: Betrag der Transmission S21 über Zyklen bei Belastung auf Mehrfachbiegeanlage nach DIN EN 50396 bis zum Bruch, (a) YDYp 2x1,5 (starr) und (b) OYMP 2x1,5 (verlitzt). 112

Abbildung 63: Phase der Transmission S21 über Zyklen bei Belastung auf Mehrfachbiegeanlage nach DIN EN 50396 bis zum Bruch, (a) YDYp 2x1,5 (starr) und (b) OYMP 2x1,5 (verlitzt). 114

Abbildung 64: Mechanisches Schädigungsverhalten YDYp. (a1) neuwertiger Zustand, (b1) 773 Zyklen (EoL) auf Mehrfachbiegeanlage, Geometrie der Leiter zueinander (a2) neuwertig, (b2) nach 773 Zyklen (EoL) auf Mehrfachbiegeanlage. 116

Abbildung 65: Mechanisches Schädigungsverhalten OMYP. c1) neuwertige Kupferlitze, d1) Kupferlitzen nach 1428 Zyklen (EoL) auf Mehrfachbiegeanlage, Geometrie der Leiter zueinander c2) neuwertig, d2) nach 1428 Zyklen (EoL) auf Mehrfachbiegeanlage, e) Litzenbrüche am Ende der Lebensdauer. 117

Abbildung 66: Oberflächenrauheit YDYp 2x1,5 (starr) und OMYP 2x1,5 (verlitzt) über die Lebensdauer und Eindringtiefe (Skin-Effekt) für ausgewählte Frequenzen. 119

Abbildung 67: Transmissionsdämpfung S21 in Abhängigkeit der Dehnung auf der Zugprüfmaschine, (a) YDYp 2x1,5 (starr) und (b) OMYP 2x1,5 (verlitzt). 120

Abbildung 68: Transmissionsphase S21 in Abhängigkeit der Längung auf der Zugprüfmaschine, (a) YDYp 2x1,5 (starr) und (b) OMYP 2x1,5 (verlitzt). 121

Abbildung 69: Ausbildung Luftspalt zwischen Leiter und Isolator durch mechanische Belastung bei Lautsprecherkabel 2x1,5 mm², (a) neuwertig, (b) 1.000 Zyklen auf Mehrfachbiegeanlage, (c) und (d) Vergrößerung..... 125

Abbildung 70: Längungsbereinigte Phase S21 OMYP 2x1,5 (verlitzt) in Abhängigkeit der Zyklen auf Mehrfachbiegeanlage. 128

Abbildung 71: Transmissionsdämpfung S21 ausgewählter Zyklenzahlen auf der Mehrfachbiegeanlage in Abhängigkeit der Frequenz des verlitzten Leiters OYMP 2x1,5 mit der Leiterlänge 6 m. 130

Abbildung 72: Längung YDYp 2x1,5 und OMYP 2x1,5 auf der Mehrfachbiegeanlage über die Lebensdauer..... 132

Abbildung 73: Schematische Darstellung des Vakuuminfusionsverfahrens zur Herstellung der unidirektionalen und bidirektionalen Naturfaserverbundwerkstoffe..... 138

Abbildung 74: Schematischer Messaufbau des Plattenkondensators und LCR-Brücke/Messgerät HM8118; entnommen aus [212]..... 140

Abbildung 75: Mikro-Computertomographie Aufnahme (µCT) der unidirektionalen (a) und biaxialen (b) Mikrostruktur des Flachs/Epoxid-Verbunds; entnommen aus [212]..... 142

Abbildung 76: Einzelbetrachtung der Flachsfasern im Verbundwerkstoff und REM-Aufnahme des Flachs/Epoxid-Verbundwerkstoffs; entnommen aus [212]. 144

Abbildung 77: Komplexwertige relative Dielektrizitätskonstante im Frequenzbereich zwischen 1 kHz und 200 kHz in Abhängigkeit der Temperatur zwischen -20 °C und 50 °C für (a-b) unidirektionale Flachs/Epoxid-Verbundstoffe, (c-d) bidirektionale Flachs/Epoxid-Verbundstoffe, (c-d) bidirektionale Flachs/Epoxid-Verbundstoffe und (e-f) reines Epoxidharz; entnommen aus [212]..... 145

Abbildung 78: Realteil (a) und Imaginärteil (b) der Dielektrizitätskonstante von unidirektionalen und biaxialen Flachs/Epoxid-Verbundstoffen und Epoxid im Frequenzbereich zwischen 1 MHz und 1 GHz; entnommen aus [212]..... 148

Abbildung 79: NFK-Probe und Epoxidharz-Probe mit integriertem Sensorelement. 155

Abbildung 80: Aufbau zur dynamischen Belastung von NFK-Proben mittels 3-Punkt-Biegeversuch. 156

Abbildung 81: Schematische Darstellung des elektrischen Messaufbaus zur Messung der Transmissionseigenschaften. 157

Abbildung 82: Geometrie zur Bestimmung der Impedanz einer Dreidrahtleitung; in Anlehnung an [203]. 158

Abbildung 83: Einfluss der Temperatur auf die Transmissionseigenschaften der NFK-Probe. 159

Abbildung 84: Einfluss statische Durchbiegung durch 3-Punkt-Biegeversuch auf die Transmissionseigenschaften der NFK-Probe, a) absolute Darstellung und b) relative Darstellung bezogen auf 0 mm. 161

Abbildung 85: Einfluss statische Durchbiegung auf Reflexionseigenschaften (DTF-Messung) der NFK-Probe. 163

Abbildung 86: Änderung der Transmissionseigenschaften der NFK-Probe über die mechanische Lebensdauer durch 3-Punkt-Biegeversuch. 165

Abbildung 87: Statische Durchbiegung NFK-Probe über die mechanische Lebensdauer durch 3-Punkt Biegeversuch. 166

Abbildung 88: Oberflächenrauheit auf integrierten Kupferleitern in dynamisch belasteter NFK-Probe bei Bruch. 167

Abbildung 89: Parametervariation der Ausbreitungskonstante zur Bestimmung relevanter Einflussgrößen auf die Transmissionseigenschaften durch die mechanische Schädigung. 168

Abbildung 90: Kapazitätsänderung der NFK-Probe über die mechanische Lebensdauer durch 3-Punkt-Biegeversuch. 169

Abbildung 91: Schliffbilder eines Kupferleiters in dynamisch belasteter NFK-Probe in zwei Ebenen mit dem Abstand von 10 mm. 171

Abbildung 92: Auflicht (a) und Durchleuchtung (b) einer durch 3-Punkt-Biegeversuch dynamisch belasteten NFK-Probe. 172

Abbildung 93: Mikro-Computertomographie (µCT) einer durch 3-Punkt Biegeversuch dynamisch belasteten NFK-Probe. 172

Abbildung 94: Röntgenuntersuchung einer NFK-Probe. 173

Abbildung 95: Untersuchung einer neuwertigen (a. und b.) und dynamisch belasteten (c. und d.) NFK-Probe mittels Shearographie. 175

Abbildung 96: Korngrößenbestimmung Kupferleiter H07V-U mittels Linienschnittverfahren, a) neuwertig, b) 587 Zyklen auf Mehrfachbiegeanlage. 217

Abbildung 97: Korngrößenbestimmung Kupferleiter H07V-U mittels Linienschnittverfahren, a) neuwertig, b) 587 Zyklen auf Mehrfachbiegeanlage. 217

Abbildung 98: Spannungs-Dehnungs-Diagramm eines Kupferleiters H07V-U mit Querschnitt 1,5 mm² aus dem Werkstoff Cu-ETP..... 218

Abbildung 99: Oberflächenrauheit CuMn44 weich bei Biegung, Zug/Druck und Torsion. 358 Zyklen Biegebelastung, 73.165 Zyklen Zugbelastung, 860 Zyklen Torsionsbelastung; a) Makroskopische Aufnahme, b) Oberflächenrauheit über Lebensdauer; Vergrößerung 47x. 220

Abbildung 100: Metallographie CuMn44 weich eines neuwertigen (a) und 358 Zyklen bis Bruch belasteten Leiters (b) (Vergrößerung 200x). . 220

Abbildung 101: Oberflächenrauheit CuMn12Ni2 weich bei Biegung, Zug/Druck und Torsion. 347 Zyklen Biegebelastung, 54.267 Zyklen Zugbelastung, 2594 Zyklen Torsionsbelastung; a) Makroskopische Aufnahme, b) Oberflächenrauheit über Lebensdauer; Vergrößerung 54x. 221

Abbildung 102: Metallographie CuMn12Ni2 weich eines neuwertigen (a) und 347 Zyklen bis Bruch belasteten Leiters (b) (Vergrößerung 200x)..... 221

Abbildung 103: Oberflächenrauheit CuMn12Ni2 hart bei Biegung, Zug/Druck und Torsion. 480 Zyklen Biegebelastung, 328.204 Zyklen Zugbelastung, 143 Zyklen Torsionsbelastung; a) Makroskopische Aufnahme, b) Oberflächenrauheit über Lebensdauer; Vergrößerung 50x. 222

Abbildung 104: Metallographie CuMn12Ni2 hart eines neuwertigen (a) und 480 Zyklen bis Bruch belasteten Leiters (b) (Vergrößerung 200x)...222

Abbildung 105: Oberflächenrauheit CuMn3 weich bei Biegung, Zug/Druck und Torsion. 354 Zyklen Biegebelastung, 1.000.950 Zyklen Zugbelastung, 1132 Zyklen Torsionsbelastung; a) Makroskopische Aufnahme, b) Oberflächenrauheit über Lebensdauer; Vergrößerung 54x. 223

Abbildung 106: Metallographie CuMn3 weich eines neuwertigen (a) und 354 Zyklen bis Bruch belasteten Leiters (b) (Vergrößerung 200x). ..223

Abbildung 107: Oberflächenrauheit CuMn3 hart bei Biegung, Zug/Druck und Torsion. 175 Zyklen Biegebelastung, 1.369.213 Zyklen Zugbelastung, 557 Zyklen Torsionsbelastung; a) Makroskopische Aufnahme, b) Oberflächenrauheit über Lebensdauer; Vergrößerung 54x. 224

Abbildung 108: Metallographie CuMn3 hart eines neuwertigen (a) und 175 Zyklen bis Bruch belasteten Leiters (b) (Vergrößerung 200x). 224

Abbildung 109: Oberflächenrauheit AlMg2,7Mn bei Biegung, Zug/Druck und Torsion. 125 Zyklen Biegebelastung, 430.870 Zyklen Zugbelastung, 117 Zyklen Torsionsbelastung; a) Makroskopische Aufnahme, b) Oberflächenrauheit über Lebensdauer; Vergrößerung 54x. 225

Abbildung 110: Metallographie AlMg2,7Mn eines neuwertigen (a) und 125 Zyklen bis Bruch belasteten Leiters (b) (Vergrößerung 200x). 225

Abbildung 111: Oberflächenrauheit AlMg5 bei Biegung, Zug/Druck und Torsion. 191 Zyklen Biegebelastung, 247.261 Zyklen Zugbelastung, 172 Zyklen Torsionsbelastung; a) Makroskopische Aufnahme, b) Oberflächenrauheit über Lebensdauer; Vergrößerung 54x..... 226

Abbildung 112: Metallographie AlMg5 weich eines neuwertigen (a) und 191 Zyklen bis Bruch belasteten Leiters (b) (Vergrößerung 200x)..... 226

Abbildung 113: Oberflächenrauheit AlSi5 bei Biegung, Zug/Druck und Torsion. 32 Zyklen Biegebelastung, 8.809 Zyklen Zugbelastung, 90 Zyklen Torsionsbelastung; a) Makrosko- pische Aufnahme, b) Oberflächenrauheit über Lebensdauer; Vergrößerung 42x..... 227

Abbildung 114: Metallographie AlSi5 eines neuwertigen (a) und 32 Zyklen bis Bruch belasteten Leiters (b) (Vergrößerung 200x). 227

Abbildung 115: Oberflächenrauheit NiCr10 hart bei Biegung, Zug/Druck und Torsion. 111 Zyklen Biegebelastung, 3.301.491 Zyklen Zugbelastung, 241 Zyklen Torsionsbelastung; a) Makroskopische Aufnahme, b) Oberflächenrauheit über Lebensdauer; Vergrößerung 42x. 228

Abbildung 116: Metallographie NiCr10 hart eines neuwertigen (a) und 111 Zyklen bis Bruch belasteten Leiters (b) (Vergrößerung 200x)..... 228

Abbildung 117: Messung 2, Betrag (oben) und Phase (unten) der Transmission S21 des Leiters YDYp 2x1,5 über Zyklen bei Belastung auf Mehrfachbiegeanlage nach DIN EN 50396 bis Bruch. 229

Abbildung 118: Messung 3, Betrag (oben) und Phase (unten) der Transmission S21 des Leiters YDYp 2x1,5 über Zyklen bei Belastung auf Mehrfachbiegeanlage nach DIN EN 50396 bis Bruch. 230

Abbildung 119: Messung 4, Betrag (oben) und Phase (unten) der Transmission S21 des Leiters YDYp 2x1,5 über Zyklen bei Belastung auf Mehrfachbiegeanlage nach DIN EN 50396 bis Bruch. 231

Abbildung 120: Messung 5, Betrag (oben) und Phase (unten) der Transmission S21 des Leiters YDYp 2x1,5 über Zyklen bei Belastung auf Mehrfachbiegeanlage nach DIN EN 50396 bis Bruch. 232

Abbildung 121: Messung 2, Betrag (oben) und Phase (unten) der Transmission S21 des Leiters OMYP 2x1,5 über Zyklen bei Belastung auf Mehrfachbiegeanlage nach DIN EN 50396 bis Bruch. 233

Abbildung 122: Messung 3, Betrag (oben) und Phase (unten) der Transmission S21 des Leiters OMYP 2x1,5 über Zyklen bei Belastung auf Mehrfachbiegeanlage nach DIN EN 50396 bis Bruch. 234

Abbildung 123: Messung 4, Betrag (oben) und Phase (unten) der Transmission S21 des Leiters OMYP 2x1,5 über Zyklen bei Belastung auf Mehrfachbiegeanlage nach DIN EN 50396 bis Bruch. 235

Abbildung 124: Messung 5, Betrag (oben) und Phase (unten) der Transmission S21 des Leiters OMYP 2x1,5 über Zyklen bei Belastung auf Mehrfachbiegeanlage nach DIN EN 50396 bis Bruch. 236

Abbildung 125: Betrag der Transmission S21 in Abhängigkeit der Dehnung auf der Zug-prüfmaschine, (oben) YDYp 2x1,5 (starr), (unten) OMYP 2x1,5 (verlitzt).....237

Abbildung 126: Betrag der Transmission S21 in Abhängigkeit der Dehnung auf der Zug-prüfmaschine, (oben) YDYp 2x1,5 (starr), (unten) OMYP 2x1,5 (verlitzt)..... 238

Abbildung 127: Betrag und Phase der Transmission S21 Lautsprecherkabel 2x1,5 belastet auf der Mehrfachbiegeanlage nach DIN EN 50396. 239

Abbildung 128: Betrag der Transmission S21, Zyklenzahlen auf der Mehrfachbiegeanlage nach DIN EN 50396 in Abhängigkeit der Frequenz OYMP 2x1,5 mit der Leiterlänge 10 m. 240

Abbildung 129: Proben für Plattenkondensator im Frequenzbereich zwischen 1 kHz und 200 kHz. 241

Abbildung 130: Plattenkondensator für Untersuchung der komplexen relativen Permittivität im Frequenzbereich zwischen 1 kHz und 200 kHz. 242

Abbildung 131: Kontrollgruppe PTFE ($\boldsymbol{\varepsilon' r = 2,1}$) zur Validierung des Plattenkondensators. 242

Abbildung 132: Einfluss statische Durchbiegung durch 3-Punkt-Biegeversuch auf Transmissionseigenschaften der NFK-Probe. 243

Abbildung 133: Einfluss statische Durchbiegung durch 3-Punkt-Biegeversuch auf Reflexionseigenschaften (DTF-Messung) der NFK-Probe. 244

Abbildung 134: Änderung der Transmissionseigenschaften der NFK-Probe über die mechanische Lebensdauer durch 3-Punkt-Biegeversuch. 245

Tabellenverzeichnis

Tabelle 1: Physikalische Eigenschaften Kupfer; in Anlehnung an [12, 20]. 10

Tabelle 2: Mechanische Eigenschaften ausgewählter Fasermaterialien; in Anlehnung an [16, 22, 25]. 13

Tabelle 3: Symbolbeschreibung für Debye Gleichung [51]. 31

Tabelle 4: Übersicht komplexwertige relative Permittivität von unidirektionalen Flachs/ Epoxidharz-Verbundwerkstoffen bei 200 kHz; in Anlehnung an [11]. 46

Tabelle 5: Vergleich Leitungssensor mit bestehenden SHM-Systemen für Faserverbundwerkstoffe 53

Tabelle 6: Oberflächenrauheit durch relevante Belastungsarten; in Anlehnung an [153]. 67

Tabelle 7: Probenübersicht Variation des Leiterquerschnitts. 72

Tabelle 8: Vergleich der mechanischen Eigenschaften harte und geglühte Cu-ETP Legierung mit dem Kupferleiter des Typs H07V-U. 77

Tabelle 9: Oberflächenrauheit harte und weiche Kupferlegierung (Cu-ETP) im Vergleich zu H07V-U. 81

Tabelle 10: Übersicht der untersuchten Kupfer-, Aluminium- und Nickellegierungen 84

Tabelle 11: Bewertung der untersuchten Legierungen in Hinblick auf die Verwendung als Sensorwerkstoff 98

Tabelle 12: Steigerung der Oberflächenrauheit pro Zyklus auf der Mehrfachbiegeanlage ausgewählter Legierungen. 100

Tabelle 13: Wellenausbreitung, relative Permittivität und Impedanz der Proben YDYp 2x1,5 und OMYP 2x1,5. 111

Tabelle 14: Änderung des Leiterquerschnitts und des Abstands der Proben (Mitte zu Mitte) YDYp 2x1,5 (n=3) und OMPY 2x1,5 (n=9) neuwertig und belastet auf Mehrfachbiegeanlage. 118

Tabelle 15: Effektive relative Permittivität einer neuwertigen und mechanisch belasteten Leitung des Typs YDYp 2x1,5 und OMYP 2x1,5 (gemittelt aus 5 Messungen bei einer Frequenz von 8 GHz). 123

Tabelle 16: Geometrische und elektrische Eigenschaften des Leiters OMYP 2x1,5. 126

Tabelle 17: Berechnung des Kapazitätsbelags unter Berücksichtigung eines Luftspalts für den Leiter OMYP 2x1,5. 127

Tabelle 18: Berechnung der Fortpflanzungskonstante und der daraus resultierenden Phasenverschiebung bei 4 GHz für den Leiter OMYP 2x1,5. 128

Tabelle 19: Mechanische Lebensdauerkennzahlen der untersuchten Legierungen für Biegung, Zug/Druck und Torsion gemessen in Zyklen..... 219

In dieser Arbeit wird ein neuartiges Sensorelement vorgestellt, das die strukturelle Integrität von Naturfaserwerkstoffen mithilfe von hochfrequenten Wechselströmen in-situ überwacht. Mechanisch-dynamisch belastete Leiterwerkstoffe entwickeln eine charakteristische Oberflächenrauheit, welche in Wechselwirkung mit hochfrequenten Wechselströmen eine Bestimmung des Verschleißzustandes ermöglicht. Integriert in Naturfaserwerkstoffe sollen diese Leiter homogene und inhomogene Schädigungen detektieren.

Diese Arbeit ist in vier Hauptbereiche gegliedert. Zunächst werden Ursachen und Einflussfaktoren für die Rauheitsbildung auf Leiterwerkstoffen beschrieben, welche die Wahl des Sensormaterials beeinflussen. Alle relevanten mechanische Belastungen führen zur Rauheitsbildung an der Leiteroberfläche, was eine Verschleißerkennung ermöglicht. Kupfer erweist sich aufgrund seines Schädigungsverhaltens und ökonomischer Aspekte als optimal für den Einsatz als elektromechanisches Sensorelement. Der zweite Teil behandelt das mechanische und elektrische Schädigungsverhalten starrer und verlitzter Leitungen ohne definierten Wellenwiderstand mit hochfrequenten Wechselströmen. Für starre Leitungen ist eine Abschätzung des Verschleißzustands mittels HF-Messtechnik möglich, da die Dämpfung über den mechanischen Verschleiß konstant zunimmt. Bei verlitzten Leitungen erschweren Ablösungen der Litzen vom Mantel die Lebensdauervorhersage. Daher werden starre Kupferleiter als Sensorarchitektur verwendet. Im dritten Teil wird die komplexwertige relative Permittivität des Naturfaserwerkstoffs zur impedanzkontrollierten Auslegung des Sensorelements bestimmt. Abschließend wird der Funktionsnachweis des neuen Sensorelements vorgestellt. Es zeigt sich, dass nicht allein die Oberflächenrauheit, sondern hauptsächlich eine Delamination des Sensorelements zu Änderungen der HF-Charakteristik führt. Es ist möglich, homogene und inhomogene Schädigungen von Naturfaserwerkstoffen mithilfe des neuartigen Sensorelements zu detektieren.

ISBN 978-3-96147-785-2

FAU UNIVERSITY PRESS 2024