

Mehrskalige Betrachtung des Ermüdungsverhaltens thermisch zyklierter Faserkunststoffverbunde

Von der Fakultät für Maschinenbau
der Technischen Universität Carolo-Wilhelmina zu Braunschweig

zur Erlangung der Würde

einer Doktor-Ingenieurin (Dr.-Ing.)

genehmigte Dissertation

von: Dipl.-Ing. Caroline Lüders

aus (Geburtsort): Berlin

eingereicht am: 12.03.2020

mündliche Prüfung am: 07.07.2020

Gutachter: Prof. Dr.-Ing. Michael Sinapius

Prof. Dr.-Ing. habil. Raimund Rolfes

„The difficult is what takes a little time; the impossible is what takes a little longer.“

Fridtjof Nansen, Polarforscher

Vorwort

Die vorliegende Arbeit entstand im Zeitraum von 2013 bis 2020 während meiner Zeit als wissenschaftliche Mitarbeiterin am Institut für Faserverbundleichtbau und Adaptronik des Deutschen Zentrums für Luft- und Raumfahrt e.V. (DLR) und am Institut für Adaptronik und Funktionsintegration (iAF) der Technische Universität Braunschweig. Die mit der vorliegenden Arbeit verbundene Forschung hätte ohne die Förderung durch die Deutsche Forschungsgemeinschaft, DFG, (Projekt „Ermüdung von FKV unter thermischer Zyklierung“, Projektnummer 379482657) und durch das Bundesministerium für Wirtschaft und Energie (BMWi), Projekt HyMod, nicht stattfinden können. Ich danke der DFG und dem BMWi für diese Projektförderung.

Neben der Finanzierung waren es aber vor allem die Menschen an meiner Seite, die die Fertigstellung der Arbeit in der vorliegenden Form ermöglicht haben und bei denen ich mich dafür herzlichst bedanken möchte.

Zuallererst sei hier mein Doktorvater, Prof. Dr. Michael Sinapius genannt, der mich schon seit dem Studium bei meinem akademischen Werdegang unterstützt. Ihm danke ich für die Möglichkeit, an seinem Institut im Rahmen eines DFG-Projekts forschen zu dürfen, für die kritischen Fragen in den fachlichen Diskussionen und vor allem für seine immer motivierende Art, die dem Fortschritt meiner Arbeit nach jedem persönlichen Treffen einen besonders großen Schub verlieh.

Ich danke Prof. Dr. habil. Raimund Rolfes für die Übernahme des Zweitgutachtens und die damit verbundenen fachlichen Anregungen. Auch der Austausch mit den Mitarbeitern seines Lehrstuhls – insbesondere Dr. Aamir Dean und Martin Brod – war mir eine große Hilfe.

Prof. Dr. Markus Böhl gebührt Dank für die Rolle als Vorsitzender der Prüfungskommission.

Sowohl am DLR-Institut als auch am iAF haben die Rahmenbedingungen das Fortschreiten dieser Arbeit gefördert. Für den Freiraum und das damit verbundene Vertrauen bei der Projektbearbeitung möchte ich nicht nur Prof. Dr. Michael Sinapius als Institutsleiter des iAF, sondern vor allem auch meinem Abteilungsleiter am DLR, Dr. Tobias Wille, danken.

An der offenen und freundschaftlichen Arbeitsatmosphäre haben aber natürlich auch die Kolleginnen und Kollegen einen großen Anteil. Dafür und für die fachliche Unterstützung bei kleinen und großen Herausforderungen danke ich allen Mitarbeiterinnen und Mitarbeitern beider Institute. Viele „ermüdende“ Diskussionen mussten insbesondere Dr. Daniel Krause, Dr. Christian Willberg und Dr. Raffael Bogenfeld über sich ergehen lassen. Diesen Dreien danke ich auch für die kritischen und konstruktiven Anmerkungen zu meiner Arbeit. Vielen Dank, dass ihr euch die Zeit genommen habt, die 200 Seiten zu lesen! Diesen Dank muss ich auch Dr. Marco Fleck aussprechen, der mir als Fachfremder und guter Freund wertvolle Hinweise zum Schriftstück gegeben hat.

Meinem Kollegen Marc Garbade danke ich für die immerwährende und nicht ermüdende Unterstützung bei der programmiertechnischen Umsetzung meiner Modelle in das DLR-interne Softwarepaket MCODAC.

Für einen Modellentwickler und Theoretiker sind praktische Versuche und die damit verbundene Konfrontation mit der Realität immer eine große Herausforderung. Bei der Probenherstellung und der Versuchsdurchführung habe ich jedoch in Carmen Westphal, Claudia Assing, Bernd Friederichs, Martin Kolotylo und Cordelia Koch sehr hilfsbereite Unterstützer gefunden.

Ein besonderer Dank gilt dem Leiter des Instituts für Mikrotechnik der Technischen Universität Braunschweig, Prof. Dr. Andreas Dietzel, und seinen Mitarbeiterinnen und Mitarbeitern, insbesondere Foelke Purr und Mayra Garces-Schröder, für die Möglichkeit, das REM und das KLSM für meine mikroskopischen Untersuchungen nutzen zu dürfen.

Unterstützung bei meiner Forschung habe ich nicht nur aus den „eigenen Reihen“ erfahren. Auch mit den Projektpartnern haben viele anregende Diskussionen stattgefunden. Dafür danke ich Herrn Dr. Gerhard Kalinka der Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung (BAM), Projektpartner im DFG-Projekt, und dem HyMod-Konsortium.

Zudem konnten die Tieftemperaturversuche, die entscheidend zu den Erkenntnissen der vorliegenden Arbeit beigetragen haben, nur mit externer Unterstützung durchgeführt werden. Dafür danke ich Herrn Dr. Matthias Schneider vom Institut für Luft- und Kältetechnik gemeinnützige Gesellschaft mbH für die Realisierung der Temperaturwechseltests. Hier gab es einige Herausforderungen zu meistern. Das Gleiche gilt für die Reinharzversuche in Flüssigstickstoff, für die ich im engen Austausch mit Herrn Dr. Markus Neumeister auf die Expertise der Industrieanlagen-Betriebsgesellschaft mbH zurückgreifend durfte.

Auch danke ich Krisztian Vajna, Benedikt Scheffler, Lukas Hoppe, Bingtong Li und Konstantin Schilling, die im Rahmen ihrer studentischen Arbeiten entweder direkt (Versuchsdurchführung und Simulation) oder indirekt durch Entlastung bei der Projektarbeit zur Fertigstellung der Arbeit beigetragen haben.

In einer perfekten Mischung aus Freiraum und aktiver Unterstützung haben meine Eltern meinen ganzen bisherigen Bildungs- und Berufsweg begleitet. Ohne sie stünde ich nicht da, wo ich jetzt bin. Dafür gebührt ihnen ein ganz besonderer Dank.

Und schließlich danke ich ganz besonders meinem Mann, Georg Lüders, für seine fortwährende Geduld und Rücksicht sowie für seine Unterstützung in der nicht immer ganz einfachen Zeit der Promotion.

Braunschweig, im August 2020

Kurzfassung

In dieser Arbeit wird das Ermüdungsverhalten von CFK unter thermischer zyklischer Belastung im kryogenen Temperaturbereich experimentell und numerisch untersucht. Aufgrund der unterschiedlichen thermischen Ausdehnung der Verbundbestandteile induziert eine zyklische thermische Belastung Spannungen auf zwei Materialskalen: (1) auf der Mikroskala (Faser-Matrix-Ebene) und (2) auf der Makroskala (unidirektionale Einzellage in einem multidirektionalen Laminat). Insbesondere die thermisch induzierten Spannungen auf Mikroebene (Mikro-Effekt) werden in bisherigen experimentellen und numerischen Untersuchungen zumeist vernachlässigt. Zur separaten Untersuchung beider Effekte werden Temperaturwechseltests an unidirektionalen Laminaten und an Kreuzverbunden durchgeführt und damit die Schädigungsarten und die resultierende Materialdegradation systematisch erforscht. Für die modellhafte Beschreibung der mehrskaligen progressiven Ermüdungsphänomene werden ein mikromechanischer und ein makromechanischer Modellierungsansatz abgeleitet. Auf beiden Ebenen berücksichtigen die Modelle die für Faserverbunde relevanten Effekte graduelle Materialdegradation, Lastumlagerung und Mittelspannungseinfluss. Die Vorhersagequalität der Modelle wird für mechanische Lastfälle bei Raum- und bei Tieftemperatur überprüft. Anhand mikromechanischer Ermüdungssimulationen für mechanische und thermische Lasten werden die experimentell beobachteten Unterschiede in den Rissbildern für beide Lastarten erklärt. Aus den Erkenntnissen dieser mikromechanischen Simulationen wird ein Ansatz abgeleitet, der die Berücksichtigung der bisher vernachlässigten, auf Mikroebene induzierten Spannungen in einer makroskopischen Ermüdungsberechnung erlaubt.

Abstract

In this thesis the fatigue behaviour of carbon fibre reinforced plastics under cryogenic thermal cycling is investigated experimentally and numerically. Due to the different thermal expansion of the constituents in fibre reinforced plastics, a cyclical thermal load induces stresses on two material scales: (1) on the microscale (fibre-matrix-level) and (2) on the macroscale (unidirectional ply in a multidirectional laminate). In particular, thermally induced stresses at the micro level are mostly neglected in previous experimental and numerical investigations. To investigate both effects separately, temperature cycling tests at cryogenic temperatures are performed on unidirectional laminates and on cross-ply-laminates and the damage modes as well as the resulting material degradation is observed. A micromechanical and a macromechanical modelling approach are derived for the modelling of the multi-scale and progressive fatigue phenomena. On both scales, the models consider the effects relevant for fibre reinforced composites, e.g. gradual material degradation, load redistributions and the mean stress effect. The models' predictive quality is verified for mechanical loads at room and at cryogenic temperatures. Micromechanical fatigue simulations for mechanical and thermal loads are used to explain the experimentally observed differences in the crack patterns for both load types. From the results of these micromechanical simulations an approach is derived which allows the consideration of the on microscale induced stresses, which have been neglected so far, in a macroscopic fatigue calculation.

Inhaltsverzeichnis

1	Thermische Ermüdung von Faserverbunden als Herausforderung der kryogenen Druckspeicherung von Wasserstoff	1
2	Ermüdung von Faserkunststoffverbunden unter thermischer Wechselbelastung	3
2.1	Analogien und Gegensätze der Schädigungsphänomenologie in thermisch und mechanisch zyklerten Faserkunststoffverbunden	4
2.2	Ansätze zur Modellierung der Ermüdungsschädigung in Faserkunststoffverbunden und deren Übertragung auf thermische Lasten	8
2.3	Einfluss kryogener Umgebungsbedingungen auf die Eigenschaften von Faserkunststoffverbunden	13
2.4	Offene Fragen zur Ermüdung von Faserkunststoffverbunden unter thermischer Wechselbelastung	14
3	Zielsetzung und Hypothesen der Arbeit	17
I	Mikroebene	23
4	Ermüdungsphänomene in thermisch zyklerten unidirektionalen Verbunden	25
4.1	Probenplatten	27
4.2	Thermische Zyklierung	29
4.3	Mikroskopische Untersuchungen	30
4.4	Mechanische Prüfung	34
4.5	Beobachtete Ermüdungsphänomene auf Mikroebene	41
5	Modellierung der mikromechanischen Ermüdungsphänomene	43
5.1	Mikromechanische Modellierung mit repräsentativen Volumenelementen	44
5.2	Mikromechanische Vorhersage des Materialverhaltens unter quasi-statischer Belastung	53
5.2.1	Materialmodell der Faser	53
5.2.2	Materialmodell des Epoxidharzes	55
5.2.3	Bewertung der Vorhersagequalität des mikromechanischen Modells	76
5.2.4	Temperaturabhängigkeit und thermische Lasten	83
5.3	Mikromechanische Vorhersage des Ermüdungsverhaltens	93
5.3.1	Modellierung der Ermüdungsschädigung im Epoxidharz	93
5.3.2	Numerische Aspekte der zyklerten basierten Ermüdungsberechnung	106
5.3.3	Anwendung für mechanische und thermische Lasten	114
5.4	Annahmen des Modells im Überblick	120
6	Gegenüberstellung der Schädigungsmechanismen unter mechanischer und thermischer Last	123
6.1	Quasi-statische Belastung	123
6.1.1	Position der Versagensinitiierung und maßgebliche Spannungsanteile	124

6.1.2	Richtung des Risswachstums und qualitatives Rissbild	132
6.2	Zyklische Belastung	138
6.3	Herausgearbeitete Gemeinsamkeiten und Unterschiede	146
II	Makroebene	149
7	Ermüdungsphänomene in thermisch zyklerten multidirektionalen Verbunden	151
7.1	Mikroskopische Untersuchungen	152
7.2	Ultraschallprüfung	154
7.3	Mechanische Prüfung	155
7.4	Beobachtete Ermüdungsphänomene auf Makroebene	156
8	Modellierung der makroskopischen Ermüdungsphänomene	159
8.1	Modellierung der Ermüdungsschädigung im Verbund	159
8.1.1	Spannungsberechnung	162
8.1.2	Berechnung der Bruchlastspielzahl	163
8.1.3	Kontinuierliche Materialdegradation	167
8.1.4	Schädigungsakkumulation	169
8.1.5	Versagensanalyse und schlagartige Materialdegradation	170
8.2	Übertragung auf zyklische thermische Belastung	171
8.2.1	Temperaturabhängigkeit der Elastizitäts- und Festigkeitskennwerte	171
8.2.2	Temperaturabhängigkeit der Ermüdungsmodellparameter	172
8.2.3	Überlagerte thermische und mechanische zyklische Belastung	173
8.3	Adaptiver Zyklensprung für eine effiziente Lebensdauerberechnung	178
8.4	Annahmen des Modells im Überblick	180
9	Ergebnisse der makromechanischen Ermüdungssimulation	183
9.1	Parameterkalibrierung	183
9.2	Mechanische Belastung	188
9.3	Thermische Belastung	192
9.4	Zusammenfassung der makromechanischen Simulationsergebnisse	196
III	Synthese	197
10	Ein möglicher Ansatz für den Skalentransfer	199
11	Erkenntnisse aus der Arbeit und Überprüfung der Hypothesen	205
12	Einige Aspekte weiterführender Forschungsarbeiten	209
A	Datenblätter	211
B	Statistischer Signifikanztest	215
C	Ultraschallprüfung – Rückwandecho	217
D	Versagenskriterium für den unidirektionalen Verbund	219
E	Probengeometrien	221

F Mikromechanische Vorhersage im Vergleich mit experimentellen Daten	223
Literaturverzeichnis	225
Abkürzungsverzeichnis	239
Formelverzeichnis	241

1 Thermische Ermüdung von Faserverbunden als Herausforderung der kryogenen Druckspeicherung von Wasserstoff

Der Klimawandel und die zunehmende Verknappung fossiler Ressourcen bringen Herausforderungen für den Automobilbau und die hierin verwendeten Werkstoffe mit sich. Der Verkehrssektor ist mit einem Anteil von 20 % der zweitgrößte energiebedingte Emissionsverursacher in Deutschland¹. Deshalb plant die Bundesregierung, die Emissionen von CO₂-Äquivalenten bis 2030 um 41 % gegenüber dem Stand von 2016 zu senken[105], S. 3. Dadurch werden emissionsfreie und von fossilen Ressourcen unabhängige Antriebskonzepte immer wichtiger. Bisher wird vor allem auf batterieelektrische Antriebe gesetzt. Aufgrund der verschiedenen Nachteile der Energiespeicherung mittels Batterie (hohe Masse, geringe Reichweite, lange Ladezeiten, ökologische Aspekte bei Herstellung und Recycling usw.) rückt Wasserstoff als Energieträger immer mehr in den Fokus von Forschung und Industrie [2, 91]. Für die Speicherung dieses Treibstoffs bedarf es spezieller Verfahren, von denen die Druckgasspeicherung (CGH₂) und die Flüssigwasserstoffspeicherung (LH₂) bereits einen hohen Reifegrad besitzen. Im Versuch, die Vorteile beider Speicherkonzepte zu kombinieren, wird die Kryo-Druckspeicherung (CcH₂) als weiteres Speicherkonzept beforscht [2, 91]. Während bei der Gas- bzw. Flüssigspeicherung der Wasserstoff unter hohem Druck (700 bar) bzw. sehr kalt (unter 22 K (-251 °C)) gespeichert wird, kombiniert die Kryo-Druckspeicherung die Idee beider Speicherkonzepte. Hierbei wird der Wasserstoff bei einem geringeren Druck von bis zu 350 bar und bei einer Temperatur im Bereich von 33 K bis 70 K (-240 °C bis -203 °C) als überkritisches, kryogen komprimiertes Fluid gespeichert. Abbildung 1.1 zeigt den Aufbau eines solchen Kryo-Druckspeichersystems. Der Innenbehälter in Hybridbauweise besteht aus der lasttragenden Armierung aus kohlenstofffaserverstärktem Kunststoff (CFK) und dem dichtenden Aluminium-Liner.

Vor dem Hintergrund der momentan geringen Verfügbarkeit von Wasserstofftankstellen² ist die Betankungsflexibilität für den Verbraucher sehr wichtig. Daher wird die Möglichkeit angestrebt, den Behälter nicht nur mit kryogenem, sondern auch mit „warmem“, komprimiertem Wasserstoff zu betanken [91]. Damit wird der Einsatzbereich des CGH₂-Behälters in den Tieftemperaturbereich bis zu 33 K (-240 °C) erweitert. Daraus ergeben sich neue Anforderungen an die im Innenbehälter verwendeten Werkstoffe [91]. Denn im Vergleich mit Druckwasserstoffspeichern sind Kryo-Druckspeichersysteme nicht nur Druckzyklen, sondern auch einer erheblichen Anzahl von Temperaturzyklen ausgesetzt. Das zeigt der von Kircher et al. [91] vorgeschlagene Testzyklus zur experimentellen Validierung der Betriebsfestigkeit des Behälters in Abbildung 1.2. Nach Kircher et al. [91] lassen sich 15 Betriebsjahre über 1000 dieser Testzyklen repräsentieren. Diese muss der Behälter ohne Leckage überstehen. Zudem muss er anschließend noch ausreichende Sicherheit gegen Bersten nachweisen. In dem Testzyklus ist den mechanischen Druckzyklen ein thermischer Zyklus überlagert. Für die CFK-Wicklung des Behälters variiert die Temperatur im Bereich von Raumtemperatur (293 K) und 50 K(-223 °C).

¹<https://www.umweltbundesamt.de/daten/energie/energiebedingte-emissionen>, Stand 17.01.2020

²Laut <https://h2.live/> knapp 100 öffentliche Wasserstoffstationen für PWK in Deutschland (Stand: 16.01.2020)

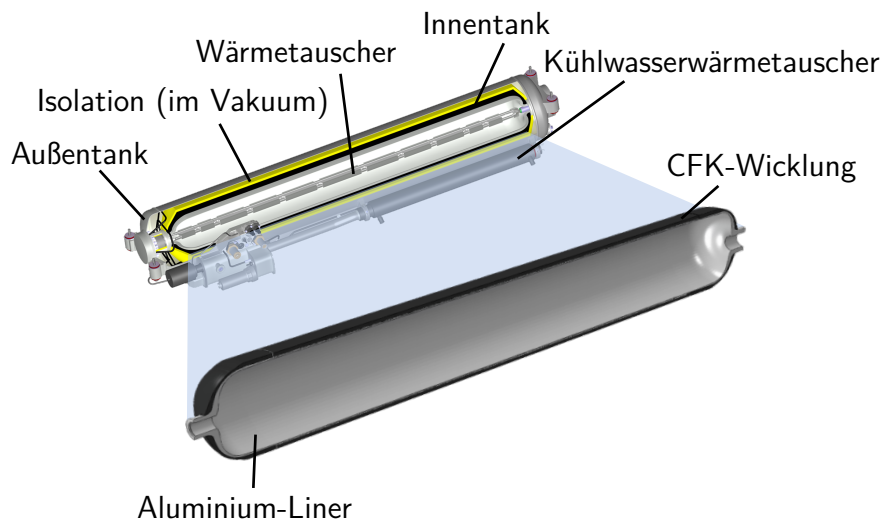


Abbildung 1.1: Tanksystem zur Kryo-Druckspeicherung mit Innentank in Faserverbund-Hybridbauweise; aus [91], Abbildung 2, modifiziert

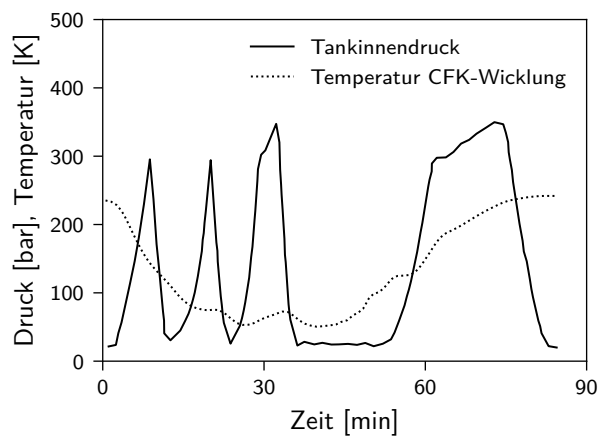


Abbildung 1.2: Testzyklus zur experimentellen Validierung der Betriebsfestigkeit eines CcH₂-Behälters; von [91], Abbildung 5, modifiziert

Diese Temperaturdifferenz stellt eine nicht zu vernachlässigende zusätzliche Belastung der Struktur dar.

Für eine gewichtsoptimierte Auslegung und den rechnerischen Nachweis der Betriebsfestigkeit des Behälters müssen die Ermüdungsphänomene unter dieser thermomechanischen Belastung für die beteiligten Werkstoffe berücksichtigt werden. Die Ermüdungsschädigung ist in faserverstärkten Kunststoffen (FVK) bereits bei rein mechanischer Belastung ein mehrskaliges Phänomen. Die Bedeutung der Materialskalen wird bei thermischer Belastung erhöht, da diese Spannungen auf verschiedenen Ebenen induziert. Für große Strukturen wie Druckbehälter ist jedoch u.a. aus numerischen Effizienzgründen derzeit nur eine homogenisierte Betrachtung des sehr heterogenen Verbundmaterials üblich. Insbesondere bei thermischer Belastung, die aufgrund dieser materiellen Heterogenität innere Spannungen hervorruft, kann die Materialbeanspruchung mit einer homogenen Betrachtungsweise nicht vollständig erfasst werden. Aktuelle Multiskalenansätze, die dies ermöglichen würden, sind jedoch im industriellen Auslegungsprozess nicht effizient auf große Strukturmodelle anwendbar. Bisher fehlt eine Möglichkeit, die mikroskaligen Effekte einer thermischen Belastung innerhalb einer homogenen Modellierung des Verbundwerkstoffs effizient zu berücksichtigen.

2 Ermüdung von Faserkunststoffverbunden unter thermischer Wechselbelastung

In Faserkunststoffverbunden löst eine thermische Belastung komplexe Wirkmechanismen aus, denn faserverstärkte Kunststoffe (FVK) sind sehr heterogen. Sie bestehen aus lasttragenden Fasern und der formgebenden Matrix. Die Materialeigenschaften dieser Bestandteile sind typischerweise sehr verschieden. So liegen zwischen dem E-Modul einer polymeren Matrix und dem einer Kohlenstofffaser in Faserrichtung zwei Größenordnungen. Selbst bei Verwendung isotroper Fasermaterialien führt deren Anordnung innerhalb des Komposits zu einem global anisotropen Materialverhalten des Verbunds. Aufgrund der hohen Steifigkeit und Festigkeit der Faser ist die Faserrichtung die bevorzugte Richtung zur Lastaufnahme. Da die meisten Bauteile multiaxialen Belastungszuständen ausgesetzt sind, werden mehrere unidirektionale (UD) Schichten mit unterschiedlicher Faserorientierung zu einem multidirektionalen (MD) Verbund geschichtet.

Nicht nur die mechanischen, auch die thermischen und thermomechanischen Eigenschaften von Faser und Matrix sind für kohlenstofffaserverstärkten Kunststoff (CFK) stark unterschiedlich. Bei einer Abkühlung zieht sich die polymere Matrix mit einer Wärmeausdehnung in der Größenordnung von $10^{-5} 1/K$ zusammen, während sich die Kohlenstofffasern in Faserrichtung ausdehnen. Die Behinderung dieser Stauchung bzw. Ausdehnung im UD-Verbund erzeugt Spannungen in der Faser, in der Matrix und in der Grenzfläche. Aufgrund der unterschiedlichen Wärmeausdehnung der Komponenten ist der UD-Verbund auch in seinem thermomechanischen Verhalten anisotrop: Quer zur Faserrichtung ist er bestrebt, sich bei Abkühlung zusammenzuziehen (α_{22}), während er sich in Faserrichtung weniger stark zusammenzieht oder sogar ausdehnt (α_{11}). In einem thermisch belasteten MD-Verbund sorgt dies für eine Behinderung der thermischen Ausdehnung der unterschiedlich orientierten Lagen und ruft dadurch Spannungen in den Einzellagen und in den Lagenrenzflächen hervor.

Zusammengefasst induziert eine thermische Belastung Eigenspannungen auf zwei Größenskalen: auf der Faser-Matrix-Ebene (Mikroebene) und auf der Ebene der im MD-Verbund eingebetteten unidirektionalen Einzellage (Makroebene). Abbildung 2.1 stellt die beiden Größenskalen dar, auf denen die beschriebenen thermomechanischen Wechselwirkungen stattfinden. Eine wechselnde thermische Belastung, z.B. durch wiederholtes Abkühlen und Erwärmen, induziert auf diesen Ebenen wechselnde mechanische Beanspruchungen und kann so eine mechanische Ermüdung des Materials hervorrufen. Die mehrskaligen Wirkmechanismen erfordern eine mehrskalige Betrachtung dieser Ermüdungsphänomene.

Die folgenden Unterkapitel fassen den Stand der Forschung zum Thema „Faserverstärkter Kunststoff (FVK) unter thermischer Wechselbelastung“ in Gegenüberstellung zum Kenntnisstand über mechanische Ermüdungslasten zusammen. Dies umfasst sowohl experimentelle Untersuchungen der genannten Phänomene als auch Ansätze zu deren modellhafter Beschreibung.

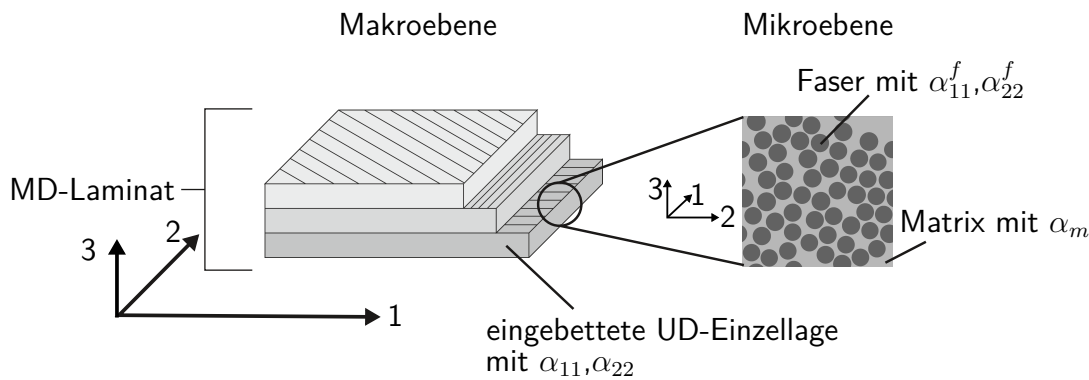


Abbildung 2.1: Wirkebenen der thermischen Belastung

2.1 Analogien und Gegensätze der Schädigungsphänomenologie in thermisch und mechanisch zyklerten Faserkunststoffverbunden

Eine Materialermüdung wird durch die Akkumulation von Schäden während einer zyklisch wiederholten Belastung des Materials hervorgerufen und tritt als Steifigkeits- und Festigkeitsverlust des Materials in Erscheinung. Sowohl in thermisch als auch in mechanisch zyklerten Laminaten treten folgende Schadensmodi auf:

- Faserbruch
- Matrixriss
- Faser-Matrix-Ablösung
- Delamination zwischen Einzellagen

Aufgrund der erheblich größeren Anzahl von Veröffentlichungen zur mechanischen zyklischen Belastung sind Beschreibungen der Ermüdungsschädigungsmechanismen zumeist für mechanische Lasten zu finden. Im Folgenden werden daher die beobachteten Schädigungsmechanismen unter mechanischen zyklischen Lasten erläutert und Analogien und Unterschiede zur thermischen Zyklisierung hervorgehoben. Reifsnider und Jamison [140] beschreiben die Schadensentwicklung in mechanisch zyklerten MD-Laminaten anhand von Abbildung 2.2. Zwar dominieren einzelne Schadensmodi in bestimmten Lebensabschnitten, dennoch treten über das gesamte Leben alle Schadensarten auf und interagieren miteinander. Im ersten Stadium, das durch einen degressiven Zuwachs der Schädigung charakterisiert ist, entstehen primäre Matrixrisse in den quer zur Faser belasteten Lagen. Die Rissdichte steigt, bis ein Sättigungszustand, der charakteristische Schädigungszustand (*engl.: critical damage state*) (CDS), erreicht ist. Die Geschwindigkeit des Risswachstums in einer einzelnen Lage ist abhängig von den äußeren Lasten und von den Randbedingungen durch die benachbarten Lagen. Durch Spannungskonzentrationen aufgrund der Primärrisse können weitere, sekundäre Matrixrisse und erste Faserbrüche entstehen. Matrixrisse können zudem Delaminationen initiieren, wenn sie auf eine Grenzfläche zwischen den Lagen treffen. An den degressiven Schadenszuwachs schließt sich ein Bereich mit linearem Schädigungswachstum an, der von Delaminationsinitiierung, Interaktion der Schadensmodi und vereinzelt Faserbrüchen geprägt ist. Im letzten Abschnitt des Lebens, in dem die Schädigung stark ansteigt, propagieren alle Schadensmodi. Das endgültige Versagen erfolgt durch den Bruch vieler in Lastrichtung orientierter Fasern, wodurch der tragende Querschnitt derart verringert wird, dass die aufgebrachte Last nicht mehr ertragen wird.

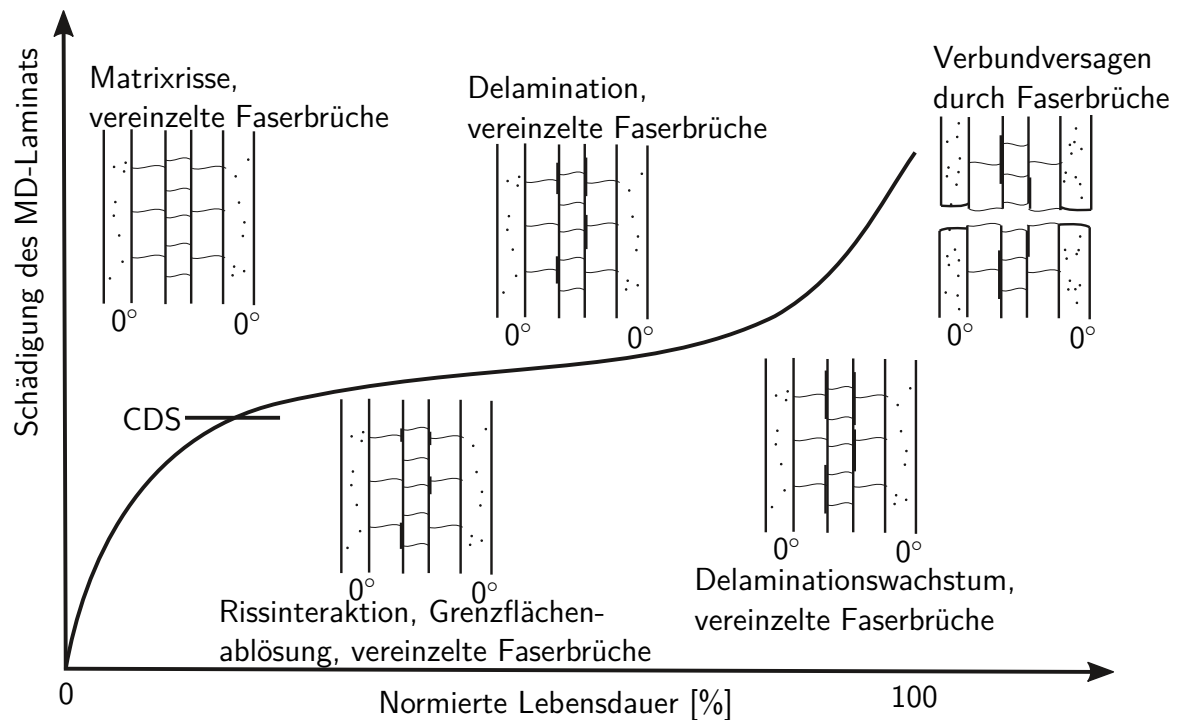


Abbildung 2.2: Schädigungsmechanismen in einem zyklisch belasteten MD-Laminat nach [140]; CDS steht für „charakteristischer Schädigungszustand (engl.: critical damage state)“

Ausgangspunkt der Ermüdungsschädigung eines Laminats unter zyklischer mechanischer Belastung ist die Matrixrissbildung in den querbelasteten unidirektionalen (UD-)Lagen. Deshalb widmen sich einige Forschungsarbeiten dem zugrunde liegenden Mechanismus [12, 13, 71, 174]. Die Matrixrissbildung in einer quer zur Faserrichtung belasteten Einzellage wird durch das Versagen der Faser-Matrix-Grenzschicht und einer daraus resultierenden Faser-Matrix-Ablösung initiiert. Bereiche des Grenzflächenversagens werden in Abbildung 2.3 als schwarze Bereiche um die grau dargestellten Fasern herum sichtbar. Die abgelösten Bereiche wachsen unter weiterer Belastung und verbinden sich zu Matrixrissen, was in Abbildung 2.3 als Vereinigung der schwarzen Bereiche erkennbar ist. Es bilden sich viele Faser-Matrix-Ablösungen zur selben Zeit, zwischen denen kleine Matrixbereiche, die sogenannten Matrixbrücken, verbleiben. An diesen Matrixbrücken treten laut Hobbiebrunken et al. [71] plastische Verformungen auf, bis die Brücken schließlich versagen und die entstandenen Matrixrisse den tragenden Querschnitt der Lage derart reduzieren, dass ein Versagen der Lage eintritt.

Analog zu den Erkenntnissen für mechanische zyklische Belastungen werden auch in thermisch zyklerten MD-Laminaten Matrixrisse beobachtet [50], die bei fortschreitender Anzahl der Zyklen wachsen und an Grenzflächen zu benachbarten Lagen Delaminationen hervorrufen können [53, 66, 98, 169]. Im Gegensatz zu einem mechanisch zyklisch belasteten Laminat treten die primären Matrixrisse jedoch nicht in den Lagen mit einer bestimmten Faserorientierung, sondern in allen Lagen gleichermaßen auf [5, 24, 66, 98, 169]. In Temperaturwechseltests wird oftmals eine viel geringere Anzahl von Zyklen – von 5 Zyklen in der Untersuchung von Timmermann [169] bis zu 5000 Zyklen in der Untersuchung von Brown [24] – realisiert als in mechanischen Zyklerversuchen. Selten übersteigt die durchgeführte Zyklenzahl den Wert von 500. Dies ist lediglich in den Untersuchungen von Lafarie-Frenot und Ho [97] (1000 Zyklen), Mohamed et al. [120] (1000 Zyklen), Kim et al. [89] (1055 Zyklen) und Brown [24] (5000 Zyklen) der Fall. Deshalb können bei den Untersuchungen mit thermischer zyklischer Last nicht alle der in Abbildung 2.2 dargestellten Stadien der Schädigung beobachtet werden. Oftmals ist die Zyklenzahl bei der untersuchten Temperaturdifferenz zu gering,

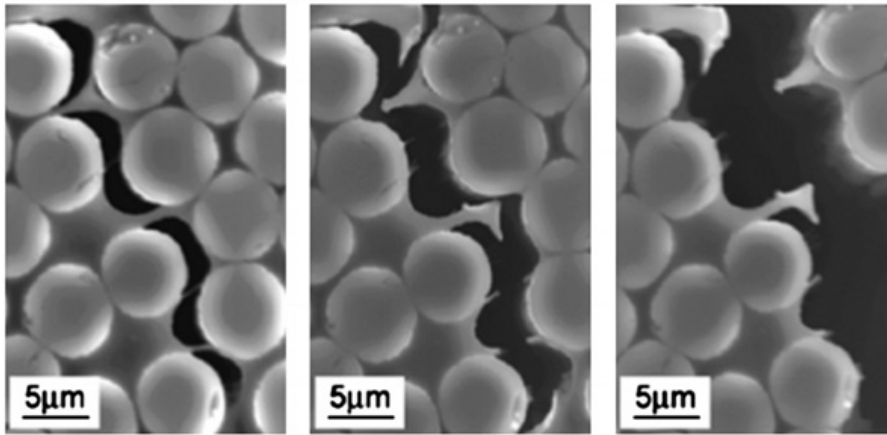


Abbildung 2.3: Initial failure in a HTA/L135i [90₂/0₇/90₂] laminate (dt.: Versagensinitiierung in einem HTA/L135i [90₂/0₇/90₂]-Laminat) aus [71], Abbildung 7

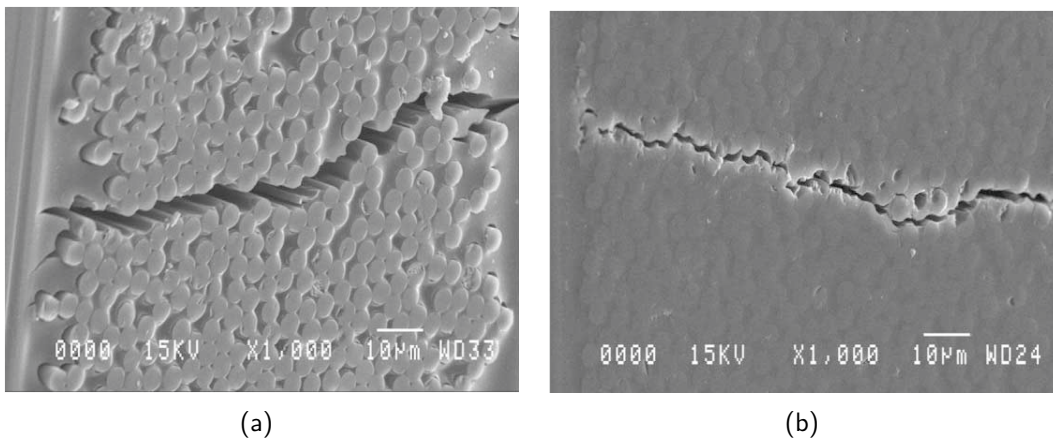


Abbildung 2.4: Comparison of SEM pictures of transverse cracks induced by 500 cycles of temperature variations (a) and fatigue (b) (dt.: Vergleich der REM-Aufnahmen eines Querrisses, induziert in einem MD-Laminat durch 500 Temperaturlastwechsel (a) und mechanische Zyklen (b)) aus [98], Abbildung 12; REM steht für Rasterelektronenmikroskopie

um den CDS zu erreichen.

Auch bei der thermischen Zyklisierung bilden Faser-Matrix-Ablösungen den Ausgangspunkt für die Matrixrissbildung [24, 58, 98, 169], s. Abbildung 2.4(a). Gemäß der Beschreibungen von Lafarie-Frenot et al. [98] ist in dieser REM-Aufnahme (REM steht für Rasterelektronenmikroskopie) einer thermisch zyklisierten MD-Probe die Ablösung von Faser und Matrix sowie eine plastische Deformation der Matrix zu erkennen. In Abbildung 2.4(b) einer mechanisch zyklisierten Probe aus demselben Material wird von den Autoren stattdessen ein vollständig sprödes Matrixversagen und kein Versagen in der Faser-Matrix-Grenzfläche festgestellt. Diese Beobachtungen an der mechanisch zyklisierten Probe widersprechen den Untersuchungen an mechanisch quasi-statisch belasteten Proben [12, 13, 71, 174] in Abbildung 2.3, in denen eine Schädigung der Grenzfläche und eine Plastifizierung der Matrix beobachtet werden. Die thermische Zyklisierung in der Untersuchung von Lafarie-Frenot et al. [98] erfolgt in einem Temperaturbereich von 223 K bis 423 K, sodass durch die erhöhte Temperatur die plastischen Effekte in der Matrix eventuell stärker hervortreten. Zudem lassen sich die Faser-Matrix-Ablösungen in der mechanisch zyklisierten Probe aufgrund des anderen Blickwinkels der REM-Aufnahme möglicherweise schwieriger erkennen. Jedoch erscheinen in der mechanisch zyklisierten Probe alle Faser-Matrix-Interfaces, die nicht Teil des Matrixrisses sind, intakt. Dagegen treten in

der thermisch zyklerten Probe über den gesamten im REM untersuchten Probenausschnitt verteilt Faser-Matrix-Ablösungen auf.

In der Literatur werden optische Aufnahmen der mikromechanischen Schädigungsmechanismen durch thermische Zyklertung oft nur an MD-Laminaten, meistens Kreuzlaminaten, beschrieben. Die darin beobachteten Schäden entstehen aufgrund der Überlagerung der auf Mikro- und Makroebene induzierten thermischen Spannungen. In thermisch belasteten UD-Lagen können Schäden allein durch die auf der Mikroebene induzierten Spannungen auftreten. Untersuchungen dazu sind nur vereinzelt zu finden. Kim et al. [89] detektieren in einem bis zu 1055 mal zwischen 172 K und 394 K ($\Delta T = 220$ K) zyklerten unidirektionalen (UD) Verbund keine Matrixrisse. In dem von Fahmy und Cunningham [41] zwischen 223 K und 423 K ($\Delta T = 200$ K) zyklerten UD-Verbund treten dagegen nach 100 Zyklen erste Matrixrisse auf, die bei weiterer Zyklertung parallel zu den Fasern wachsen. Die Autoren vermuten Delaminationen zwischen den Prepreg-Lagen, aus denen der UD-Verbund aufgebaut ist. Auch Mahdavi et al. [110] entdecken Matrixrisse in unidirektionalen Kohlenstofffaserverstärkter Kunststoff (CFK)-Proben nach 350 Zyklen zwischen 77 K und 413 K. Unklar ist, weshalb in einer Untersuchung Matrixrisse im thermisch zyklerten Verbund detektiert werden und in der anderen nicht. Mögliche Ursachen können die Verwendung unterschiedlicher Materialien, verschiedene Schichtdicken [24, 115] oder der abweichende Temperaturbereich sein. In jedem kann Fall auf Basis dieser vereinzelt veröffentlichten keine allgemeine Aussage über die Rissbildung in thermisch zyklerten UD-Verbunden oder über Schädigung aufgrund der auf Mikroebene induzierten thermischen Spannungen getroffen werden. Dies unterstreicht die Notwendigkeit, diese Fragestellung näher zu untersuchen.

Einige Veröffentlichungen widmen sich den Auswirkungen der beobachteten Schäden auf die Eigenschaften von UD-Verbunden oder MD-Laminaten [5, 24, 36, 53, 58, 88, 101, 110, 120]. Diese sind bzgl. der untersuchten Kennwerte lückenhaft und klären die Frage nach der Materialdegradation durch thermische Zyklen nicht gänzlich. Hierfür wäre eine vollständige Charakterisierung der mechanischen Eigenschaften des UD-Verbunds nach einer ausreichenden Anzahl thermischer Zyklen erforderlich. In der Literatur findet nach thermischer Zyklertung meist nur eine stichprobenartige Untersuchung ausgewählter Materialparameter statt, wobei der Schwerpunkt auf den faserdominierten Eigenschaften der unidirektional (UD)-Lage, z.B. Längszugfestigkeit und Längszugsteifigkeit, liegt. Bei den faserdominierten Eigenschaften wird – mit Ausnahme der von Mohamed et al. [120] und Fahmy und Cunningham [41] untersuchten Materialien – i.d.R. keine Herabsetzung festgestellt [58, 101]. Die vereinzelt Untersuchungen, in denen ausgewählte matrixdominierte Kennwerte untersucht werden, lassen jedoch eine Herabsetzung dieser Eigenschaften durch thermische zyklische Belastungen vermuten [36, 58, 110]. Zudem beschränken sich die meisten Untersuchungen auf die Vorkonditionierung der Proben durch eine geringe Anzahl (10 bis 500) thermischer Zyklen [5, 53, 88, 101, 110]. Zwar werden von Brown [24] und Fahmy und Cunningham [41] 5000 thermische Zyklen durchgeführt. Allerdings untersucht Brown [24] MD-Laminat und kann daher die Auswirkung der auf Mikroebene induzierten thermischen Spannungen hieraus nicht ableiten. Fahmy und Cunningham [41] betrachten einen UD-Verbund aus CFK, untersuchen für diesen aber lediglich den Einfluss der 5000 Temperaturzyklen auf den Längszugmodul. Ähnliches gilt für den von Mohamed et al. [120] untersuchten UD-Verbund aus glasfaserverstärktem Kunststoff (GFK). Dieser wird zwar 1000 Zyklen zwischen 238 K und 318 K ausgesetzt, es werden jedoch nur die Zugeigenschaften in Faserrichtung untersucht. Aus den bisherigen Untersuchungen ist somit keine umfängliche Aussage über die Degradation der Materialparameter eines FVKs möglich.

Aufgrund der schwierigen Realisierbarkeit einer hohen Anzahl von Temperaturzyklen wird von Both [20] ein Ansatz vorgeschlagen, der diese durch äquivalente mechanische Zyklen ersetzt. Die mechanische uniaxiale Belastung für ein Kreuzlaminat wird so gewählt, dass die als versagenskritisch

erachtete Spannung in der versagenskritischen Einzellage identisch ist mit der, die durch die Temperaturdifferenz induziert würde. Der gleiche Ansatz wird von Henaff-Gardin und Lafarie-Frenot [66] verfolgt, um die Matrixrissentwicklung in thermisch und mechanisch zyklerten Kreuzlaminaten experimentell zu vergleichen. Mit dem Ansatz wird die Gleichheit der Spannung in einer ausgewählten Richtung in einer ausgewählten Lage erzeugt. Der allgemeine multiaxiale Spannungszustand im gesamten Laminat ist jedoch für die thermische und die als äquivalent erachtete mechanische Belastung stark verschieden [66]. Dies ist ein möglicher Grund für die beobachtete unterschiedliche Kinetik der Matrixrissentwicklung bei mechanischer und thermischer zyklischer Belastung trotz gleicher Rissdichte bei Eintritt der Rissättigung. Um die Schädigungsmechanismen in einem thermisch zyklerten FVK zu untersuchen, können die Temperaturwechsel nicht durch eine uniaxiale mechanische Belastung ersetzt werden, da diese den thermisch induzierten Eigenspannungszustand nicht abbildet.

2.2 Ansätze zur Modellierung der Ermüdungsschädigung in Faserkunststoffverbunden und deren Übertragung auf thermische Lasten

Für ein tiefergreifendes Verständnis der Schädigungsmechanismen in zyklisch belasteten Verbunden und um eine Vorhersagbarkeit der Ermüdung zu ermöglichen, ist die Übertragung der experimentellen Erkenntnisse zur Ermüdungsschädigung in mathematische Modelle notwendig. Wie bei den experimentellen Untersuchungen werden auch die zugehörigen Modelle des Ermüdungsverhaltens von FVK zumeist für mechanische zyklische Belastungen entwickelt. Die verwendeten Ansätze können jedoch als Ausgangspunkt für Modellrechnungen thermisch induzierter zyklischer Lasten dienen. Deshalb wird im Folgenden zunächst der Stand der Ermüdungsschädigungsmodellierung für mechanische Belastungen zusammengefasst und anschließend die Möglichkeit der Anwendung einzelner Modelle auf thermische Lasten hervorgehoben.

Es existiert eine Vielzahl von Modellen zur Berechnung der Lebensdauer und des Ermüdungsverhaltens von FVK. Die Mehrheit der Modelle wurde für einen speziellen Anwendungsfall, z.B. für einen bestimmten Lastfall oder ein spezielles Material, entwickelt und die Übertragbarkeit auf andere Anwendungsszenarien ist daher nicht immer gegeben [33]. Eine Klassifizierung der Modelle zur Ermüdungsberechnung von FVK wird von Degrieck und Van Paepegem [33] vorgeschlagen. Diese stellt nur eine von vielen Möglichkeiten dar, die Modelle zu kategorisieren. Eine eindeutige Zuordnung ist nicht für jedes Modell möglich. Dennoch hilft sie, einen besseren Überblick über die sehr große Modelllandschaft zu erlangen.

Ziel der *Lebensdauermodelle* ist eine schnelle Berechnung der Bruchlastspielzahl. Für jeden Materialpunkt des Bauteils wird der Zustand nach zyklischer Belastung berechnet. Wird in einem Materialpunkt ein Ermüdungsversagen prognostiziert, wird vom Versagen des gesamten Bauteils ausgegangen. Durch diese Vernachlässigung der Materialdegradation und der Lastumlagerungen sind die Modelle sehr konservativ und bilden die Auswirkungen des lokalen Versagens auf die globale Struktur nicht ab. Sie sind dadurch aber im Postprocessing anwendbar und ermöglichen eine schnelle Lebensdauerprognose. Die Kriterien für das Ermüdungsversagen gleichen den statischen Versagenskriterien für FVK. Als Grundlage für die Modelle dienen die aus der Ermüdungsforschung bekannten Wöhlerlinien, Goodman- und Haigh-Diagramme. Anzumerken ist der sehr hohe experimentelle Aufwand für die Erzeugung der erforderlichen Datenbasis.

Materialdegradation und Lastumlagerungen werden in den *phänomenologischen Degradationsmodellen* berücksichtigt, wodurch diese Modelle für eine detailliertere Ermüdungsuntersuchung geeigneter sind als die Lebensdauermodelle. Hier wird eine Evolutionsgleichung für die Degradation der Steifig-

keit oder der Festigkeit als Funktion der Lebensdauer aufgestellt. Diese wird mittels makroskopisch messbarer Größen ausgedrückt und nicht basierend auf dem zugrunde liegenden Schädigungsmechanismus beschrieben. Die Gleichungen für die Beschreibung der Degradation werden über die Modellparameter an experimentellen Daten des Steifigkeits- oder Festigkeitsabfalls kalibriert. Der Vorteil dieser Modelle ist, dass eine lokal auftretende Schädigung nicht zwangsläufig das Versagen des gesamten Bauteils indiziert. Aufgrund der durch die Materialdegradation erzwungenen Lastumlagerung kann ein globales Kriterium, z.B. ein Grenzwert für den Abfall der Bauteilsteifigkeit, als Auslegungskriterium herangezogen und dadurch die Tragfähigkeit des Materials besser ausgenutzt werden. Der Nachteil dieser Modelle liegt in deren Kalibrierung für ein bestimmtes Verbundmaterial und der damit eingeschränkten Transfermöglichkeit auf andere Materialien. Um dieses Problem zu umgehen, ist es das Ziel der *progressiven Schädigungsmodelle*, das Evolutionsgesetz für Steifigkeit und Festigkeit aus den zugrunde liegenden Schädigungsmechanismen abzuleiten. Genau genommen müssten diese Modelle *mechanismenbasierte progressive Schädigungsmodelle* heißen, da sie den Schädigungsmechanismus modellieren, der die makroskopisch sichtbare Herabsetzung der Eigenschaften herbeiführt. Damit wird der Unterschied zu den phänomenologischen Degradationsmodellen deutlicher, denn auch diese sind „progressiv“, modellieren also einen Schadensfortschritt (Degradation). Dies geschieht rein phänomenologisch, ohne die dafür verantwortlichen mikromechanischen Mechanismen zu erfassen. Mechanismenbasierte progressive Schädigungsmodelle führen dagegen Schädigungsvariablen ein, die einen direkten Bezug zu einer messbaren Ausprägung von Schäden auf Mikroebene, z.B. Matrixrissdichte oder Delaminationsgröße, herstellen. Neben der Prognostizierung des Schädigungszuwachses, z.B. Anstieg der Matrixrissdichte, gibt es Modelle, die aus diesem zusätzlich die Herabsetzung der makroskopischen Eigenschaften wie Steifigkeit und Festigkeit ableiten. Diese Modellklasse wird von Degrieck und Van Paeppegem [33] als am vielversprechendsten für die Ermüdungsvorhersage angesehen, da sie die zugrunde liegenden Schädigungsmechanismen berücksichtigt.

Die Modellierung der Ermüdungsschädigung von FVK erfolgt zumeist auf einer Größenskala: Makromechanische Modelle fokussieren die Ebene der im Verbund eingebetteten UD-Einzelschicht oder das gesamte MD-Laminat und sind damit gut auf große Bauteile anzuwenden. Ein von Degrieck und Van Paeppegem [33] als vielversprechend angesehenes progressives Ermüdungsschädigungsmodell auf Einzellagenebene (Makroebene) ist das Modell von Shokrieh [156] und Shokrieh und Lessard [157, 158]. Mittels phänomenologischer Ansätze kann das Modell die zyklenzahlabhängige Kennwertdegradation, den Mittelspannungseffekt und den Lastreihenfolgeeffekte abbilden. Eine weitere interessante Herangehensweise ist das physikalisch motivierte Modell von Krüger [94] und Krüger und Rolfes [95], das auf dem von Pfanner [130] entwickelten Energieansatz basiert. Hierbei wird die Schädigungsenergie bei gleichem Schädigungszustand als identisch bei quasi-statischer und bei zyklischer Belastung angenommen. Aus dieser Gleichheit wird für jeden beliebigen Lastzyklus die Degradation der Elastizitäts- und Festigkeitskennwerte abgeleitet. Trotz der physikalisch motivierten Formulierung löst das Modell – genauso wie das von Shokrieh und Lessard [157, 158] – durch Betrachtung der homogenisierten UD-Einzellage die einzelnen mikromechanischen Schadensmodi nicht auf. Da bei makromechanischen Modellen vor allem die Anwendbarkeit auf große Strukturen adressiert wird, wird die verschmierte Betrachtung der Schadensmodi in Kauf genommen. Steht jedoch die Untersuchung der Schadensmechanismen im Vordergrund, bietet sich eine mikromechanische Modellierung an. Modelle auf der Faser-Matrix-Ebene können die zugrunde liegenden Schädigungsmechanismen auflösen und so zu einem besseren Verständnis der Phänomene beitragen.

Forschungsarbeiten zur Schädigungsmodellierung auf Mikroebene sind vorrangig für quasi-statische mechanische Belastungen zu finden, wobei die verwendeten Ansätze ein Ausgangspunkt für die Schädigungsmodellierung sowohl zyklischer mechanischer als auch zyklischer thermischer Lasten sein können. In der Regel wird die Finite-Elemente-Methode (FEM) angewendet und die Berech-

nungen werden an repräsentativen Volumenelementen (RVE) durchgeführt [12, 13, 16, 38, 39, 52, 75, 84, 112, 144, 145, 163, 165, 174, 175]. In den zitierten Untersuchungen werden die maximalen Beanspruchungen immer an der Faser-Matrix-Grenzfläche berechnet. Sofern mitmodelliert, wird dort auch eine Schädigung der Grenzfläche als Ausgangspunkt für einen Matrixriss vorhergesagt. Die Position der Versagensinitiierung hängt dabei vom Faser-Faser-Abstand ab [13]. Die Simulationsergebnisse decken sich qualitativ mit den experimentellen Beobachtungen zum Schädigungsbild von mechanisch belasteten Faserverbunden.

In den meisten Modellen, die mikromechanische Versagenskriterien für die Ermüdungsberechnung unter zyklischen mechanischen Lasten anwenden, ist der Berechnungsgegenstand nicht die Faser-Matrix-Ebene, sondern die im MD-Verbund eingebettete UD-Einzellage [1, 74, 76, 122, 139]. Ausgangspunkt der Modelle sind die – z.B. mittels klassischer Laminattheorie (CLT) oder FEM berechneten – Spannungen in der UD-Einzellage, die aufgrund der äußeren mechanischen Belastung des MD-Laminats auftreten. Die daraus resultierenden Spannungen für Faser, Matrix und z.T. auch für die Grenzfläche [74, 161] werden abgeleitet. Das Ergebnis ist daher nicht – wie bei den Berechnungen am repräsentativen Volumenelement (RVE) – die Spannungsverteilung auf der Mikroebene, sondern es sind die mittleren Spannungen in den Verbundkomponenten. Diese Spannungen fließen in die für Faser und Matrix (und z.T. für die Grenzfläche [74, 161]) getrennt durchgeführte Versagensbewertung ein. Dieses Vorgehen gibt Aufschluss darüber, in welcher Komponente das Ermüdungsversagen auftritt, nicht aber über die Position der Rissinitiierung auf der Faser-Matrix-Ebene. Interaktionen zwischen den Schadensmodi, wie Faser-Matrix-Ablösung und Matrixrissbildung, werden in diesen Modellen derzeit nicht abgebildet. Die für das Faser- und Matrixermüdungsversagen verwendeten Kriterien sind oft die gleichen wie für die quasi-statische Belastung. Die genannten Modelle berücksichtigen zumeist weder die Materialdegradation noch Lastumlagerungen, wodurch sie für die Untersuchung der zugrunde liegenden Schädigungsmechanismen wenig geeignet sind. Ein Ermüdungsmodell, bei dem die Simulation auf der Faser-Matrix-Ebene stattfindet und damit die einzelnen Schädigungsmechanismen und deren Interaktion auf dieser Ebene nachvollzogen werden können, wurde von Krause [92, 93] entwickelt. Die Berechnung findet mittels FEM an einem RVE mit randomisierter Fasernordnung statt, das eine separate Modellierung der Faser-Matrix-Grenzfläche erlaubt. In dem Modell wird eine Schadensentstehung allein für die Matrix angenommen, da ausschließlich mechanische Querbelastungen untersucht werden. Das von Krause [92, 93] entwickelte Ermüdungsversagenskriterium für die Matrix basiert nicht auf den Spannungen, sondern auf der Hystereseenergie. Dieses Kriterium ist inhärent multiaxial und lässt sich somit gut für beliebige Spannungszustände verallgemeinern.

In der mikromechanischen Modellierung ist die Bestimmung der Materialparameter der Einzelkomponenten eine große Herausforderung. Oftmals wird eine vollständige quasi-statische und zyklische Charakterisierung nur für das Matrixmaterial durchgeführt. Für einige Fasertypen sind in der Literatur Kennwerte für quasi-statische Belastungen zu finden [55, 80]. Deshalb werden die zyklischen Kennwerte für die Faser in den genannten Modellen oftmals mittels Mischungsregeln oder RVE-Berechnungen aus den Kennwerten des UD-Verbunds abgeleitet.

In einem Großteil der rechnerischen Untersuchungen der Schädigung bei thermischer Last, sowohl quasi-statisch als auch zyklisch, erfolgt die Modellierung auf Einzellagenebene. Die aufgrund der Einbettung im multidirektionalen Verbund thermisch induzierten Spannungen in den Einzellagen werden analytisch mittels CLT [5] oder numerisch über die FEM [54, 81, 155] berechnet. Mit den berechneten Spannungen erfolgt die Schädigungsbewertung anhand der für unidirektionale FVK etablierten Versagenskriterien [5, 54, 67, 129, 155]. Zum Teil erfolgt die Versagensbewertung auf der Konstituentenebene [114]. Damit werden die auf Mikroebene induzierten Spannungen in der Versagensbewertung berücksichtigt. Die Dehnungen in den Konstituenten werden über analytische Zusammenhänge aus den Dehnungen des UD-Verbunds abgeschätzt. Wie bei den mikromechani-

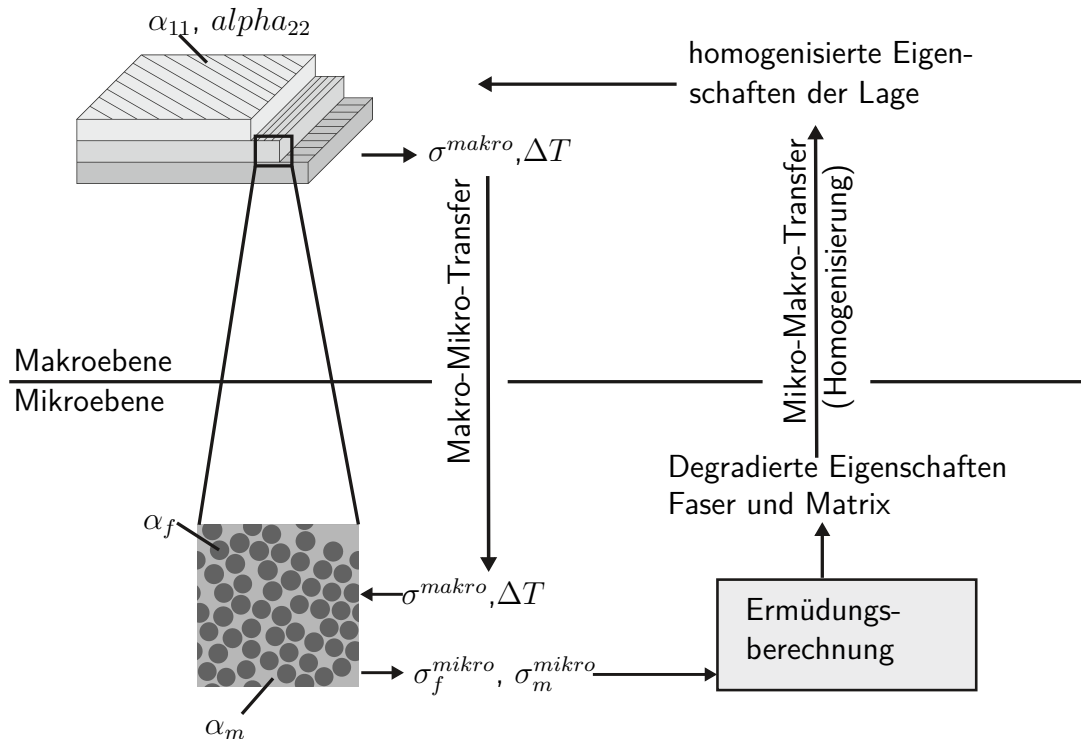


Abbildung 2.5: Vorgehensweise bei einem Multiskalenansatz mit kombinierter Top-down- und Bottom-up-Strategie

schen Versagenskriterien für mechanische Lasten werden hierbei die über die Materialkomponenten gemittelten Spannungen ausgewertet. In den wenigen Veröffentlichungen, in denen nicht nur eine quasi-statische thermische, sondern auch eine zyklische thermische Belastung untersucht wird, werden für die Beschreibung der Abhängigkeit des Versagens von den Lastzyklen Erkenntnisse aus der mechanischen Zyklisierung übertragen [115]. Mithilfe der üblichen Betrachtung des UD-Verbunds als homogenes Kontinuum können jedoch die auf der Faser-Matrix-Ebene thermisch induzierten Spannungen nicht berücksichtigt werden. Eine Multiskalenanalyse¹ kann diesen Nachteil aufheben. Bei der Untersuchung der Ermüdung thermisch zyklierter Faserverbunde würde als Makroebene der homogen betrachtete UD-Verbund gewählt werden. Die Mikroskala würde die Faser-Matrix-Ebene umfassen, auf der die Verbundbestandteile — Faser, Matrix und ggf. Interface — ausmodelliert werden. Eine vollständig mehrskalige Betrachtung, s. Abbildung 2.5, gibt Informationen über die Umgebung (z.B. Randbedingungen, globale Verformungen oder Spannungen) von der Makroebene an das Mikroskalenmodell (Top-down). Das Mikroskalenmodell wiederum berechnet unter Berücksichtigung dieser Bedingungen Daten (z.B. homogenisierte Materialkennwerte oder effektive Spannungen), die an das Makroskalenmodell zurückgegeben und dort für die Makroskalenberechnung benötigt werden (Bottom-up). Es erfolgt ein zweifacher Skalentransfer. Bei einer parallel gekoppelten Multiskalensimulation erfolgt die Berechnung auf Mikroebene simultan zur Berechnung auf Makroebene. Bei der Spannungsberechnung eines UD-Laminats mittels FEM bedeutet dies, dass in jedem Integrationspunkt zu jeder Iteration eine Mikroskalenberechnung, z.B. anhand eines RVEs, durchgeführt wird, die die effektiven Spannungen des Materialpunkts zurückgibt. Damit wird kein Modell benötigt, welches das konstitutive Materialverhalten auf der Makroebene beschreibt, da dieses vollständig über die Berechnungen auf Mikroebene erfasst wird. Solche parallel gekoppelten Multiskalensimulationen sind sehr rechenzeitaufwendig. Während der Rechenaufwand bei der Berechnung einer quasi-statischen Belastung durchaus noch akzeptabel sein kann, wird er für die Berechnung zyklischer Last kaum noch zu handhaben sein. Denn die Schädigungsanalyse unter zyklischen Belastungen setzt sich aus der

¹Einführungen dazu finden sich u.a. im Einleitungskapitel von Weinan et al. [180] und in Kapitel 5 der Dissertationsschrift von Ernst [38].

Berechnung mehrerer aufeinander folgender quasi-statischer Belastungen zusammen. Multiskalenansätze mit sequenzieller Kopplung benötigen weit weniger Rechenzeit. Hier werden die Berechnungen auf den Skalen nacheinander durchgeführt und die Informationen von der niedrigeren zur höheren Ebene weitergegeben (Bottom-up). Die Mikroskalensimulationen können in einem Pre-Processing erfolgen und müssen damit nur einmalig durchgeführt werden. Dieses Vorgehen erfordert ein konstitutives Materialmodell auch für die Makroebene, das die Informationen aus der Mikroskala (z.B. homogenisierte Eigenschaften) für die Spannungsberechnung auf der Makroskala nutzt.

Zwei Multiskalenansätze für quasi-statisch thermomechanisch belastete Verbunde werden von Huang et al. [73], Ren et al. [142] und Wang et al. [177, 178] vorgestellt. Die Mikroskala (Faser-Matrix-Ebene) wird über eine Einheitszelle mit hexagonaler Faseranordnung beschrieben. Die Berechnung auf der Mikroskala erfolgt parallel zur Makroskalenberechnung. Jedoch dient sie nicht der Berechnung der effektiven makroskaligen Spannungen, sondern lediglich der Bestimmung der homogenisierten, effektiven Kennwerte für die Makroskala. Trotz der parallel durchgeführten Rechnungen auf den beiden Skalen ist somit ein Modell für das konstitutive Verhalten auf der Makroskala erforderlich. Um den Rechenaufwand für die parallel laufenden Mikroberechnungen zu reduzieren, erstellen die Ansätze mittels Finite-Elemente-(FE-)Berechnungen an der Einheitszelle im Vorfeld einen analytischen Zusammenhang zwischen den makroskopischen mechanischen (Spannungen/Dehnungen) und thermischen Belastungen und den daraus resultierenden Spannungen auf der Mikroebene. Während der Multiskalenberechnung wird dieser analytische Zusammenhang genutzt, um aus den makroskopischen Belastungen die sich daraus ergebenden Spannungen auf Mikroebene zu berechnen. In beiden Modellen wird dabei die mikromechanische Spannungsverteilung als direkt proportional zur äußerlich aufgetragenen makroskopischen Belastung angenommen, wobei die Proportionalitätsfaktoren konstant sind. Das setzt lineares Materialverhalten voraus. In beiden Ansätzen wird die Spannungsverteilung auf Mikroebene nicht in der kompletten Einheitszelle betrachtet. Huang et al. [73] und Ren et al. [142] werten über die Verbundbestandteile gemittelte Spannungen aus. Wang et al. [177, 178] definieren ausgewählte Positionen in der Einheitszelle, an denen die Spannungen auf Mikroebene berechnet werden. Bei beiden Ansätzen basiert die Versagensbewertung auf den Spannungen auf der Mikroebene. Dadurch werden die auf Mikroebene thermisch induzierten Spannungen berücksichtigt. Der Versagenseintritt in den Verbundbestandteilen führt zur Degradation der Kennwerte des UD-Verbunds, mit denen die Berechnung auf Makroebene erfolgt. Ein Schädigungsfortschritt wird somit auf der Makroebene, jedoch nicht auf der Mikroebene berechnet. Zudem wird in beiden Modellen lediglich der quasi-statische Lastfall betrachtet. Eine Erweiterung auf zyklische Lasten erfordert eine Ermüdungsberechnung auf Mikroskala anstelle der bisherigen Auswertung quasi-statischer Festigkeitskriterien. Da jedoch der Zusammenhang zwischen äußerer makromechanischer Belastung und mikromechanischen Spannungen als direkt proportional angenommen wird, können nichtlineare Effekte auf der Mikroebene nicht berücksichtigt werden. Demnach könnten in beide Ansätze lediglich reine *Lebensdauermodelle* integriert werden, die Lastumlagerungen und den Schadensfortschritt auf der Mikroebene nicht berücksichtigen. Materielle Nichtlinearitäten können aber schon bei der Beschreibung des Materialverhaltens unter quasi-statischer Belastung relevant werden. Deren Berücksichtigung ist nicht nur dann erforderlich, wenn Effekte wie nichtlineare Elastizität, Plastizität oder Schädigung berücksichtigt werden sollen. Bereits temperaturabhängige Materialparameter führen zu einer materiellen Nichtlinearität und werden deshalb von Huang et al. [73], Ren et al. [142] und Wang et al. [177, 178] nicht berücksichtigt. Dass die Berücksichtigung der Temperaturabhängigkeit jedoch für den Temperaturbereich erforderlich ist, der in der vorliegenden Arbeit betrachtet wird, verdeutlicht das folgende Kapitel.

2.3 Einfluss kryogener Umgebungsbedingungen auf die Eigenschaften von Faserkunststoffverbunden

Die mechanischen und thermomechanischen Eigenschaften von FVK und ihren Materialkomponenten sind abhängig von der Umgebungstemperatur. Der E-Modul und die Festigkeit eines Epoxidharzes nehmen bei niedrigen Temperaturen zu, wobei die Bruchdehnung gleichzeitig abnimmt [32, 43, 60, 101, 137, 138]. Polymere können bei niedrigeren Temperaturen unter gleicher Last eine höhere Anzahl von Lastzyklen ertragen als bei höheren Temperaturen [141, 179], wobei die Quantität dieses Trends materialabhängig ist. Auch die Eigenschaften des Faser-Matrix-Verbunds sind temperaturabhängig. Welche Materialparameter wie stark mit der Temperatur variieren, hängt von der Faser- und Harzauswahl ab. Bei einigen Materialsystemen erhöhen sich bei niedrigen Temperaturen Zugmodul und Festigkeit des Verbunds in Faserrichtung, während die Bruchdehnung abnimmt [5, 6, 17, 101, 137, 138] und die Druckfestigkeit weitestgehend gleich bleibt [17, 101, 138]. Die von Kasen [83] getesteten Materialien weisen andere Trends auf. Hier bleiben beispielsweise bei einem CFK mit hochmoduliger Faser die Zugsteifigkeit und die Zugfestigkeit in Faserrichtung unverändert, während die Druckfestigkeit bei niedrigen Temperaturen zunimmt. Die Quantität des Temperatureinflusses variiert von Materialsystem zu Materialsystem. Das verdeutlichen die Messungen von Bechel et al. [17]: Die Querkzugfestigkeit des Faser-Harz-Systems IM7/977-2 ist bei 77 K um 11 % gegenüber der bei Raumtemperatur erhöht, während die Festigkeit für das System mit der Matrix 977-3 um 29 % steigt. In beiden Fällen sind die Veränderungen der mechanischen Eigenschaften signifikant und sollten in einer Berechnung, die diese Temperaturspanne umfasst, berücksichtigt werden.

Die Umgebungstemperatur beeinflusst die Duktilität und die Festigkeit der Matrix sowie die Eigenschaften der Faser-Matrix-Grenzfläche sowie der Faser selbst und bestimmt damit auch das Schädigungsverhalten des Verbunds [85]. Die Umgebungstemperatur hat demnach nicht nur Einfluss auf die quasi-statischen Materialkennwerte, sondern auch auf das Ermüdungsverhalten von FVK [9, 35]. Bei verschiedenen Temperaturen durchgeführte Wöhlerversuche können Aufschluss über die Temperaturabhängigkeit des Ermüdungsverhaltens geben. Einige Veröffentlichungen (eine Zusammenfassung bis 1980 wurde von Reed und Golda [137] erstellt) stellen Wöhlerlinien bei kryogenen Temperaturen vor, vergleichen die Ergebnisse allerdings oftmals nicht mit Lebensdauerversuchen bei Raumtemperatur [60, 128]. Dadurch kann auf Basis dieser Untersuchungen kein Einfluss der Temperatur auf die Lebensdauer der untersuchten Materialien abgeleitet werden. Eine Ausnahme bildet die Veröffentlichung von Donaldson und Kim [35]. Hier wird bei quer zur Faser belasteten Verbunden bei gleichem Spannungsniveau eine längere Lebensdauer bei geringeren Temperaturen festgestellt. Dies deckt sich mit den von Ansari et al. [9] zusammengetragenen Erkenntnissen. Eine Untersuchung von Kawai [85] stellt einen Einfluss erhöhter Temperaturen auf das Ermüdungsverhalten vor allem für quer zur Faserrichtung belastete Verbunde fest. Die Lebensdauer von in Faserrichtung belasteten Verbunden wird laut dieser Untersuchung nicht merklich von der Temperatur beeinflusst.

Entsprechend den Ergebnissen der veröffentlichten Untersuchungen ist ein signifikanter Temperatureinfluss auf die mechanischen Eigenschaften und auf das Ermüdungsverhalten von Faserverbunden, insbesondere bei Belastungen quer zur Faser, zu erwarten. Der Temperatureinfluss fällt je nach Materialauswahl unterschiedlich aus. Dementsprechend muss jedes Material für den betrachteten Temperaturbereich charakterisiert werden.

2.4 Offene Fragen zur Ermüdung von Faserkunststoffverbunden unter thermischer Wechselbelastung

Eine allgemeine Herausforderung bei der experimentellen Untersuchung von FVK unter Temperaturwechselast ist die Realisierung hoher Zyklenzahlen. Während bei zyklischen mechanischen Tests i.d.R. Zyklenzahlen bis und über 10^6 realisiert werden, liegt die laut Literatur maximal realisierte Anzahl thermischer Zyklen bei 5000. Dadurch können unter thermischer Last nicht alle Stadien der Ermüdung experimentell beobachtet werden. Dennoch zeigen die Untersuchungen zur Schädigungsphänomenologie in thermisch zyklerten FVK das Auftreten der gleichen Schadensmodi (Faser-Matrix-Ablösung, Matrixrisse, Delamination) wie in mechanisch zyklerten Verbunden. Zudem werden die gleichen Interaktionsmechanismen zwischen den Schadensarten vermutet. Jedoch werden Unterschiede beim Ort der Schädigungsinitiierung und bei der Schadensentwicklung (z.B. Geschwindigkeit des Risswachstums) beobachtet, deren Ursache noch nicht vollständig geklärt ist. Die bisherigen Vergleiche thermischer und mechanischer Belastungen berücksichtigen jedoch bei der Definition der äquivalenten mechanischen Belastungen nicht den multiaxialen Charakter der thermischen Last. Denn der durch die thermische Belastung im Verbund induzierte (multiaxiale) Eigenspannungszustand lässt sich mit einer äußeren, uniaxialen mechanischen Belastung nicht abbilden. Äußere uniaxiale mechanische Lasten und thermische Belastungen rufen unterschiedliche innere Spannungszustände im Verbund hervor. Dadurch entstehen Unterschiede im Schadensbild und in der Schadensentwicklung. Es fehlt demnach eine geeignete Herangehensweise, die einen zur thermischen Last äquivalenten mechanischen Spannungszustand definiert und damit auch einen quantitativen Vergleich des Ermüdungsverhaltens bei thermischer und mechanischer Last ermöglicht.

Die Ermüdungsschädigung findet in FVK auf verschiedenen Materialebenen statt. Zudem werden bei thermischer Belastung Spannungen sowohl auf Makro- als auch auf Mikroebene induziert. Man kann hier vom „Mikro“- und vom „Makro“-Effekt sprechen. Diese beiden Effekte wurden bisher nicht getrennt voneinander und auf systematische Weise untersucht. Die aktuellen Veröffentlichungen weisen vor allem Lücken hinsichtlich der Untersuchung thermisch belasteter UD-Verbunde auf, bei denen die Schädigung allein durch die induzierten Spannungen auf der Mikroebene hervorgerufen wird. Aus den vereinzelt veröffentlichten hierzu lassen sich keine allgemeingültigen Aussagen zur Rissbildung in thermisch zyklerten UD-Verbunden oder zur Relevanz der auf der Mikroebene induzierten Spannungen für die Ermüdung von MD-Laminaten ableiten. Weiterhin wurde die Materialermüdung, d.h. die Degradation der Materialparameter, aufgrund einer thermischen zyklischen Belastung noch nicht für alle Elastizitäts- und Festigkeitskennwerte der UD-Lage untersucht. Die bisherigen Veröffentlichungen lassen lediglich einen stärkeren Einfluss auf die matrixdominierten Kennwerte vermuten. Es fehlen jedoch systematische Untersuchungen für einen ausreichend großen Zyklenzahlbereich.

Auch in den Modellierungsansätzen zur Berechnung thermisch belasteter Lamine werden die auf der Mikroebene thermisch induzierten Spannungen durch die homogene Betrachtung der UD-Lage oftmals vernachlässigt. Die Forschungsgruppen, die diesen Mikroeffekt in einem Multiskalenansatz berücksichtigen, beschränken sich momentan auf lineares Materialverhalten, wodurch schon die Berücksichtigung temperaturabhängiger Kennwerte nicht möglich ist. Andere materielle Nichtlinearitäten und Schädigungen auf der Mikroebene können demnach nicht berücksichtigt werden.

Zusammenfassend besteht im Themenbereich der Ermüdung von FVK unter thermischer Last u.a. zu folgenden Aspekten weiterer Forschungsbedarf:

- Experimentelle Untersuchung in einem zur mechanischen Ermüdung vergleichbaren Zyklenzahlbereich
- Systematische Untersuchung der Degradation der UD-Kennwerte durch thermische Zyklierung für die verschiedenen Materialrichtungen des UD-Verbunds
- Klärung der Relevanz der auf Mikroebene thermisch induzierten Spannungen für die Ermüdung eines MD-Laminats
- Berücksichtigung der auf Mikroebene induzierten Spannungen in makromechanischen Ermüdungsschädigungsmodellen für die Ermüdungsberechnung unter thermischen Lasten mit Berücksichtigung materieller Nichtlinearitäten

Die letzten drei dieser noch offenen Fragen werden in der vorliegenden Arbeit adressiert. Aufgrund des hohen Zeit- und Kostenaufwands von Temperaturwechselversuchen – insbesondere im kryogenen Temperaturbereich – können in der vorliegenden Untersuchung nur 1000 thermische Zyklen realisiert werden. Der erstgenannte Aspekt bleibt damit eine Aufgabe künftiger Forschungsarbeiten.

3 Zielsetzung und Hypothesen der Arbeit

Gegenstand der vorliegenden Arbeit ist das Ermüdungsverhalten von CFK unter thermischer zyklischer Belastung, wobei der mehrskalige Charakter dieses Phänomens berücksichtigt werden soll. Denn in diesem auf mehreren Materialebenen heterogenen und in seinem Materialverhalten anisotropen Werkstoff induziert eine thermische Belastung Spannungen aufgrund der auf Mikro- und auf Makroebene behinderten thermischen Ausdehnung. Die Makroebene ist in der vorliegenden Arbeit das MD-Laminat, bestehend aus homogen betrachteten unidirektionalen Einzellagen. Auf der Mikroebene wird der UD-Verbund heterogen, d.h. in seine Bestandteile „Faser“ und „Matrix“ aufgelöst betrachtet. Textile Faserverbunde mit komplexer Faserarchitektur werden in der vorliegenden Arbeit nicht betrachtet. Daher ist die Einführung einer zusätzlichen Mesoebene – wie für textile Verbunde übliche (z.B. [38, 39]) – in der vorliegenden Arbeit nicht erforderlich.

Die Untersuchungen der vorliegenden Arbeit beschränken sich auf kleine Abkühl- und Aufwärmraten, wodurch zu vernachlässigend kleine örtliche Temperaturgradienten angenommen werden können. Fragestellungen bzgl. Temperaturgradienten und thermischer Schockbelastungen sind demnach nicht Gegenstand der vorliegenden Arbeit.

Die bisherigen experimentellen Untersuchungen und Modellierungsansätze zur Berechnung thermisch belasteter FVK betrachten vorrangig die auf der Makroebene thermisch induzierten Spannungen und vernachlässigen zumeist die auf Mikroebene induzierten. Ob diese Spannungen dennoch relevant für das Versagen von FVK sein können, wird im Folgenden abgeschätzt. Über das Verbundzylindermodell (*engl.: composite cylinder model*) (CCM) [15] werden die durch eine Abkühlung von 293 K auf 90 K in Faser und Matrix induzierten Spannungen analytisch berechnet. Dafür wird ein CFK aus der Kohlenstofffaser IM7 und einem Epoxidharz betrachtet, das bereits in der Herstellung von Kryodrucktanks für die Wasserstoffspeicherung im Automobilbereich eingesetzt wird. Im CCM wird ein Verbundzylinder, bestehend aus einem Faserkern und einem Matrixmantel, s. Abbildung 3.1, betrachtet. Faser- und Gesamtradius stehen über den Faservolumengehalt in Beziehung. Der Faserradius der IM7-Faser beträgt $5,2\ \mu\text{m}$, s. Datenblatt in Anhang A. Für die hier vorgestellte Rechnung wird ein Faservolumengehalt von 62 % angenommen. Dies entspricht einem typischen Faservolumengehalt in gewickelten CFK-Druckbehältern. Das CCM löst die Gleichgewichtsbedingung nach einer aufgetragenen Temperaturdifferenz analytisch und berechnet die Spannungen in radialer (r-Richtung), tangentialer (θ -Richtung) und Faserlängsrichtung (x-Richtung) in der Faser und in der Matrix.

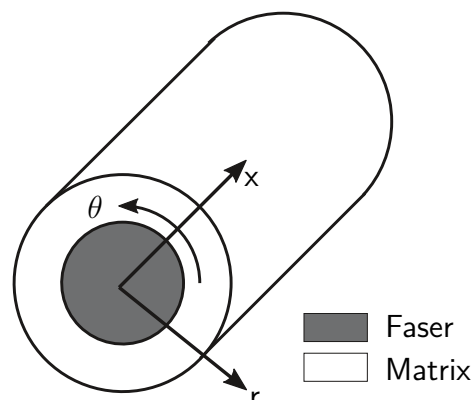


Abbildung 3.1: Skizze zum Verbundzylinder-Modell (CCM)

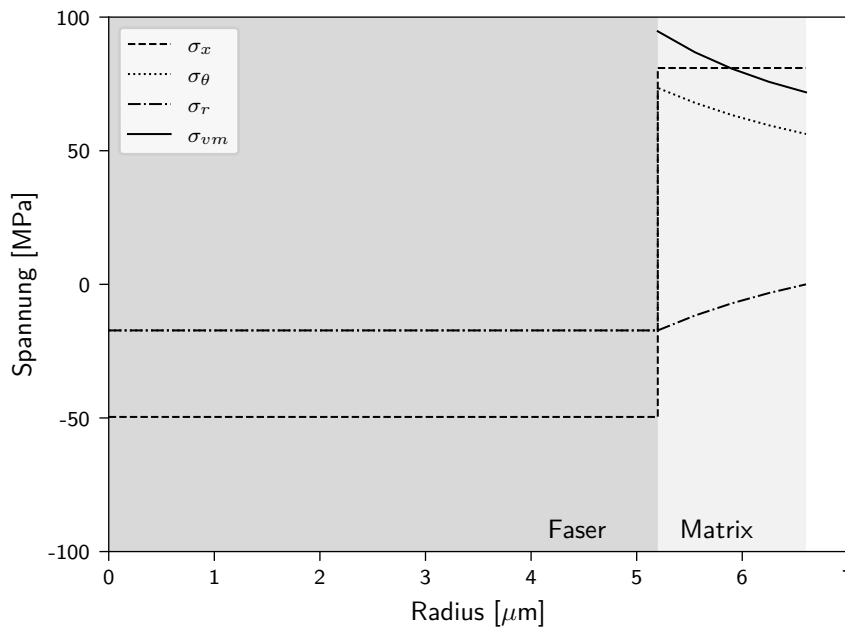


Abbildung 3.2: Mittels CCM berechnete Spannungsverläufe in Faser und Matrix aufgrund einer Abkühlung von 293 K auf 90 K

Die analytische Spannungsberechnung erfolgt mit über den Temperaturbereich von Raumtemperatur (293 K) und 90 K gemittelten Materialkennwerten für die Epoxidmatrix. Diese sind aus Versuchen bekannt: Für den E-Modul wird $E = 6108 \text{ MPa}$, für die Querkontraktion wird $\nu = 0,38$ und für die Wärmeausdehnung wird $\alpha = 4,75 \cdot 10^{-5} 1/K$ verwendet. Die Fasereigenschaften werden als konstant über den Temperaturbereich angenommen und der Veröffentlichung von Kaddour und Hinton [80] entnommen. Eine Abkühlung des gewählten Verbundmaterials von 293 K auf 90 K ruft die in Abbildung 3.2 dargestellten Spannungsverläufe hervor. Die Grafik zeigt die Verläufe der axialen, tangentialen und radialen Spannung entlang des Zylinderradius r . Am Faser-Matrix-Übergang, bei $r = 5,2 \mu\text{m}$, tritt in allen Spannungsverläufen eine Unstetigkeit auf. Zur Bewertung des multiaxialen Spannungszustands wird für den Bereich der Matrix zusätzlich die Vergleichsspannung nach von Mises ausgewertet. Diese nimmt an der Faser-Matrix-Grenzfläche ein Maximum von 95 MPa an. Die Zugfestigkeit der Matrix, ebenfalls bekannt aus quasi-statischen Tests, liegt zwischen 82 MPa bei Raumtemperatur und 101 MPa bei 77 K. Es ist somit möglich, dass die Matrixspannungen während des Abkühlprozesses die Matrixfestigkeit überschreiten und damit erste Matrixrisse bereits nach der ersten Abkühlung entstehen könnten. Dies bedeutet nicht gleichzeitig ein Versagen des Verbunds, da Spannungen in geringer beanspruchte Bereiche umgelagert werden. Durch eine zyklische thermische Belastung ist jedoch mit einem Fortschreiten der Matrixrisse und folglich mit einer Ermüdungsschädigung und einer damit einhergehenden Herabsetzung der matrixdominierten Verbundeigenschaften zu rechnen. In der Faser treten die größten Spannungen in Faserrichtung auf, da der Unterschied in der Wärmeausdehnung zwischen Faser und Matrix in dieser Richtung wesentlich größer ist als quer dazu. Die in der Faser auftretenden maximalen Druckspannungen von 50 MPa in Faserrichtung unterschreiten die Faserdruckfestigkeit von 3,2 GPa um zwei Größenordnungen. Somit sind eine Schädigung der Faser und eine Herabsetzung der faserdominierten Verbundkennwerte nicht zu erwarten. Die hier dargestellte Berechnung der thermisch induzierten Spannungen ist nur eine erste Abschätzung. Es fehlt u.a. die vollständige Berücksichtigung der temperaturabhängigen Eigenschaften von Faser und Matrix. Zudem vernachlässigt das verwendete CCM die Interaktion zwischen benachbarten Fasern, durch die die lokal maximal auftretenden Spannungen durchaus höher ausfallen können [22]. Auch wird das konstitutive Materialverhalten der Matrix als linear-elastisch angenommen, obwohl bei Epoxidharz nicht zu vernachlässigende Nichtlinearitäten [42] auftreten können. Aus dieser Abschätzung

lässt sich dennoch eine hohe Relevanz der auf Mikroebene thermisch induzierten Spannungen für das Versagen des Verbunds vermuten. Ein weiteres Indiz liefern die Untersuchungen von Ren et al. [142]. Hier wird die bis zur Matrixrissinitiierung ertragbare Temperaturdifferenz gegenüber Raumtemperatur für einen MD-Verbund mittels makromechanischer, auf Ebene der UD-Lage bewertender Kriterien, und mittels mikromechanischer Kriterien, die die Spannungen auf Faser-Matrix-Ebene auswerten, berechnet. Die makromechanische Versagensbewertung kommt auf eine ertragbare Temperaturdifferenz, die 10 % über der mikromechanischen Vorhersage liegt. Deshalb wird in der vorliegenden Arbeit die folgende Hypothese aufgestellt:

- 1 Der Beitrag der auf Faser-Matrix-Ebene thermisch induzierten Spannungen zur Ermüdung eines CFK-Laminats unter zyklischer Temperaturbelastung ist – unter Berücksichtigung der Streuung der Kennwerte – signifikant.

Um diese Hypothese zu belegen, werden Temperaturwechseltests an UD-Verbunden durchgeführt, die es erlauben, den Einfluss der auf Mikroebene induzierten Spannungen isoliert zu untersuchen. In der Literatur werden Ähnlichkeiten in der Schädigung von CFK unter thermischer und mechanischer Last beschrieben [53, 66, 98, 169]. Es werden die gleichen Schadensarten (z.B. Matrixrisse, Delaminationen) beobachtet und die gleiche Interaktion zwischen den Schadensarten vermutet. Jedoch werden Unterschiede bzgl. des Ortes der Schädigungsinitiierung und hinsichtlich der Schadensentwicklung beobachtet, deren Ursache noch nicht vollständig geklärt ist [66]. Während die Temperaturwechseltests an UD-Verbunden nur aufzeigen können, welche Schadensbilder entstehen, können mikromechanische Simulationen helfen, deren Ursache zu klären. Die grundlegenden Schädigungsmechanismen könnten unter thermischer und mechanischer Belastung trotz der unterschiedlichen Schadensbilder dieselben sein. Dies wird in der zweiten Forschungshypothese ausgedrückt:

- 2 Die Schadensmodi und Schädigungsmechanismen sind bei zyklischer thermischer und bei zyklischer mechanischer Belastung die gleichen. Aufgrund des abweichenden inneren Spannungszustands entstehen jedoch Unterschiede im Schadensbild und in der Schadensentwicklung.

Um diese Hypothese zu be- oder zu widerlegen, werden die experimentellen Untersuchungen am UD-Verbund durch Simulationen begleitet. Dafür ist eine modellhafte Beschreibung der Schädigungsmechanismen auf der Mikroebene erforderlich, die aus den Ergebnissen der experimentellen Untersuchungen und aus Modellen zur Beschreibung der Schädigung unter mechanischer Belastung abgeleitet wird.

Kommen in einem MD-Laminat zu den thermisch induzierten Spannungen auf der Mikroebene die aus dem makroskopischen Effekt resultierenden Spannungen hinzu, so können aus der Überlagerung dieser beiden Spannungsanteile noch höhere Gesamtspannungen auf der Mikroebene entstehen. Hieraus ergibt sich die dritte Forschungshypothese:

- 3 Kommen in einem thermisch zyklisierten CFK-Laminat zu den Effekten der Mikroebene die Effekte der Makroebene hinzu, ist die Ermüdung des Materials signifikant stärker, als wenn nur der Effekt der Mikroebene wirken würde.

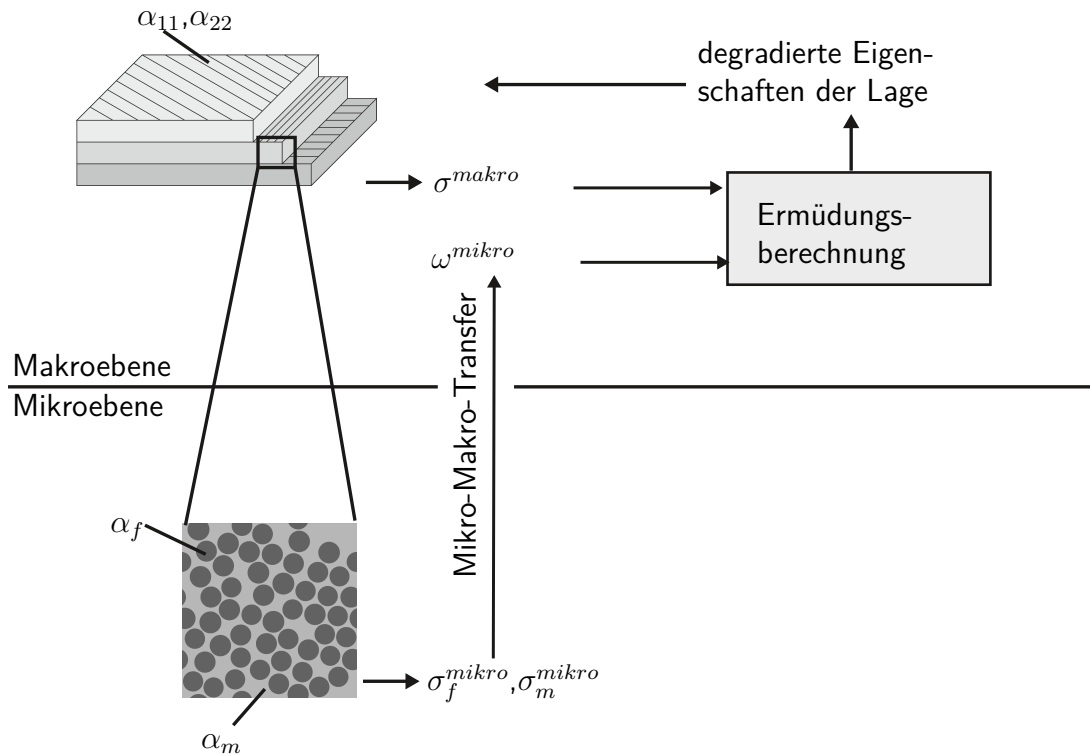


Abbildung 3.3: Vorgehensweise bei einem Multiskalenansatz mit reiner Bottom-up-Strategie

Zur Untersuchung dieser Hypothese werden MD-Lamine unter thermischen zyklischen Lasten getestet. Diese Versuche dienen auch zur weiterführenden Untersuchung der ersten Hypothese. Da in den MD-Proben jedoch der Einfluss der Spannungen auf Mikroebene nicht isoliert werden kann, ist zusätzlich eine modellhafte Beschreibung der Ermüdung von CFK unter thermischer zyklischer Belastung erforderlich. In einer Simulation mit geeigneter modellhafter Beschreibung kann der Einfluss der Spannungen auf der Mikroebene auch für die Ermüdung von MD-Laminen unter thermischer Zyklisierung untersucht werden. In den meisten Ermüdungsmodellen wird der UD-Verbund jedoch homogenisiert betrachtet, wodurch die thermisch induzierten Spannungen auf der Mikroebene nicht erfasst werden. Mit Multiskalensimulationen wäre die Berücksichtigung dieser mikromechanischen Spannungen möglich. Vereinfachte Multiskalenansätze mit analytischen Berechnungsmethoden für die Mikroskalenberechnung und die Skalentransfers werden durchaus für quasi-statische thermomechanische Belastungen verfolgt [73, 142, 177]. Die verwendeten Vereinfachungen setzen jedoch ein lineares Materialverhalten auf der Mikroebene voraus, was für die vorliegende Fragestellung nicht zulässig erscheint. Zur Makroskalenberechnung parallel gekoppelte mikromechanische Berechnungen mittels FEM anhand von RVE könnten materielle Nichtlinearitäten berücksichtigen. Sie sind jedoch sehr rechenzeitaufwendig. Dies resultiert nicht nur aus dem zweimaligen Skalentransfer (s. Abbildung 2.5), sondern vor allem aus der zur Berechnung auf Makroebene parallel durchzuführenden Mikroskalenberechnung. Deshalb erscheinen sie für zyklische Belastungen aktuell nicht umsetzbar. Momentan erscheint für die Berücksichtigung der auf Mikroebene thermisch induzierten Spannungen ein in Abbildung 3.3 schematisch dargestellter reiner Bottom-up-Ansatz vielversprechender. Durch thermische Belastung induzierte Spannungen auf der Mikroebene in der Faser σ_f^{mikro} und in der Matrix σ_m^{mikro} können im Vorfeld in mikromechanischen Simulationen bestimmt werden. Für die Makroebene sind bereits progressive Schädigungsmodelle veröffentlicht, z.B. das Modell von Krüger [94] oder das Modell von Shokrieh und Lessard [157, 158], die hier eingesetzt werden könnten. Wie die auf Mikroebene und auf Makroebene induzierten Spannungen für eine gemeinsame Bewertung im makromechanischen Ermüdungsschädigungsmodell überlagert werden können, ist jedoch fraglich. Eine additive Überlagerung ist nicht zulässig, da aufgrund der Nichtlinearitäten im Materialverhalten das Superpositionsprinzip nicht gilt. Sowohl die auf Mikroebene induzierten Spannungen als auch

die auf Makroebene vorliegenden Spannungen haben jedoch eine schädigende makroskopische Wirkung ω bzgl. der UD-Verbundkennwerte. Die auf Mikroebene induzierten Spannungen können also in ihrer makroskopischen Schädigungswirkung ω^{mikro} erfasst und, so die vierte Hypothese, dadurch im Ermüdungsschädigungsmodell der Makroebene erfasst werden:

- 4 Die auf Mikroebene induzierten thermischen Spannungen lassen sich in einem makromechanischen Ermüdungsschädigungsmodell über ihre makroskopische Schädigungswirkung berücksichtigen.

Da für mechanische Beanspruchungen entwickelte Modelle auf einen thermischen Lastfall übertragen werden sollen, setzt dieses Vorgehen die Gültigkeit der ersten Hypothese – gleiche Schädigungsmechanismen unter mechanischer und thermischer Last – voraus. Sollte sich die Hypothese als zutreffend erweisen, kann das mikromechanische Ermüdungsschädigungsmodell genutzt werden, um die makroskopische Schädigungswirkung der auf Mikroebene induzierten Spannungen zu bestimmen. Da das mikromechanische Modell materielle Nichtlinearitäten berücksichtigt, werden diese Nichtlinearitäten über ihre Auswirkungen in Form der Schädigungswirkung ω^{mikro} auch auf der Makroebene erfasst.

Für die Untersuchung dieser Hypothesen wird das bereits oben betrachtete Materialsystem aus der IM7-Faser und einer Epoxidmatrix ausgewählt, da es in der Herstellung von Kryo-Druckbehältern für die Wasserstoffspeicherung eingesetzt wird und damit eine Relevanz für technische Anwendungen besitzt. Der untersuchte Zyklenzahl- und Temperaturbereich orientiert sich ebenfalls an diesem Anwendungsfall. Während einer durchschnittlichen Betriebszeit von 15 Jahren erfährt ein Kryo-Druckspeicher für Wasserstoff 1000 Betankungszyklen [91]. Die minimal auftretende Temperatur in einem solchen Betankungszyklus beträgt 50 K. Solch niedrige Temperaturen können in experimentellen Untersuchungen nur unter Verwendung von Wasserstoff oder Helium als Kühlmittel erreicht werden. Die Verwendung von Wasserstoff ist jedoch mit aufwendigen Sicherheitsvorkehrungen verbunden und Helium ist sehr kostenintensiv. Deshalb sind die experimentellen Untersuchungen der vorliegenden Arbeit auf den Temperaturbereich von 293 K bis 90 K beschränkt. Dies kann als Probentemperatur mit Flüssigstickstoff als Kühlmittel zuverlässig realisiert werden. Dieser Temperaturbereich entspricht zudem dem Bereich, in dem FVK-Treibstoffbehälter für Trägerraketen operieren [142], wodurch ein weiterer Anwendungsfall adressiert wird. Wenn die zu erwartenden Effekte im untersuchten Temperaturbereich auftreten, sollten die Beobachtungen – im Mindesten qualitativ – auch in einem erweiterten kryogenen Temperaturbereich gültig sein. Die Übertragbarkeit der aufgebauten Modelle auf einen erweiterten, dem Anwendungsfall „Wasserstofftank“ eher entsprechenden Temperaturbereich wird im Verlauf der Arbeit diskutiert.

Die vorliegende Arbeit ist entlang der Materialskalen aufgebaut. Teil I, „Mikroebene“, beginnt auf der Ebene, auf der der Verbund als inhomogenes Material und die Interaktion zwischen Faser und Matrix betrachtet werden. In Teil II, „Makroebene“, geht es eine Materialebene höher, auf der die Interaktion zwischen den unterschiedlich orientierten Lagen eines Verbundlaminats im Fokus steht. Beide Teile beginnen mit den experimentellen Untersuchungen zur Phänomenologie thermisch zyklierter Verbunde. Dies erfolgt in Teil I anhand unidirektionaler Lamine, um den Effekt thermisch induzierter Spannungen auf Mikroebene isoliert analysieren zu können. In Teil II sind Kreuzverbunde Gegenstand der Untersuchungen, um die sich überlagernden Effekte von auf Mikro- und Makroebene thermisch induzierten Spannungen betrachten zu können. Ziel dieser experimentellen Analyse entlang der Materialebenen ist die Identifikation der Schadensmodi sowie von deren Einfluss auf die makroskopischen Materialeigenschaften des Verbunds. Hier sollen die ersten Erkenntnisse zur Analogie der Schädigung in thermisch und mechanisch zyklerten CFK und zum Einfluss der auf Mi-

makroebene induzierten Spannungen auf die Materialdegradation gewonnen werden. Die gewonnenen Erkenntnisse zur Phänomenologie dienen aber auch der Modellbildung, die sich in beiden Teilen – Mikroebene und Makroebene – an die experimentelle Untersuchung anschließt. Auf der Mikroebene werden in Teil I durch Simulation der Ermüdung unter thermischer und mechanischer zyklischer Belastung die Unterschiede und Gemeinsamkeiten in der Schädigungsentwicklung genauer herausgearbeitet und erklärt. Die Modellierung auf der Makroebene in Teil II kann lediglich die thermisch induzierten Spannungen auf Makroebene berücksichtigen. Effekte auf der Mikroebene werden aufgrund der Homogenisierung des Verbunds nicht erfasst. Wie mikromechanische Effekte dennoch in ein makromechanisch formuliertes Modell integriert werden könnten, wird in Abschnitt 10 von Teil III diskutiert und hergeleitet. Die daran anschließenden Kapitel fassen die Erkenntnisse der vorliegenden Arbeit zusammen und geben einen Ausblick auf einige Aspekte der künftigen Ermüdungsforschung.

Teil I

Mikroebene

4 Ermüdungsphänomene in thermisch zyklerten unidirektionalen Verbunden

„Der Beitrag der auf Faser-Matrix-Ebene thermisch induzierten Spannungen zur Ermüdung eines CFK-Laminats unter zyklischer Temperaturbelastung ist – unter Berücksichtigung der Streuung der Kennwerte – signifikant.“

Dies ist die erste der vier formulierten Forschungshypothesen. Sie beruht auf der Annahme, dass aufgrund der unterschiedlichen thermischen Ausdehnungen von Faser und Matrix bei einer Abkühlung des Verbunds hohe Matrixspannungen am Faser-Matrix-Interface induziert werden, die bei wiederholter Belastung zu einer Matrixschädigung in diesem Bereich führen. Dadurch bilden sich Faser-Matrix-Ablösungen, die sich bei weiterer zyklischer thermischer Belastung ausbreiten und sich zu Matrixrissen vereinigen. Die Hypothese geht von einer Reduktion der makroskopischen Verbundkennwerte aufgrund dieser Matrixrisse aus. Dieses Kapitel widmet sich gezielt der Untersuchung dieser Hypothese. Dabei wird zunächst nicht von einer thermischen Ermüdung des Reinharzmaterials unter freier thermischer Ausdehnung ausgegangen, die z.B. durch Veränderungen in den chemischen Bindungen des Polymers oder aufgrund von Inhomogenitäten auf molekularer Ebene ausgelöst werden könnte. Um zu prüfen, ob tatsächlich keine Ermüdung des Reinharzes unter freier thermischer Ausdehnung auftritt, werden Reinharzproben einer thermischen Zyklierung ausgesetzt und anschließend deren Materialkennwerte bestimmt und denen unzyklierter Proben gegenübergestellt. Abbildung 4.1 vergleicht den Zugmodul und die Zugfestigkeit des Epoxids ohne Konditionierung und nach 1000 thermischen Zyklen. Die Durchführung der quasi-statischen Messung und die Bestimmung der Kennwerte aus den Messdaten erfolgt nach DIN EN ISO 527-2. Zur Konditionierung werden die Proben Temperaturzyklen zwischen 90 K und 293 K ausgesetzt. Weitere Details zur thermischen Zyklierung werden in Unterkapiteln 4.2 beschrieben. Auch wenn die Streuung für die konditionierten Proben leicht zunimmt, zeigt der E-Modul des Reinharzes keine Veränderung durch die thermische Zyklierung. Der Mittelwert der Zugfestigkeit (ausgewertet als technische Spannung) fällt von 78,6 MPa für die nicht konditionierten Proben auf 68,7 MPa für die konditionierten Proben. Dies deutet auf

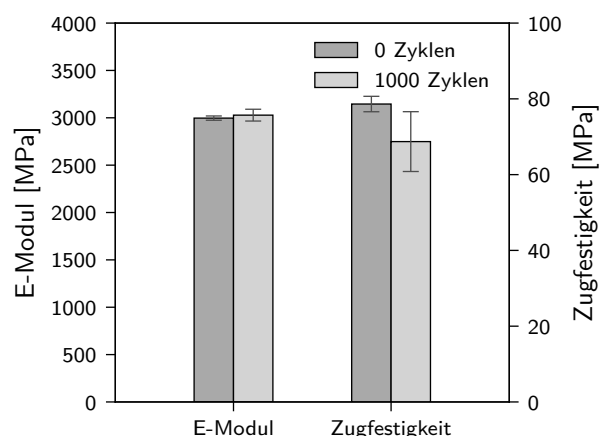


Abbildung 4.1: E-Modul und Zugfestigkeit des Reinharzmaterials Epoxid ohne Konditionierung und nach 1000 thermischen Zyklen zwischen 90 K und 293 K

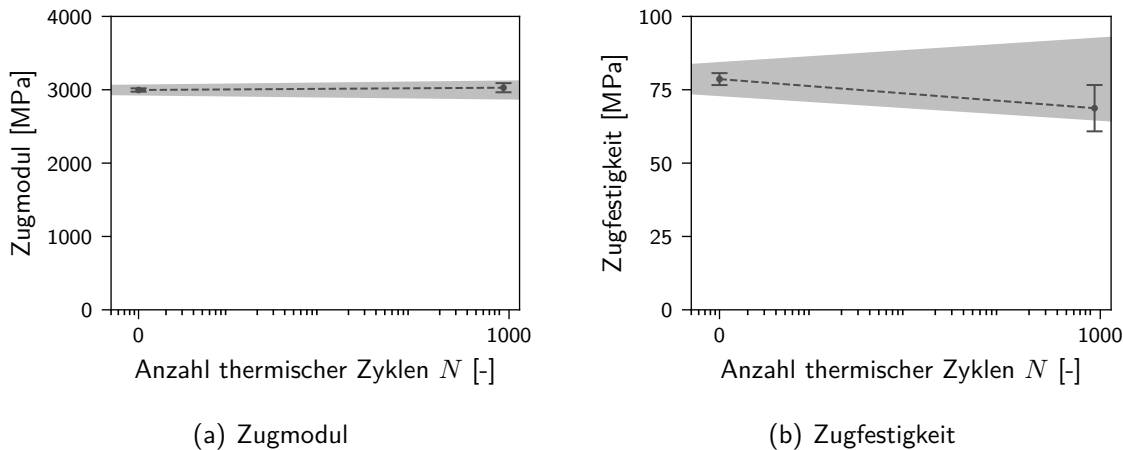


Abbildung 4.2: Kennwerte nicht konditionierter und thermisch zyklierter Reinharzproben im Gültigkeitsintervall (graues Band) für die Aussage „Die thermische Zyklierung hat *keinen* signifikanten Einfluss auf die Materialkennwerte“

einen Festigkeitsverlust um 13 % durch die thermische Zyklierung hin. In diesem Bereich liegt jedoch auch die Standardabweichung (13 %) für die Festigkeit der zyklerten Proben. Allein aus dieser Betrachtung kann nicht eindeutig geschlossen werden, ob sich die thermische Zyklierung tatsächlich signifikant auf die Harzfestigkeit auswirkt. Um dies zu prüfen, wird eine in Anhang B beschriebene statistische Testmethode herangezogen. Unter Berücksichtigung der Stichprobenmengen und der Streuung der zwei zu vergleichenden Stichproben ermittelt sie ein Gültigkeitsintervall, in dem die Kennwerte der konditionierten Proben liegen, wenn die thermische Zyklierung *keinen* signifikanten Einfluss auf die Materialkennwerte hat. Abbildung 4.2 stellt den E-Modul und die Festigkeit der zyklerten Proben diesem Gültigkeitsbereich gegenüber, der in den Graphen als graues Band eingezeichnet ist. Der Zugmodul der zyklerten Proben liegt samt Streuung innerhalb dieses Bandes. Gleiches gilt für die Festigkeitsmittelwerte der zyklerten Proben. Der aus dem grauen Band herausragende Fehlerbalken zur Darstellung der Streuung deutet darauf hin, dass lediglich die Festigkeiten einzelner Proben aus dem Gültigkeitsbereich herausfallen. Damit kann der thermischen Zyklierung kein eindeutig signifikanter Einfluss auf die Reinharzeigenschaften attestiert werden. Die Annahme, dass nicht von einer Ermüdung des Reinharzmaterials durch die thermische Zyklierung im betrachteten Zyklen- und Temperaturbereich auszugehen ist, ist somit im Rahmen der vorliegenden Arbeit zulässig. Demnach wird im Folgenden angenommen, dass die durch thermische Zyklierung hervorgerufene Materialermüdung im Verbund vorrangig auf die Interaktion der Verbundbestandteile und nicht auf deren thermische Materialermüdung (bei freier thermischer Ausdehnung) zurückzuführen ist.

Um den Einfluss der auf Mikroebene thermisch induzierten Spannungen auf die Ermüdung des Verbundmaterials zu analysieren, müssen Proben mit unidirektionalem Lagenaufbau untersucht werden. Diese bilden die Effekte der Mikroskala (Faser-Matrix-Ebene) ab. Da thermische Spannungen nur durch die unterschiedliche Wärmeausdehnung von Faser und Matrix induziert werden, kann dieser „Mikro“-Effekt anhand von UD-Laminaten isoliert vom „Makro“-Effekt analysiert werden. Letzterer beschreibt das Induzieren thermischer Spannungen in einem MD-Laminat durch die unterschiedliche Wärmeausdehnung der Einzellagen. Die Auswirkungen der Überlagerung beider Effekte wird in Kapitel 7 untersucht. In diesem Kapitel sollen folgende Fragen beantwortet werden, um die erste Forschungshypothese der vorliegenden Arbeit zu bewerten:

- Degradiert eine thermische Zyklierung die Elastizitäts- und Festigkeitskennwerte eines UD-Verbunds?

Tabelle 4.1: Durchgeführte Tests zur Materialcharakterisierung nach DIN EN ISO

Versuche	Ermittelte Kennwerte	Zugrunde liegende Norm
Zugversuch in Faserrichtung	Längszugmodul E_{11}^t Längszugfestigkeit X_{11}^t Querkontraktionszahl ν_{12}	DIN EN ISO 527-5
Zugversuch quer zur Faserrichtung	Querzugmodul E_{22}^t Querzugfestigkeit X_{22}^t	DIN EN ISO 527-5
Druckversuch in Faserrichtung	Längsdruckmodul E_{11}^c Längsdruckfestigkeit X_{11}^c	DIN EN ISO 14126
Druckversuch quer zur Faserrichtung	Querdruckmodul E_{22}^c Querdruckfestigkeit X_{22}^c	DIN EN ISO 14126

- Induziert die thermische Zyklisierung Faser-Matrix-Ablösungen und Matrixrisse, die für die potenzielle Kennwertdegradation verantwortlich sein können?

Dazu wird der UD-Verbund zunächst thermisch zyklisch konditioniert, um anschließend seine mechanischen Materialkennwerte (E-Modul, Festigkeit, Querkontraktionszahl) in quasi-statischen Versuchen zu bestimmen. Als Referenz wird auch an einem nicht konditionierten Verbund eine Materialcharakterisierung durchgeführt. Wie in Kapitel 2 erläutert, ist bisher in der Literatur keine vollständige Materialcharakterisierung an thermisch zyklisierten UD-Verbunden zu finden. „Vollständig“ beinhaltet in diesem Fall die Kennwertermittlungen sowohl in als auch quer zur Faserrichtung sowie unter Zug- und Druckbelastung und nicht nur für einzelne ausgewählte Parameter. Dies soll in diesem Kapitel geleistet werden. Dazu werden die in Tabelle 4.1 aufgelisteten Normversuche durchgeführt. Es wird eine Herabsetzung der Verbundkennwerte E-Modul und Festigkeit, also eine Ermüdung des Materials, durch die thermische Zyklisierung erwartet. Hervorgerufen wird diese Materialdegradation – so die Erwartung – durch Faser-Matrix-Ablösungen und davon ausgehend gebildete Matrixrisse. Um die zweite oben gestellte Frage nach der Matrixrissbildung zu beantworten, werden mikroskopische Untersuchungen mittels konfokaler Laserscanningmikroskopie (KLSM) an konditionierten Proben und an nicht konditionierten Referenzproben durchgeführt.

Eine Zusammenfassung der im Folgenden vorgestellten Ergebnisse wurde in der Fachzeitschrift *Journal of Composite Materials* veröffentlicht [106].

4.1 Probenplatten

Die Normen in Tabelle 4.1 empfehlen für die quasi-statischen Tests das Applizieren von Aufleimern im Bereich der Lasteinleitung. Diese bestehen aus einem $\pm 45^\circ$ -Gelege aus GFK. Um zusätzliche Zwänge der Proben durch die Aufleimer und ein Versagen der Aufleimer-Proben-Anbindung während der thermischen Zyklisierung zu vermeiden, müssen die Aufleimer nach der Probenkonditionierung aufgebracht werden. Im Probenfertigungsprozess werden diese standardmäßig auf Probenplatten aufgebracht und anschließend die Flachproben für den Versuch inklusive Aufleimer, z.B. mittels Wasserstrahlschneiden, aus diesen entnommen. Aus diesem Grund werden nicht die einzelnen Flachproben, sondern Probenplatten ohne Aufleimer zyklisiert. Jeder der in Tabelle 4.1 aufgelisteten Versuchstypen stellt andere Anforderungen an die Geometrie der Probenplatte, sodass vier verschiedene Probenplattentypen im Autoklavprozess gefertigt wurden. Eine Skizze der Probenplatte zur Entnahme von

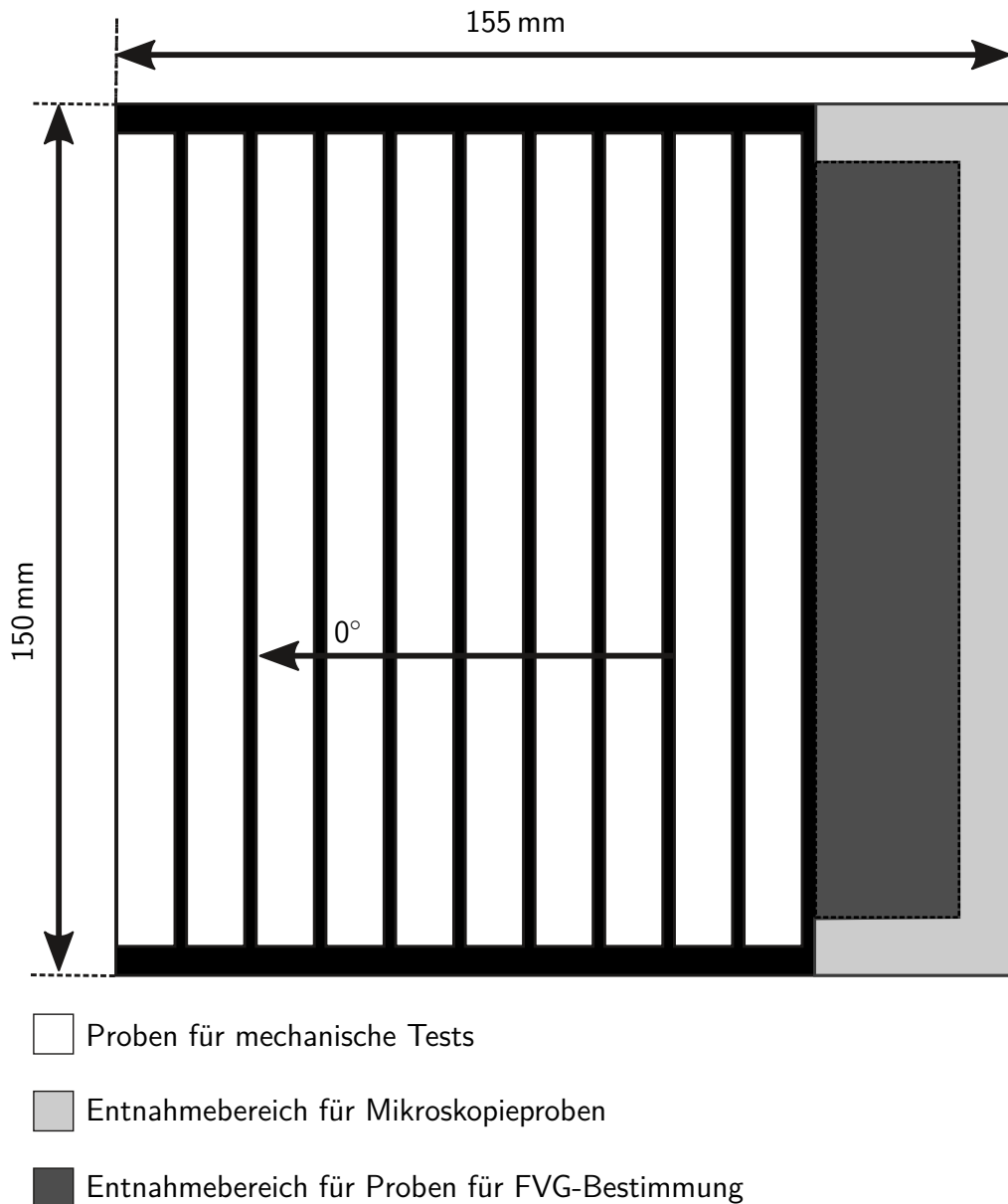


Abbildung 4.3: Probenplatte zur Entnahme von Druckproben quer zur Faserrichtung und von Proben für mikroskopische Untersuchungen

Flachproben für Druckversuche quer zur Faserrichtung ist exemplarisch in Abbildung 4.3 dargestellt. Die Abbildung zeigt auch, dass für jede Probenplatte die verbleibende äußere Kante zur Entnahme von Proben für die mikroskopische Untersuchung vorgesehen ist. Die Mikroskopieproben werden nicht aus dem Inneren des Reststücks entnommen, da die dann entstehenden Flächen für die Mikroskopie Schnittkanten wären. Detektierte Matrixrisse könnten dann nicht eindeutig der thermischen Zyklierung oder dem Sägeprozess zugeordnet werden. Natürlich sind auch die äußeren Kanten der Probenplatten Schnittkanten, da diese aus einem größeren Halbzeug entnommen werden. Jedoch hat in diesem Fall das Sägen vor der thermischen Zyklierung stattgefunden. Durch Untersuchung der nicht zyklerten Referenzproben kann ermittelt werden, ob und wie viele Matrixrisse durch das Sägen in die Proben eingebracht werden.

Die Proben werden mit bis zu 1000 thermischen Zyklen konditioniert. Damit die progressive Degradation der Materialkennwerte in Abhängigkeit von der Zyklenzahl untersucht werden kann, werden Zwischenentnahmen bei den Zyklen 1, 10, 100 und 500 realisiert. Für jeden Probentyp (s. Tabelle

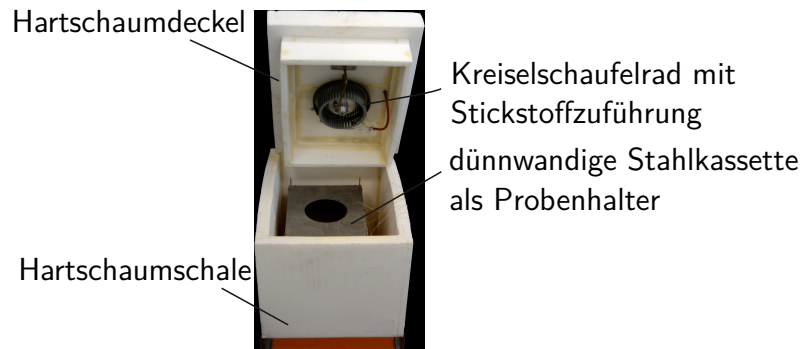


Abbildung 4.4: Vom ILK aufgebaute Zyklierkammer zur zyklischen thermischen Konditionierung der Proben; Foto vom ILK bereitgestellt

4.1) wird pro Zyklenzahl eine Probenplatte hergestellt, aus der die Proben für die mechanischen Tests und für die Mikroskopie gemäß Abbildung 4.3 entnommen werden. Die nicht konditionierte Referenzplatte mitgezählt, werden demnach pro Versuchstyp sechs Probenplatten gefertigt.

Der bei der Herstellung angestrebte Faservolumengehalt (FVG) beträgt 62 %. Der FVG wird für jede Probenplatte an je drei Proben, entnommen aus den Reststücken, die nach Entnahme der Proben für die quasi-statischen Tests und für die Mikroskopie verbleiben, mittels Thermogravimetrie (TGA) bestimmt. Der arithmetische Mittelwert über alle Probenplatten entspricht dem angestrebten FVG von 62 %, allerdings variiert er für die einzelnen Platten zwischen 54 % und 67 %. Dieser große Streubereich könnte die Effekte durch die thermische Zyklierung überlagern. Deshalb wird der Einfluss durch den variierenden Faservolumengehalt bei der Ergebnisauswertung abgeschätzt und bei der Interpretation berücksichtigt.

4.2 Thermische Zyklierung

Die thermische Zyklierung der Proben erfolgt zwischen Raumtemperatur bei 293 K und einer realisierten Minimaltemperatur von 90 K. Diese ist mit Flüssigstickstoff gut realisierbar. Während der Zyklierung sollen hohe Temperaturgradienten in der Probe vermieden werden, da deren Effekte zunächst nicht betrachtet werden. Möglichst geringe Temperaturgradienten werden durch eine geringe Abkühl- und Aufheizrate realisiert, die dem Material Zeit gibt, langsam und gleichmäßig durchzukühlen bzw. sich wieder zu erwärmen. Hierzu wird ein Temperaturunterschied von maximal 2 K innerhalb der Probenplatte angestrebt. Eine Haltezeit bei den beiden Extremtemperaturen stellt das Erreichen der Solltemperaturen auch im Probeninneren sicher. Auf Basis von Wärmeleitsimulationen wird eine Abkühl- und Aufheizrate von maximal 5 K/min und eine Haltedauer von 5 min festgelegt. Das ergibt eine Zyklendauer von 91,2 min. Die thermische Zyklierung der Proben wird vom Institut für Luft- und Kältetechnik – Gemeinnützige Gesellschaft mbH (ILK) realisiert. Der Aufbau der Zyklierkammer wird in Abbildung 4.4 dargestellt. Das Kreiselschaufelrad gewährleistet eine homogene Temperaturverteilung, indem es den tiefkalten Stickstoff und die Luft im Inneren der Kammer umwälzt. Die Proben befinden sich stehend in der Stahlkassette auf einer Haltevorrichtung, sodass sie sich gegenseitig nicht berühren und gut von der kalten Luft umströmt werden. Insgesamt sechs Temperaturmesspunkte – vier auf verschiedene Proben verteilt, eine am Kammerboden und eine unter dem Kammerdeckel – dienen der Temperaturregelung, der Überprüfung der Homogenität der Temperaturverteilung und der Messung des Temperaturzyklus. Abbildung 4.5 zeigt einen vollständigen Temperaturzyklus, aufgezeichnet an den vier auf den Proben verteilten Temperaturmesspunkten. Die sehr geringe Temperaturdifferenz zwischen den Messpunkten belegt die homogene Temperaturverteilung in der Kammer. Somit ist sichergestellt, dass alle Proben mit der gleichen Temperaturbelastung konditioniert werden. Während der Haltezeit am Temperaturmaximum kann die Temperatur im Experiment nicht konstant bei 293 K gehalten werden, sondern schwankt in einem größeren Bereich

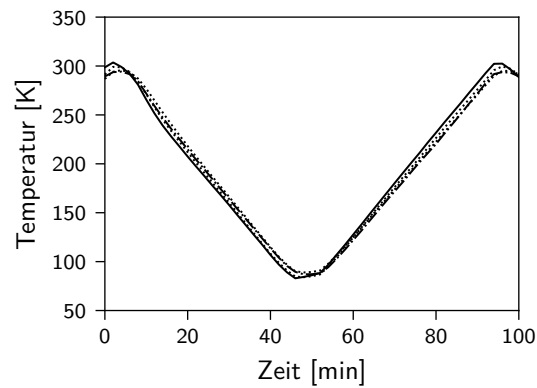


Abbildung 4.5: Temperaturzyklus der thermischen Zyklierung; Messdaten aus vier an den Proben angebrachten Temperaturmesspunkten

von ca. $\pm 7\text{ K}$ um diesen Sollwert. Daher erscheint das Halteplateau nicht so ausgeprägt wie beim Temperaturminimum.

Gemeinsam mit den UD-Laminaten werden auch die bereits vorgestellten Reinharzproben und die in Kapitel 7 diskutierten MD-Lamine konditioniert.

4.3 Mikroskopische Untersuchungen

Die mikroskopischen Untersuchungen dienen der Beobachtung von Faser-Matrix-Ablösungen und Matrixrissen. Am geeignetsten erweist sich dafür die KLSM, da durch das konfokale Verfahren Profilinformationen ermittelt werden, die die Detektion von Rissen erleichtern. Grundlagen zur KLSM und ihrer Anwendung für Faserverbunde und Polymere können in den Veröffentlichungen von Sawyer et al. [149] und Summerscales [162] nachgelesen werden. Im Auflichtverfahren – sei es mit optischem oder mit Laserlicht – können nur Oberflächenrisse, nicht aber Risse innerhalb der Probe detektiert werden. Dafür müssen durchleuchtende Verfahren, z.B. Computertomografie (CT) mit Röntgenstrahlen, eingesetzt werden. Der geringe Kontrast von Kohlenstofffasern und Epoxid für Röntgenstrahlen erschwert jedoch in Kombination mit dem sehr geringen Faserdurchmesser ($5,2\text{ }\mu\text{m}$) der untersuchten Faser die Detektion von Matrixrissen und Ablösungen mittels CT auch bei hoher Auflösung [46]. Um die Rissdetektion zu erleichtern, können Kontrastmittel eingesetzt werden. Allerdings dringen diese nur in Risse an der Oberfläche ein, wodurch die CT keinen Vorteil gegenüber der KLSM bietet.

Die Proben für die mikroskopischen Untersuchungen werden aus den Reststücken der Probenplatten entnommen, die nach Entnahme der Proben für die mechanischen Tests verbleiben. Vom äußeren Rand wird ein Streifen gesägt, aus dem anschließend sechs Proben für die Mikroskopie entnommen werden (in Abbildung 4.6 rot umrandet). In Abbildung 4.6 ist die Blickrichtung, in der die Proben mikroskopisch untersucht werden, mit roten Pfeilen markiert. Der weiße Pfeil gibt die Richtung der Fasern (0° -Richtung) in der Prüfplatte an. Bei der Mikroskopie wird demnach auf die Faserquerschnitte geschaut, um Faser-Matrix-Ablösungen und Querrisse in der Matrix zu beobachten. Abbildung 4.6 zeigt den Zuschnitt exemplarisch für das Reststück einer Prüfplatte für 90° -Druckproben. Das Vorgehen ist für die Reststücke der anderen Prüfplatten äquivalent. Von der anderen Kante der Reststücke, also aus dem Inneren der ehemaligen Prüfplatte, werden je drei Proben zur Bestimmung des FVG der Prüfplatten entnommen. Diese werden in Abbildung 4.6 durch die blaue Umrandung hervorgehoben.

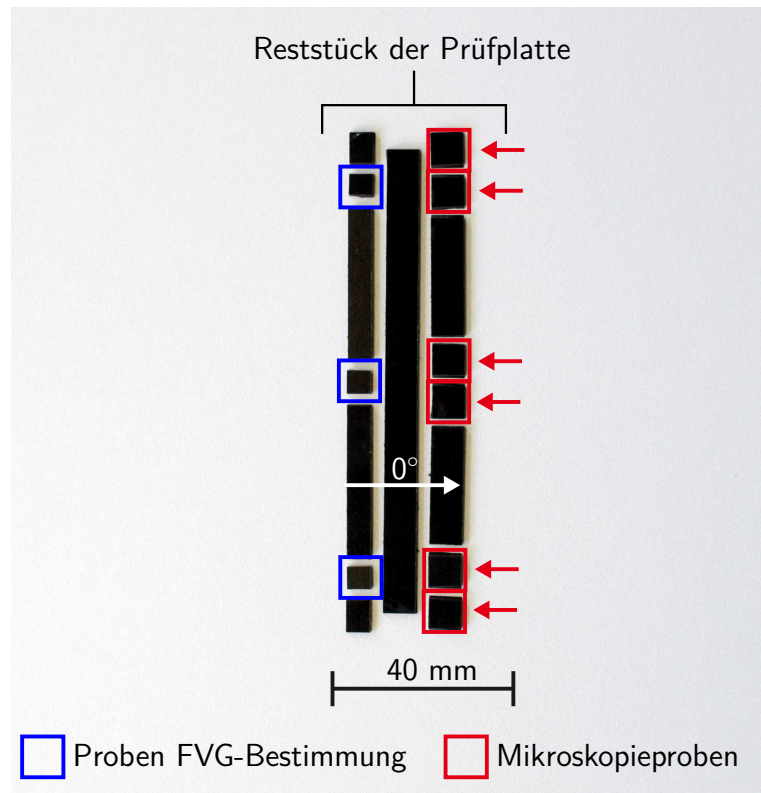


Abbildung 4.6: Zuschnitt der Mikroskopieproben und der Proben für die FVG-Bestimmung am Beispiel eines Reststücks einer Prüfplatte für 90°-Druckproben; weißer Pfeil zeigt Faserorientierung an; rote Pfeile zeigen Blickrichtung für die Mikroskopie

Vor den mikroskopischen Untersuchungen müssen die Proben üblicherweise poliert werden ([149], S. 142). Zum Schleifen und Polieren werden die Proben in eine zylinderförmige Einbettung aus Epoxidharz eingegossen, damit sie in das Poliergerät *Planopol 2* der Firma *Struers* eingespannt werden können. Abbildung 4.7 zeigt eine Mikroskopieprobe nach dem Schleif- und Polierprozess. Allerdings birgt das Schleifen und Polieren von Faserverbundproben aufgrund der unterschiedlichen Härte zwischen Einbettharz und Proben – aber auch aufgrund der unterschiedlichen Härte der Verbundbestandteile selbst – einige Herausforderungen ([149], S. 142f.). Beim Schleifen und Polieren abgetragenes Material könnte in die potenziell vorhandenen Risse und Ablösungen eingebracht werden. Zudem könnte das Einbettharz aufgrund von Kapillarwirkungen in die Risse eindringen. Werden die letzten Polierstufen nicht mit ausreichend feiner Körnung durchgeführt, kann es zu Ausbrüchen aus den Fasern kommen. Um diese Effekte zu vermeiden, müssen die folgenden Regeln für das Polierprogramm eingehalten werden:

- Schleifen und Polieren unter nur leichtem Druck und unter Verwendung von Schmiermitteln (auch empfohlen von Sawyer et al. [149], S. 142)
- Reinigung zwischen den Polierstufen im Ultraschallbad für vier Minuten, um das Schleifgut aus der vorherigen Prozessstufe vollständig zu entfernen (auch empfohlen von Sawyer et al. [149], S. 143)
- Feine Abstufungen der Korngrößen zwischen den einzelnen Schleif- und Polierschritten
- In der letzten Polierstufe Verwendung einer sehr feinen Körnung, die wesentlich kleiner als der Faserdurchmesser ($5,2\ \mu\text{m}$) ist

Daraus ergibt sich das in Tabelle 4.2 dargestellte Schleif- und Polierprogramm, das für alle untersuchten Mikroskopieproben angewendet wird. Mit dem vorgestellten Polierprogramm wird ein möglicher

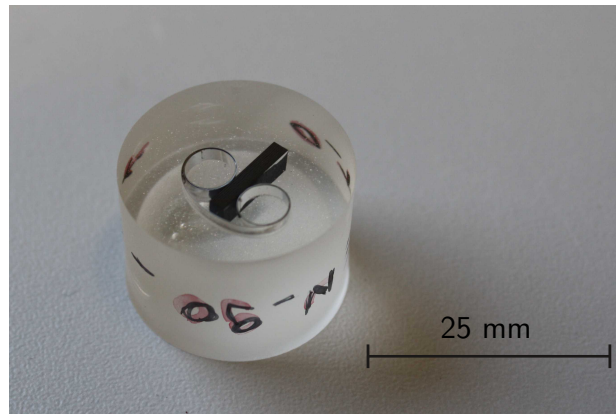
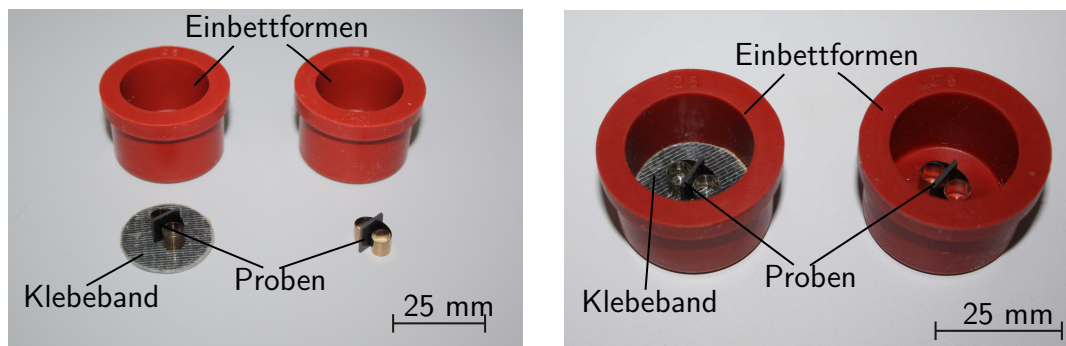


Abbildung 4.7: Eingebettete und polierte Mikroskopieprobe



(a) Protektierte Probe auf Klebeband (links) und nicht protektierte Probe (rechts) (b) Einbettung mit Protektion (links) und standardmäßige Einbettung (rechts)

Abbildung 4.8: Protektion der Mikroskopieprobe mittels Klebeband, um ein mögliches Eindringen des Einbettharzes in Matrixrisse zu vermeiden

Kapillareffekt natürlich nicht verhindert. Um zu prüfen, ob dieser tatsächlich auftritt bzw. ob er einen Einfluss auf die Mikroskopieergebnisse hat, wird eine Probe mit einer Protektion eingebettet. In die betreffende Probe wird zunächst durch mechanische Belastung ein Riss eingebracht. Dies dient zwei Zielen. Zum einen kann überprüft werden, wie sich ein Riss im KLSM darstellt. Zum anderen kann gezeigt werden, ob es tatsächlich durch Kapillareffekte zum Eindringen von Einbettharz in die Risse kommt. Im Anschluss wird die Probe zur Protektion auf ein doppelseitiges Gewebeklebeband der Firma Tesa appliziert (s. Abbildung 4.8(a)) und anschließend mit diesem in die Einbettform gebracht (s. Abbildung 4.8(b)). Als Referenz wird eine – ebenfalls angebrochene Probe – ohne Protektion eingebettet. Sie ist ebenfalls auf den Fotos in Abbildung 4.8 zu sehen. Abbildung 4.9 zeigt die Risse beider Proben im KLSM. Die Rissbilder zeigen keinen Einfluss von ggf. stattfindenden Kapillarmechanismen.

Als Erstes werden die nicht zyklerten Referenzproben im KLSM untersucht, um sicherzustellen, dass vor der Zyklierung keine Risse im Material vorliegen. Diese könnten z.B. durch den Fertigungsprozess entstanden sein. Die Ergebnisse der Referenzuntersuchung belegen eine rissfreie Fertigung der Proben. Somit können evtl. entdeckte Risse im konditionierten Material der Zyklierung zugeschrieben werden. Als Nächstes werden die Proben untersucht, die 1000 thermischen Zyklen ausgesetzt worden sind, da die Ausbildung von Matrixrissen in diesen Proben am wahrscheinlichsten ist. Jedoch wird nur in einer einzigen der sechs untersuchten Proben ein einzelner Riss entdeckt. Abbildung 4.10 zeigt diesen Riss. Da er im Überlagerungsbild der laser- und lichtoptischen Messung in Abbildung

Tabelle 4.2: Schleif- und Polierstufen zur Vorbereitung der Mikroskopieproben

Schritt	Schleifscheibe	Korngröße [μm]	Dauer [mm:ss]	Anpressdruck [mN/mm^2]	Schmiermittel
1	Kunstharz MD-Piano	68	01:30	2,3	Wasser
2	Papier SiC	30	03:00	3,1	Wasser
3	Papier SiC	22	04:00	3,1	Wasser
4	Papier SiC	18	06:00	3,8	Wasser
5	Verbund (MD-Largo)	9	08:00	4,6	DP-R ¹ /DP-P ²
6	Satingewebe (MD-Dac)	1	06:00	3,8	DP-R ¹ /DP-P ²
7	Neopren (MD-Chem)	0,04	01:20	3,1	OP-S ³
8	Neopren (MD-Chem)	<0,04	00:20	3,1	Wasser

¹DP-R: DP-Lubricant Red, Öl-in-Wasser-Emulsion

²DP-P: DP-Suspension P, Diamantsuspension

³OP-S: Kolloidale Siliziumoxidsuspension

4.10(a) nur schwer zu erkennen ist, werden in Abbildung 4.10(b) die Profilinformatoren dargestellt. Hier kann der Riss deutlich als dunkelblaue Linie erkannt werden, da er einen Einschnitt in die Probenoberfläche bildet. Auch wenn der Matrixriss ein Resultat der thermischen Belastung ist, so ist seine Entdeckung im Gesamtkontext der Untersuchung dennoch ein singuläres Ereignis. Daher muss aus der mikroskopischen Untersuchung der UD-Proben gefolgert werden, dass 1000 thermische Zyklen zwischen Raumtemperatur und 90 K in dem untersuchten Material nur selten eine signifikante Matrixrissbildung herbeiführen.

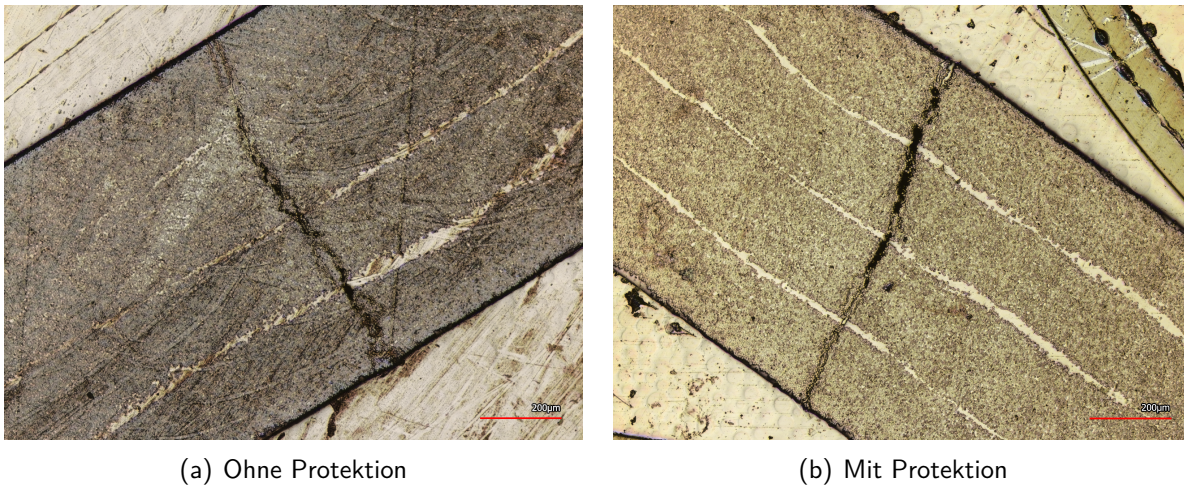


Abbildung 4.9: Aufnahme des eingebrachten Risses mit und ohne Protektion mit dem Konfokalen Laserscanningsmikroskop

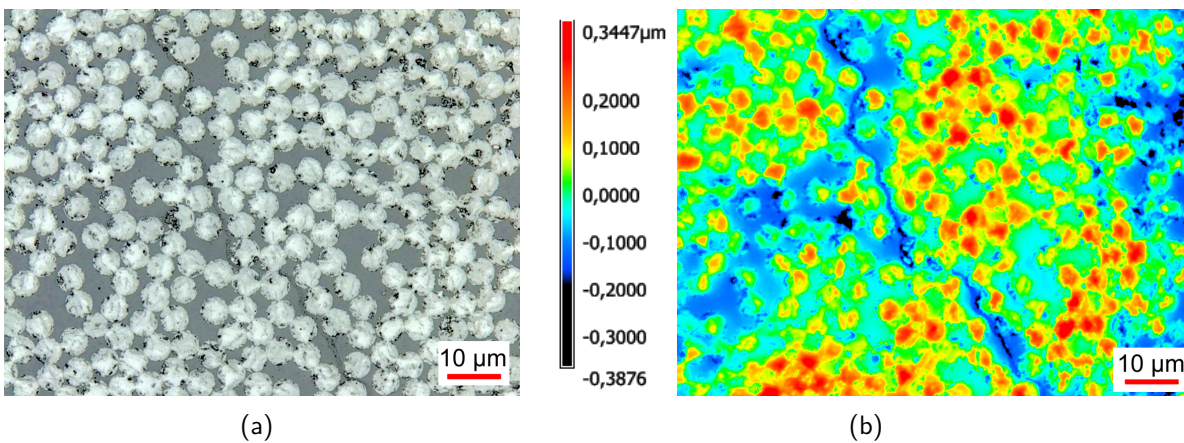


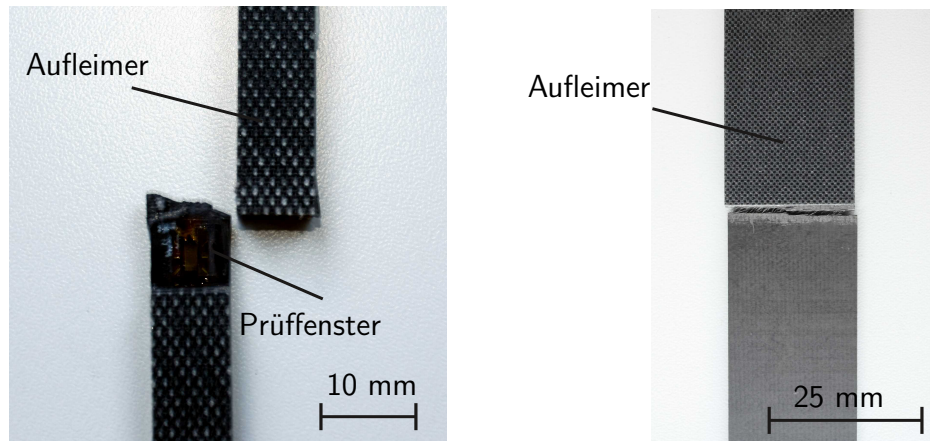
Abbildung 4.10: Matrixriss in einer mit 1000 thermischen Zyklen belasteten UD-Probe, (a) Überlagerung der laser- und der lichtoptischen Messung, (b) Profilinformation

4.4 Mechanische Prüfung

An den konditionierten Proben sowie an den Referenzproben werden die in Tabelle 4.1 aufgelisteten Normversuche durchgeführt. Für die Zugversuche sind je Konditionierungszustand sechs Proben und für die Druckversuche zehn Proben vorgesehen. Die Normen fordern für jeden Versuchstyp fünf Proben, um für die Kennwerte einen ausreichend genauen Mittelwert zu erhalten. Aufgrund der zu erwartenden hohen Streuung der Kennwerte – speziell für die Druckproben – wird die Probenanzahl auf die genannte Anzahl erhöht.

Die mechanischen Prüfungen werden auf Maschinen der Firma *Zwick* (Modell 1476 und 1484) durchgeführt. Die Dehnungen werden mit Dehnmessstreifen (DMS) oder – im Fall der 90°-Zugproben – mit einem Biax-Extensometer gemessen. Kräfte werden über eine Kraftmessdose aufgenommen. Daraus wird die technische Spannung – Kraft bezogen auf Ausgangsquerschnitt – ermittelt. Proben, deren Versagensbild nicht der Norm entspricht, werden in der Auswertung nicht berücksichtigt. Die Kriterien für diese normative Selektion sind die folgenden:

- Die Bruchlinie verläuft nicht im Prüffenster und/oder unterhalb der Aufleimer; dies wird bei den 0°-Druckproben beobachtet, s. Abbildung 4.11(a).



(a) Bruch unterhalb der Aufleimer bei 90°-Druckproben (b) Versagen der 90°-Zugproben vor dem Test

Abbildung 4.11: Im Versuchsprogramm beobachtete, nach Norm ungültige Versagensart

- Die Proben versagen bereits vor dem Test oder beim Einspannen. Dies wird bei den 90°-Zugproben beobachtet, s. Abbildung 4.11(b).

Auf diese Art und Weise werden insgesamt vier 0°-Druckproben und drei 90°-Zugproben aus der Auswertung ausgeschlossen. Dies reduziert die Stichprobenmenge für die betroffenen Versuchstypen und Konditionierungen. Eine kritische Reduktion der Stichprobenmenge erfahren jedoch nur die 90°-Zugversuche der mit 500 thermischen Zyklen konditionierten Proben. Hier verbleiben nur zwei Proben in der Auswertung.

Für jede Konditionierung und jeden Kennwert werden der arithmetische Mittelwert und die Standardabweichung berechnet. Die Ergebnisse für die Kennwerte in Faserrichtung werden in Abbildung 4.12 und für die Kennwerte quer zur Faserrichtung in Abbildung 4.13 als graue Punkte eingetragen und zur Visualisierung des Trends mit grauen Linien verbunden. Die in den Diagrammen zu beobachtende Veränderung der Kennwerte mit der Zyklenzahl kann nicht ausschließlich auf die thermische Zyklierung zurückgeführt werden.

Es gibt weitere Ursachen, die eine Veränderung der Kennwerte bewirken:

- Die Variation des FVGs, der über den verschiedenen Konditionierungen nicht konstant gehalten werden konnte
- Qualitätsschwankungen in der Aufleimerapplikation

Der durchschnittliche FVG der Probenplatte jedes Versuchstyps und jeder Konditionierung wird in Abbildung 4.12 und in Abbildung 4.13 zusätzlich als Säulendiagramm eingetragen. Während die Qualität der Aufleimerfertigung schwer zu quantifizieren ist, kann der Einfluss des FVGs auf die Materialkennwerte über Mischungsregeln abgeschätzt werden. Für die E-Moduln werden dazu die Mischungsregeln nach Chamis [28] und für die Festigkeiten das von Heidari-Rarani et al. [65] beschriebene *bridging model* benutzt. Die Veröffentlichung von Kaddour und Hinton [80] liefert die für die Anwendung der Mischungsregeln erforderlichen Faserkennwerte; der E-Modul (2997 MPa) und die Querkontraktionszahl (0,38) der Matrix sind aus quasi-statischen Versuchen bekannt (s. Kapitel 5.2). Mit den Mischungsregeln wird die Veränderung der verschiedenen Materialparameter aufgrund des vorliegenden FVGs gegenüber der Referenz abgeschätzt und der Kennwert anschließend korrigiert. Die korrigierten Werte werden in den Diagrammen 4.12 und 4.13 als schwarze Punkte eingetragen und mit schwarzen Linien verbunden. Die folgende Auswertung wird basierend auf diesen korrigierten Daten durchgeführt.

Die eingangs aufgestellte Hypothese postuliert einen signifikanten Einfluss der thermischen Zyklierung auf die Degradation der Elastizitäts- und Festigkeitskennwerte. Die Kennwerte zyklierter und nicht zyklierter Proben müssten demnach signifikant voneinander abweichen. Zur Feststellung, ob ein Unterschied signifikant ist oder nicht, können statistische Testmethoden dienen [30]. Eine geeignete statistische Testmethode und ihre Anwendung auf die vorliegende Fragestellung wird in Anhang B beschrieben. Die statistische Testmethode bestimmt ein Gültigkeitsintervall, in dem die Kennwerte der zyklerten Proben liegen, wenn die thermische Zyklierung *keinen* signifikanten Einfluss auf die Kennwerte hat. Das Gültigkeitsintervall wird in Abbildung 4.12 und Abbildung 4.13 als graues Band eingetragen. Da es von der Standardabweichung und von der Stichprobenmenge abhängt, ist es kein konstantes, horizontales Band über der Zyklenzahl, sondern variiert für jeden Zyklus.

Nur die Querkugfestigkeit zeigt einen klaren Abwärtstrend mit der Zyklenzahl (Abbildung 4.13(b)). Die anderen Parameter oszillieren mit der Zyklenzahl oder zeigen einen leichten Aufwärtstrend (Querkugmodul, Abbildung 4.13(a), Querkugfestigkeit 4.13(d)). Zum Teil liegen die Kennwerte der zyklerten Proben oberhalb des Gültigkeitsintervalls. Dass die thermische Zyklierung zu einer Steigerung der Elastizitäts- und Festigkeitskennwerte führt, erscheint aus materialwissenschaftlicher Sicht wenig plausibel. Vielmehr ist der scheinbare Anstieg der Kennwerte auf eine Schwankung in der Qualität der Probenpräparation, z.B. auf die bereits erwähnte Qualitätsschwankung in der Aufleimerapplikation, zurückzuführen.

Für keinen Parameter fällt der Mittelwert der zyklerten Proben unter das Gültigkeitsintervall. Damit ist die Aussage, dass die Materialparameter der zyklerten Proben sich nicht signifikant von denen der Referenzproben unterscheiden, für alle untersuchten Materialparameter und für alle untersuchten Zyklenzahlen bestätigt.

Die Unempfindlichkeit der Kennwerte in Faserrichtung gegenüber der thermischen Zyklierung entspricht der Erwartung. Es wird eine Degradation der Kennwerte aufgrund von Faser-Matrix-Ablösungen und Matrixrissen erwartet, die durch die thermisch induzierten Spannungen hervorgerufen werden. Gemäß dieser Erwartung sollte eine Kennwertdegradation daher vor allem für die matrixdominierten Kennwerte festzustellen sein. Doch auch diese Hypothese wird für das untersuchte Material durch die vorliegenden Versuchsergebnisse – im untersuchten Zyklenzahlbereich – widerlegt.

Als weiterer Elastizitätskennwert wird in Abbildung 4.14 die Querkontraktionszahl ν_{12} dargestellt. Auch hier werden die Kennwerte über die Mischungsregel nach Chamis [28] bzgl. des Faservolumengehalts korrigiert. Die Querkontraktionszahl wird anhand der Längszugproben bestimmt. Die

Stichprobenmenge hierfür besteht für jede Konditionierung allerdings aus nur drei Proben, da zur Reduktion des Messaufwands nur jede zweite Zugprobe mit einem biaxial messenden DMS versehen wird. Das erklärt möglicherweise die große Streuung der Ergebnisse. Für eine statistische Absicherung des Ergebnisses müssen weitere Versuche durchgeführt werden. Die Querkontraktionszahl zeigt keine Abhängigkeit von der thermischen Zyklenzahl, denn auch hier fallen die Kennwertmittelwerte der zyklerten Proben nicht unter das Gültigkeitsintervall.

Keiner der untersuchten Verbundkennwerte zeigt für den betrachteten Temperaturbereich von 293 K und 90 K innerhalb der aufgebrachten 1000 Zyklen eine signifikante Abhängigkeit von der thermischen Zyklisierung. Mögliche Ursachen werden im folgenden Kapitel 4.5 diskutiert.

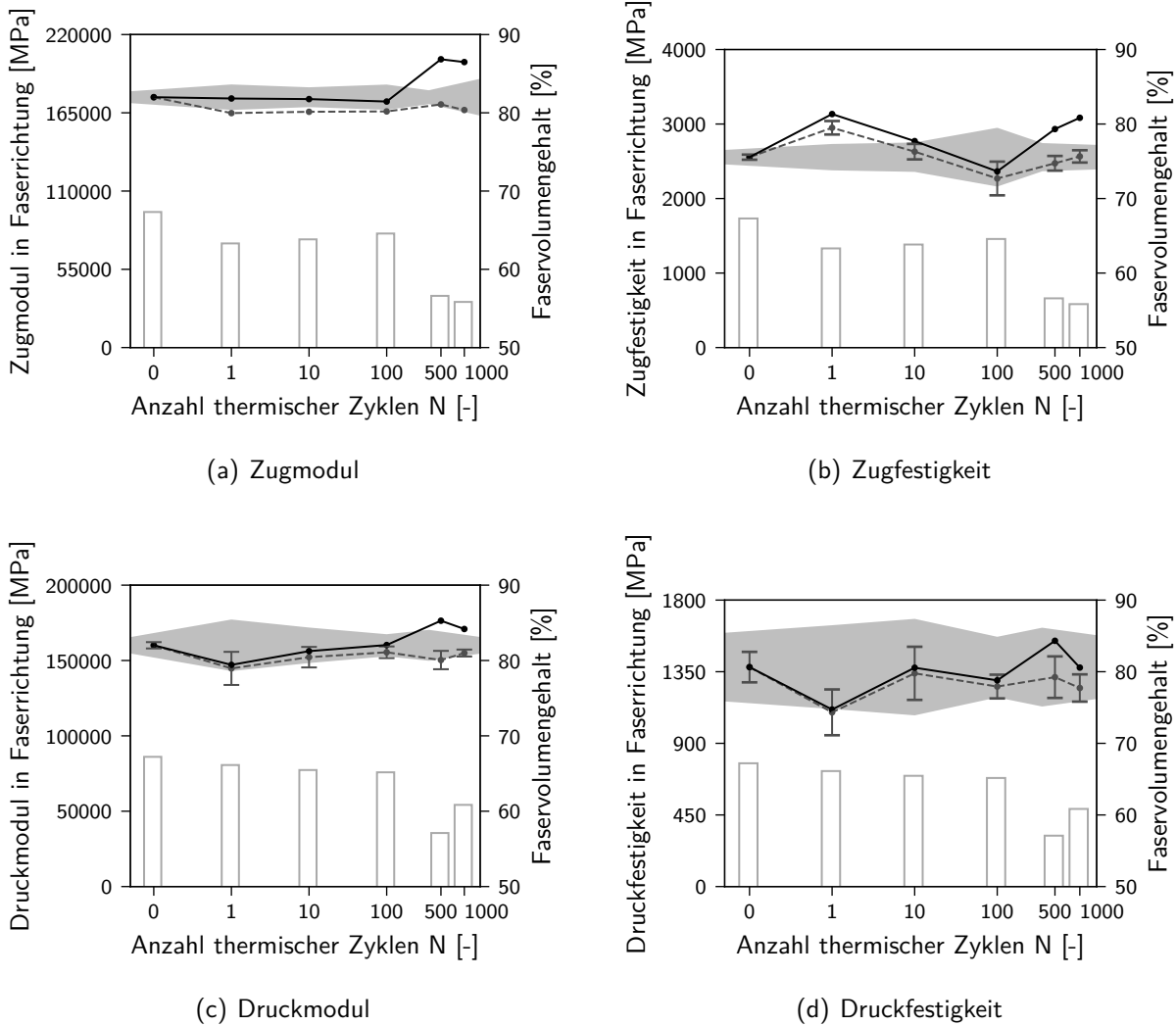


Abbildung 4.12: Verbundkennwerte in Faserrichtung in Abhängigkeit von der zyklischen thermischen Konditionierung; graue gestrichelte Linien und graue Punkte zeigen die gemessenen Kennwerte; die schwarzen durchgezogenen Linien und die schwarzen Punkte zeigen die bzgl. des Faservolumengehalts korrigierten Kennwerte; das graue Band gibt das Gültigkeitsintervall für *keinen* signifikanten Einfluss der thermischen Zyklisierung an; das Säulendiagramm zeigt den durchschnittlichen Faservolumengehalt der Probenplatten für jede Zyklenzahl

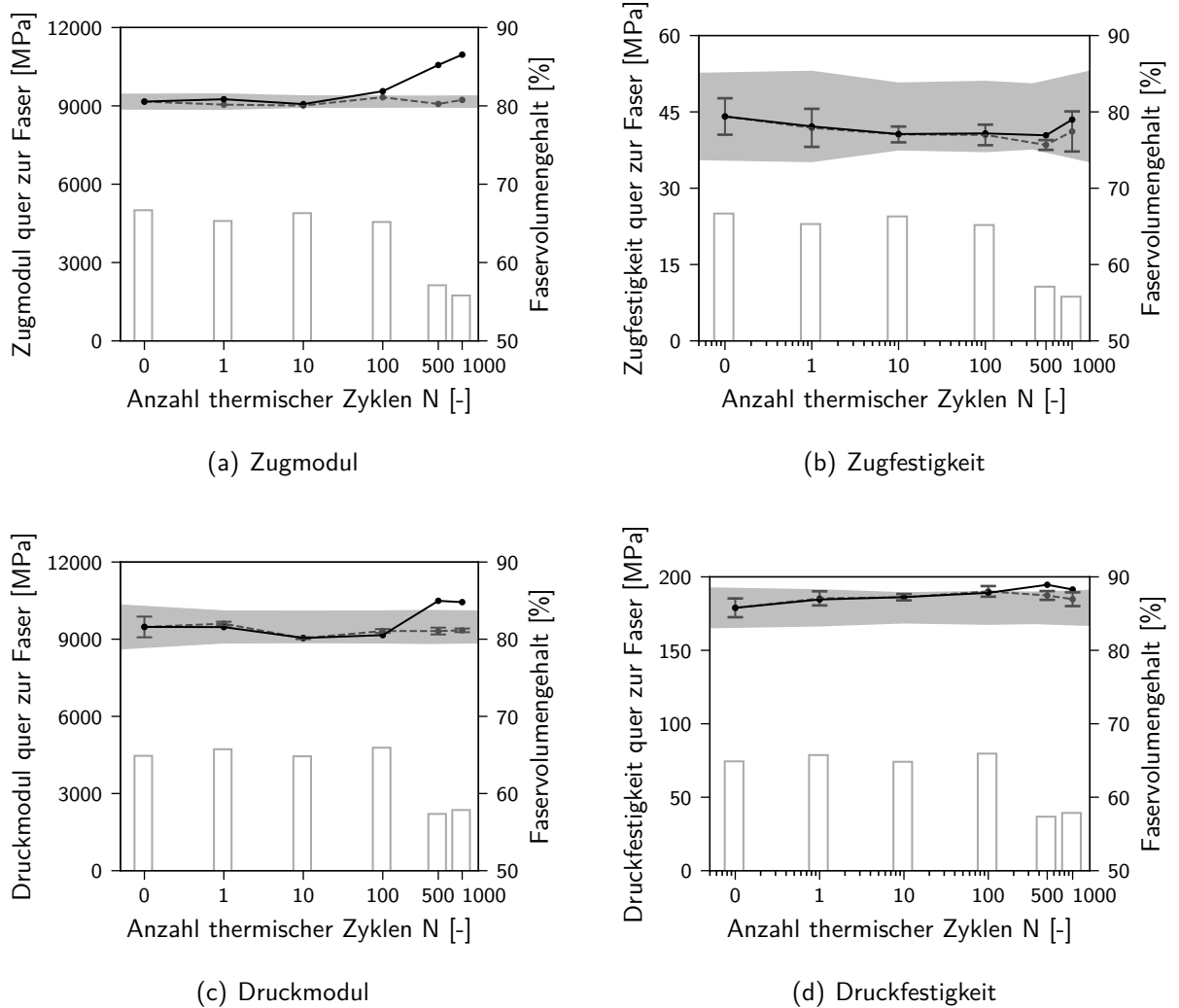


Abbildung 4.13: Verbundkennwerte quer zur Faserrichtung in Abhängigkeit von der zyklischen thermischen Konditionierung; graue gestrichelte Linien und graue Punkte zeigen die gemessenen Kennwerte; die schwarzen durchgezogenen Linien und die schwarzen Punkte zeigen die bzgl. des Faservolumengehalts korrigierten Kennwerte; das graue Band gibt das Gültigkeitsintervall für *keinen* signifikanten Einfluss der thermischen Zyklisierung an; das Säulendiagramm zeigt den durchschnittlichen Faservolumengehalt der Probenplatten für jede Zyklenzahl

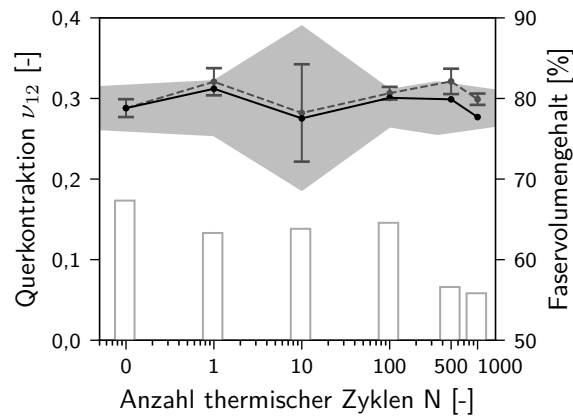


Abbildung 4.14: Querkontraktionszahl ν_{12} in Abhängigkeit von der zyklischen thermischen Konditionierung; graue gestrichelte Linien und graue Punkte zeigen die gemessenen Kennwerte; die schwarzen durchgezogenen Linien und die schwarzen Punkte zeigen die bzgl. des Faservolumengehalts korrigierten Kennwerte; das graue Band gibt das Gültigkeitsintervall für *keinen* signifikanten Einfluss der thermischen Zyklisierung an; das Säulendiagramm zeigt den durchschnittlichen Faservolumengehalt der Probenplatte für jede Zyklenzahl

4.5 Beobachtete Ermüdungsphänomene auf Mikroebene

Die mechanischen und mikroskopischen Untersuchungen der thermisch zyklerten UD-Proben dienen zur isolierten Analyse des Einflusses der auf Mikroebene induzierten thermischen Spannungen auf die Ermüdung des Verbundmaterials. Im Fokus standen dabei sowohl die Ermüdungserscheinungen auf der Mikroebene (Faser-Matrix-Ablösungen und Matrixrisse) als auch die makroskopisch sichtbaren Ermüdungseffekte (Degradation der mechanischen Kennwerte des UD-Verbunds). Hintergrund der Untersuchung war dabei die Untersuchung der ersten Forschungshypothese bzgl. ihrer Gültigkeit:

„Der Beitrag der auf Faser-Matrix-Ebene thermisch induzierten Spannungen zur Ermüdung eines CFK-Laminats unter zyklischer Temperaturbelastung ist – unter Berücksichtigung der Streuung der Kennwerte – signifikant.“

Angeichts der Erkenntnisse, die in den bisherigen experimentellen Untersuchungen gewonnen wurden, können die zu Beginn des Kapitels gestellten Fragen wie folgt beantwortet werden:

- Die thermische Zyklierung mit 1000 Zyklen zwischen 293 K und 90 K induziert nur vereinzelte Faser-Matrix-Ablösungen und Matrixrisse in einem UD-Verbund aus IM7/Epoxid.
- Die thermische Zyklierung mit 1000 Zyklen zwischen 293 K und 90 K ruft in einem UD-Verbund aus IM7/Epoxid keine signifikante Degradation der Materialkennwerte hervor.

Für das untersuchte Material IM7/Epoxid muss die obige Hypothese für die untersuchte thermische Zyklierung im Bereich von 293 K und 90 K mit bis zu 1000 Zyklen als falsifiziert betrachtet werden. Denn die Versuchsergebnisse zeigen nur eine vereinzelte Ausbildung von Faser-Matrix-Ablösungen und Matrixrissen durch die thermische Zyklierung, wodurch keine Degradation der UD-Verbundkennwerte herbeigeführt wird. Insofern sind die Ergebnisse der quasi-statischen Prüfung und der mikroskopischen Untersuchung konsistent. Die fehlende Degradation der Materialparameter durch die Belastung mit 1000 thermischen Zyklen deckt sich außerdem mit den Erkenntnissen zum mechanischen Ermüdungsverhalten des Materials. Die Wöhlerlinien des Verbunds für mechanische Lasten, gezeigt in Kapitel 9, sind sehr flach. Eine zyklische mechanische Belastung setzt demnach die Festigkeit des Materials nur geringfügig herab. Für Belastungen in Faserrichtung verläuft die Wöhlerlinie sogar im Streuband der quasi-statischen Festigkeit, so wie es auch für die thermische Zyklierung bis 1000 Zyklen beobachtet wird. Ein kausaler Zusammenhang zwischen der flachen Wöhlerlinie unter mechanischer Last und der frühestens nach 1000 Zyklen einsetzenden Schädigung unter thermischer Belastung ist sehr wahrscheinlich. Eine durch mehr als 1000 thermische Zyklen herbeigeführte Matrixrissbildung und Materialdegradation kann nicht ausgeschlossen werden. Deshalb ist die aufgestellte Forschungshypothese nur für den untersuchten Temperatur- und Zyklenbereich als falsifiziert anzusehen. Eine höhere Anzahl thermischer Zyklen – z.B. im Bereich 10^5 oder 10^6 – kann durchaus zu einer vermehrten Ausbildung von Matrixrissen führen, die sich ab einer bestimmten Rissdichte auch makroskopisch in Form einer Degradation der mechanischen Kennwerte auswirken.

5 Modellierung der mikromechanischen Ermüdungsphänomene

Bei den in Kapitel 4 beschriebenen experimentellen Untersuchungen an thermisch zyklerten UD-Verbunden konnten in dem untersuchten Temperatur- und Zyklenzahlbereich keine signifikanten Schädigungen beobachtet werden. Mithilfe geeigneter Modelle lassen sich aber Simulationen durchführen, mit denen das mikromechanische Ermüdungsverhalten des thermisch zyklerten Verbunds über die Grenzen des Experimentalprogramms hinaus untersucht werden kann. Unter Anwendung von Homogenisierungsmethoden können zudem die makroskopischen Auswirkungen der beobachteten Schäden bestimmt werden. Werden zusätzlich die im Modell unter thermischer und mechanischer zyklischer Last beobachteten lokalen Schädigungsvorgänge einander gegenübergestellt, können Gemeinsamkeiten und Unterschiede herausgearbeitet und so die zweite Forschungshypothese

„Die Schadensmodi und Schädigungsmechanismen sind bei zyklischer thermischer und bei zyklischer mechanischer Belastung die gleichen. Aufgrund des abweichenden inneren Spannungszustands entstehen jedoch Unterschiede im Schadensbild und in der Schadensentwicklung.“

überprüft werden. Dieses Kapitel widmet sich daher der mikromechanischen Ermüdungsmodellierung, die die Basis für die simulationsseitige Untersuchung dieser Hypothese bildet. Das Modell muss die Matrixrissbildung, ausgehend vom Faser-Matrix-Interface, abbilden können, da dies der erwartete Schadensmodus bei thermischer und mechanischer zyklischer Belastung ist. Dafür ist die Berücksichtigung der materiellen Inhomogenität des UD-Verbunds im Modell, d.h. ein Modellieren der Verbundbestandteile notwendig. Die Verwendung von repräsentativen Volumenelementen (RVE) ist eine gängige Methode für die progressive Schädigungsanalyse unter quasi-statischer Belastung [38, 39, 52, 117, 163, 165, 174, 175]. Sowohl die Frage nach einem für die Untersuchungen in der vorliegenden Arbeit geeigneten RVE als auch die Auswahl und Implementierung adäquater Materialmodelle werden in diesem Kapitel behandelt. Der darauf basierende Ablauf einer progressiven Schädigungs- und Ermüdungsberechnung wird in Abbildung 5.1 dargestellt. Die Berechnung erfolgt transient entlang der zyklischen Lasthistorie. Die Belastungsgeschwindigkeit ist für die untersuchten quasi-statischen und zyklischen Lastfälle ausreichend gering, um Trägheitseffekte vernachlässigen zu können. Während der transienten Berechnung wird jeder Lastzyklus detailliert inkrementiert. Innerhalb dieser Lastinkremente wird die Lösung im iterativen Lösungsprozess bestimmt. Jedes Inkrement beginnt mit der Spannungsberechnung, basierend auf den entsprechenden konstitutiven Modellen. Es folgt eine Versagensbewertung mit anschließender Materialdegradation, sofern für das Material über das Versagenkriterium eine Schadensinitiierung detektiert wird. Anders als bei Krause [92, 93] kann somit das Festigkeitsversagen innerhalb eines Zyklus einer zyklischen Belastung berücksichtigt werden. Da ein Festigkeitsversagen und die Schädigung innerhalb eines Zyklus zu Spannungsumlagerungen und dadurch zu Spannungskonzentrationen in benachbarten Materialpunkten führt, ist dieser Teil des Algorithmus für die korrekte Abbildung der Beanspruchungen innerhalb eines Zyklus notwendig. Das Vorhandensein oder Fehlen dieses Aspekts kann demnach signifikante Auswirkungen auf das Ergebnis der Ermüdungsberechnung haben (Ausführungen dazu folgen in Abschnitt 5.3.2). Wenn noch kein vollständiger Belastungszyklus berechnet ist, startet das nächste Lastinkrement. Wird ein Lastzyklus vervollständigt, beginnt für jeden Materialpunkt die Ermüdungsbewertung, die ggf. erneut zur Materialdegradation führen kann. Diese Bewertung erfolgt wieder anhand des für

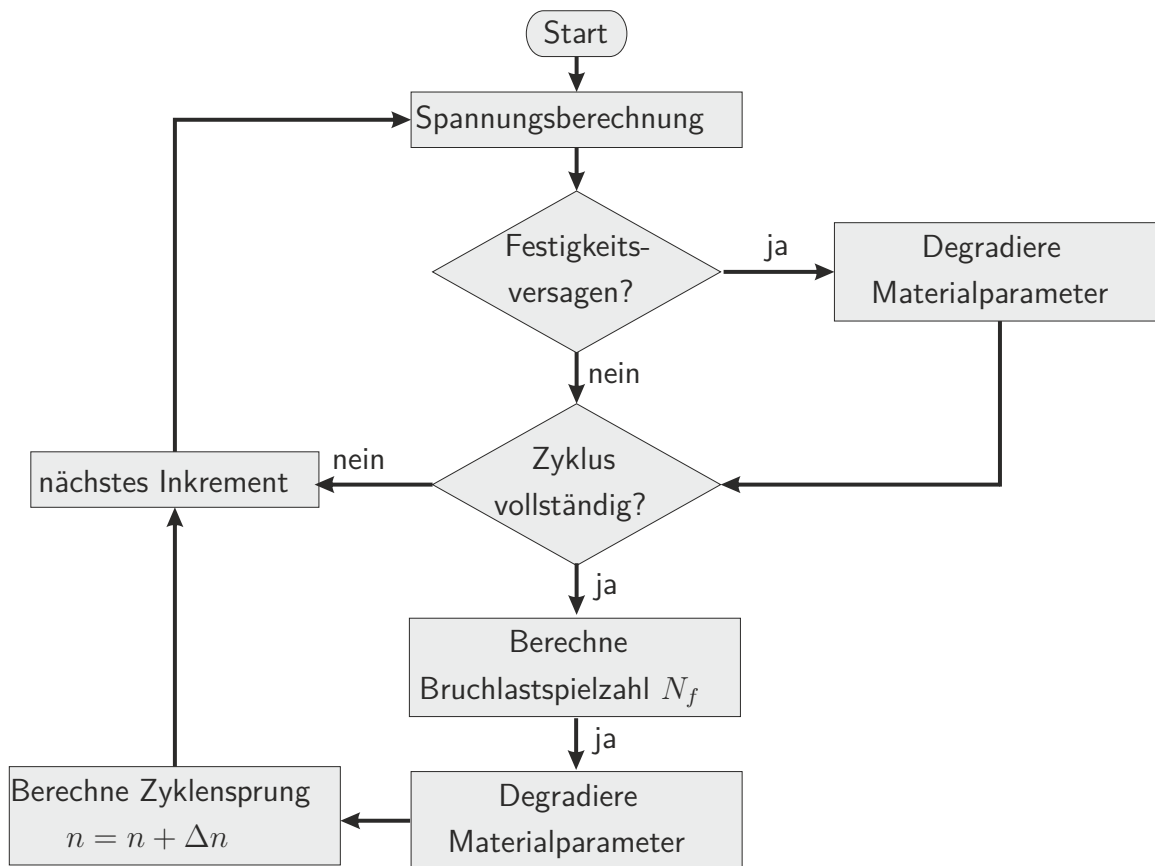


Abbildung 5.1: Flussdiagramm des Ermüdungsschädigungsmodells

die jeweilige Verbundkomponente hinterlegten Materialmodells. Wird die Berechnung eines quasi-statischen Lastfalls durchgeführt, wird diese nach Aufbringung der geforderten Last beendet. Handelt es sich um eine zyklische Analyse, wird sie mit dem nächsten Lastzyklus fortgesetzt. Aus Effizienzgründen ist es üblich, nicht jeden einzelnen Zyklus der Lasthistorie zu berechnen, sondern die Anzahl der gerechneten (virtuellen) Zyklen mithilfe eines Zyklensprungalgorithmus zu begrenzen. Ausführungen zu diesem Aspekt folgen in Abschnitt 5.3.2.

Der Programmablauf in Abbildung 5.1 ist prinzipiell allgemeingültig. Je nach Material kann die Berücksichtigung weiterer Phänomene erforderlich sein. So kommt z.B. in dem Ablauf zur makromechanischen Lebensdauerberechnung in Abbildung 8.1 in Kapitel 8.1 das Modul „Graduelle Degradation“ hinzu.

Um die genannten Phänomene in mechanisch und thermisch zyklerten Verbunden abzubilden, ist vor allem eine adäquate Modellierung des Matrixmaterialverhaltens relevant. Daher liegt der Fokus der Materialmodellierung, die in den Abschnitten 5.2 und 5.3 diskutiert wird, auf der Beschreibung des Matrixverhaltens.

5.1 Mikromechanische Modellierung mit repräsentativen Volumenelementen

In mikromechanischen Berechnungen von FVK wird der unidirektionale Verbund nicht homogenisiert betrachtet, sondern die Materialbestandteile – Faser, Matrix und ggf. Interface – modelliert. Die mikromechanische Modellierung erfolgt Finite Elemente (FE)-basiert mithilfe von Repräsentativen Volumenelementen (RVE). RVE sind Stand der Forschung zur Bestimmung homogenisierter Verbundkennwerte oder effektiver Spannungen [40, 112, 116, 121, 144, 165]. Ziel dieser mikromechanischen Untersuchungen ist die Vorhersage der homogenisierten Steifigkeiten und Festigkeiten

des Verbundmaterials. Es werden aber auch die Matrixrissentwicklung und der Einfluss verschiedener Parameter auf eben diese studiert (z.B. [38, 39, 84, 92, 93, 124, 163, 165, 174, 175]). Die meisten Berechnungen am RVE werden bisher zur Vorhersage des Verbundverhaltens unter quasi-statischen Belastungen durchgeführt. Eine Übertragung auf zyklische mechanische Belastungen erfolgte erstmals durch Krause [92, 93].

Die in der bisherigen Forschung verwendeten RVE sind sehr vielschichtig. Sie unterscheiden sich vor allem hinsichtlich geometrischer Aspekte wie der abgebildeten Faserarchitektur und der RVE-Größe, aber auch bzgl. der verwendeten Randbedingungen. Diese müssen die Hill-Bedingung [69] erfüllen. Homogene Verschiebungs- [176] und homogene Spannungsrandbedingungen [143] können dies leisten, liefern aber i.d.R. eine Über- bzw. eine Unterschätzung der homogenisierten Kennwerte [69, 104, 187]. Da sie eine besser Abschätzung ermöglichen [104, 184], werden in der vorliegenden Arbeit periodische Randbedingungen eingesetzt.

Als weitere Anforderung wird von einem RVE verlangt, *repräsentativ* zu sein. Das heißt, es muss jedes mögliche Merkmal der Mikrostruktur in einer statistisch homogenen Verteilung aufweisen [187]. Die Rasterelektronenmikroskopie (REM)-Aufnahme in Abbildung 4.10 in Kapitel 4 zeigt eine sehr unregelmäßige, zufällige Anordnung der Fasern, die sich von Ausschnitt zu Ausschnitt ändert. Dass ein Abbilden der tatsächlichen Mikrostruktur für ein Bauteil nicht möglich ist, liegt also auf der Hand. Deshalb wird mit mehr oder weniger starken Vereinfachungen an die Modellierung der Faseranordnung herangegangen. Einige Forscher vernachlässigen den stochastischen Aspekt der Faserverteilung und nehmen eine regelmäßige, periodische Anordnung der Fasern an. Die am meisten verwendeten regelmäßigen Anordnungen sind die quadratische Anordnung [12, 13, 38, 39, 131] und die hexagonale Anordnung [38, 39, 52, 84, 112]. Um den stochastischen Charakter der Faserarchitektur abzubilden, entwickeln und nutzen Forscherinnen und Forscher Algorithmen, die ein RVE mit zufälliger Faserverteilung generieren [16, 38, 124, 144, 145, 163, 165, 174, 175]. Zum Teil werden dafür Informationen über die statistische Verteilung der Fasern aus REM-Aufnahmen extrahiert [75, 184]. Oft bleibt die modellierte Morphologie auch bei randomisierter Faserverteilung weiterhin periodisch, um das Aufbringen periodischer Randbedingungen zu erleichtern. Die mit den genannten Faseranordnungen – quadratisch, hexagonal, randomisiert – berechneten homogenen Steifigkeiten im linear-elastischen Bereich nehmen i.d.R. ähnliche Werte an [38, 75]. Wesentlich stärker ist der Einfluss der Faserarchitektur auf die vorhergesagte Versagensinitiierung. Dabei ist vor allem relevant, ob eine regelmäßige oder eine unregelmäßige Faseranordnung betrachtet wird. Bei einer unregelmäßigen Faserverteilung treten wesentlich geringere Abstände zwischen den Fasern auf, die kritische Positionen für die Versagensinitiierung darstellen. So sind die mithilfe unregelmäßiger Morphologie ermittelten homogenisierten Festigkeiten – insbesondere quer zur Faserrichtung – durchweg geringer als die mittels regelmäßiger Faserverteilung berechneten [37, 38, 75]. Oft liegen die auf Basis der unregelmäßigen Morphologie berechneten Festigkeiten zudem unter den experimentell ermittelten Werten [38, 163, 165]. Gemäß Huang et al. [75] treten die mittels FEM berechneten Spannungsüberhöhungen zwischen eng benachbarten Fasern in der Realität jedoch nicht auf, da sie durch plastische Effekte oder durch das Interface abgeschwächt werden. Insgesamt stellt Ernst [38] für zufällige Faserverteilungen eine sehr hohe Sensitivität der Verbundfestigkeitsvorhersage gegenüber der Matrixfestigkeit fest. Die Ergebnisse der RVE mit regulärer Faseranordnung bewertet er als vielversprechender. Dennoch existieren Vorhersagen mittels randomisierter Faseranordnung, die den experimentell ermittelten Quer- und Schubfestigkeiten des Verbunds sehr nahekommen [163, 165]. Neben einem elasto-plastischen Materialgesetz bedienen sich diese Modelle einer z.T. recht aufwendigen Interface-Modellierung [163]. Die Kennwerte für das Interface-Modell werden dabei über *Reverse-Engineering* so bestimmt, dass ausgewählte homogenisierte Parameter gut abgebildet werden.

Hinsichtlich der Forderung nach Repräsentativität spielt die Gesamtgröße des RVEs insbesondere bei zufälliger Faseranordnung eine wichtige Rolle. Es muss groß genug sein, um alle möglichen Heterogenitätsmerkmale der Mikrostruktur zu enthalten, aber gleichzeitig klein genug, um auf Makroebene noch als Materialpunkt angesehen werden zu können [187]. Bei RVE mit regelmäßiger Morphologie ist die Größenfrage einfach zu beantworten: Da die Mikrostruktur als regelmäßig periodisch angenommen wird, sind in der kleinsten sich wiederholenden Einheit (Einheitszelle) alle Heterogenitätsmerkmale enthalten. Regelmäßige RVE können damit wesentlich kleiner gewählt werden, als es für randomisierte RVE unter der Maßgabe der Repräsentativität zulässig ist. Aufgrund des geringeren Rechenaufwands wird generell eine möglichst geringe RVE-Größe angestrebt. Zur Vergleichbarkeit von RVE mit verschiedenen Faserdurchmessern wird die RVE-Abmessung oft als Vielfaches ξ des Faserradius genannt oder es wird die Anzahl von Fasern im RVE angegeben. Die Mindestgröße eines RVEs ist abhängig vom Ziel der Untersuchung. Sollen lediglich die effektiven Steifigkeiten des Verbunds bestimmt werden, genügt ein kleineres RVE als für die Untersuchung nichtlinearer Phänomene wie Schädigung [170].

Die Vorteile eines RVEs mit regelmäßiger Faseranordnung liegen auf der Hand: Es kann eine wesentlich geringere RVE-Größe gewählt werden, was aufgrund des geringeren Rechenaufwands die Durchführung zyklischer Berechnungen oder umfangreicher Parameterstudien begünstigt. Die geringere geometrische Komplexität erlaubt zudem eine bessere Geometriediskretisierung. Zum Teil wird für eine adäquate Vernetzung der Faserzwischenräume der kleinstmögliche Abstand zwischen benachbarten Fasern, der in einem unregelmäßigen RVE auftreten darf, beschränkt [37, 117, 126]. Ein typischer Wert ist 7 % des Faserradius. Zudem erfordert die Berücksichtigung der zufälligen Faserverteilung eine statistische Betrachtung der Ergebnisse. Denn auch wenn der Mittelwert der berechneten effektiven Kennwerte mehrerer RVE mit zunehmender RVE-Größe schneller konvergiert [38], müssen dennoch genügend RVE-Rechnungen vorliegen, um eine statistisch abgesicherte Aussage über die homogenisierten Kennwerte treffen zu können. Auch bei den größeren RVE von Ernst [38] (36 Fasern) müssen bis zu 100 verschiedene Faseranordnungen für eine RVE-Konfiguration gerechnet werden. Melro et al. [117] ermitteln die Mittelwerte der homogenisierten Eigenschaften aus 250 verschiedenen Faserverteilungen. Eine solch hohe Anzahl von Rechnungen ist für eine progressive Ermüdungsschädigungssimulation nicht praktikabel, sodass die Auswertung nicht statistisch repräsentativ erfolgen kann. Dem gegenüber steht das Argument, dass eine regelmäßige Faseranordnung per Definition nicht repräsentativ für die in der Realität auftretende zufällige Faserverteilung ist. Dennoch wird für die Untersuchungen in der vorliegenden Arbeit ein RVE mit einer hexagonalen Faseranordnung genutzt, um verschiedene Ansätze der Materialmodellierung zu vergleichen und zu bewerten. Auch werden an dem hexagonalen RVE (HexRVE) die grundlegenden Mechanismen und mikromechanischen Vorgänge bei der Schädigung durch thermische und mechanische zyklische Belastungen analysiert. Weitere Berechnungen werden an randomisierten RVE durchgeführt, um Effekte aufzudecken, die ggf. erst in einer unregelmäßigen Faserarchitektur auftreten. Hierbei geht es lediglich um qualitative Aspekte. Quantitative Aussagen sind erst nach einer statistischen Absicherung der Ergebnisse durch die entsprechende Anzahl von Rechnungen möglich. Auf beide RVE werden über den von Krause [93] implementierten Algorithmus periodische Randbedingungen aufgebracht.

Ein weiteres Unterscheidungsmerkmal der in der Literatur verwendeten RVE für Faserverbunde sind die abgebildeten Materialphasen. Faser und Matrix werden in allen RVE zur Berechnung von FVK modelliert. Neben diesen Phasen geht der aktuelle Forschungsstand von der Existenz eines Interface oder einer Interphase zwischen Faser und Matrix aus. Damit wird ein Bereich zwischen Faser und Matrix bezeichnet, der eine Dicke im Submikrometer- oder Nanobereich [185] (Wu et al. [185] messen an der T300-Faser 200 nm) hat und dessen chemische und mechanische Eigenschaften sich sowohl von der Faser als auch von der Matrix unterscheiden [79, 185]. Einige Forschungsgruppen

schreiben ihr eine wichtige Rolle bei der Versagensinitiierung und der Schädigungsentwicklung in FVK zu und bilden sie im Modell zumeist über kohäsive Ansätze ab [145, 163, 165, 175]. Aufgrund der Verwendung solcher Ansätze und der geringen Dicke der Grenzfläche hat sich zumeist der Begriff *Interface* durchgesetzt. Vereinzelt wird auch ein dreidimensionales Kontinuum zwischen Faser und Matrix modelliert [92, 93] oder eine solche Modellierung mit einem kohäsiven Ansatz kombiniert [163]. Dann taucht auch der Begriff der *Interphase* auf, da die Ausdehnung der Zwischenphase geometrisch modelliert wird. Eine Besonderheit stellt dabei das Modell von Sun et al. [163] dar. Sie modellieren eine *Interphase* mit diskreter Dicke über einen dreidimensionalen kontinuumsmechanischen Ansatz, dessen elastische und Festigkeitskennwerte auf Basis der Faser- und Matrixkennwerte sowie molekulardynamischer Simulationen abgeschätzt werden. Zwischen dieser *Interphase* und der Faser wird über kohäsive Kontakte ein zusätzliches *Interface* eingebracht, um die Versagensinitiierung abzubilden.

Die grundlegende Formulierung der kohäsiven Modelle – ob mit kohäsiven Kontakten oder kohäsiven Elementen – ist in allen Modellen identisch. Die größte Herausforderung liegt in der Bestimmung der *Interface*-Kennwerte. Diese sind die *Interface*-Steifigkeit, die *Interface*-Festigkeits- und die Bruchenergien. Die *Interface*-Steifigkeit wird i.d.R. so hoch gewählt, dass eine Verschiebungscompatibilität zwischen Faser und Matrix gewährleistet ist [163, 165, 174, 175]. Sie stellt damit keinen Materialkennwert im engeren Sinne, sondern vielmehr einen numerischen Penalty-Parameter dar. Dem gegenüber steht die Untersuchung von Riaño et al. [145], in der mittels Rasterkraftmikroskopie (*engl.: atomic/scanning force microscopy*) (AFM) die E-Moduln in Faser, Matrix und *Interface* gemessen werden. Die Messungen ergeben für das *Interface* einen geringeren E-Modul als für die Matrix. Die *Interface*festigkeiten und die Bruchenergien werden in den meisten Ansätzen entweder angenommen oder durch Variation und Abgleich der mikromechanischen Simulationsergebnisse mit experimentellen Verbunddaten im *Reverse-Engineering*-Ansatz bestimmt [163, 165, 174, 175]. Naya et al. [124] und Tan et al. [165] messen die *Interface*-Schubfestigkeit bei Push-in-Versuchen. Für die anderen *Interface*kennwerte treffen auch sie Annahmen.

Der *Reverse-Engineering*-Ansatz reduziert die zur Verfügung stehenden Validierungsdaten, da die Versuchsergebnisse ausgewählter Lastfälle (zumeist Querdruck und Querkzug) zur Kalibrierung der *Interface*-Eigenschaften herangezogen werden. Wie Abbildung 5.2(a) zeigt, ist die Vorhersagequalität verschiedener mikromechanischer Modelle mit *Interface* sehr unterschiedlich. Allein das Modell von Sun et al. [163] erzielt eine gute Vorhersage (relativer Fehler unter 10 %) für *alle* Querkzugfestigkeiten, wobei nur die Schubfestigkeit als Validierungsparameter gewertet werden kann, da Querdruck- und Querkzugfestigkeiten zur Kalibrierung des *Interface* herangezogen werden. Die Vorhersagequalität der Querkzugfestigkeiten von Modellen, die kein *Interface* berücksichtigen [39, 52, 112, 126, 142], ist insgesamt betrachtet nicht wesentlich schlechter, s. Abbildung 5.2(b).

Die *Interface*-Modellierung kann nur dann zur Verbesserung der Modellqualität beitragen, wenn die *Interface*-Kennwerte anhand von Experimenten auf Mikroebene kalibriert werden. Stattdessen bringt ein *Interface*-Modell ohne diese mikromechanische Kalibrierung einen zusätzlichen Unsicherheitsfaktor in das Modell, da dann nicht alle *Interface*-Kennwerte direkt bestimmbar sind. Durch eine indirekte Kalibrierung anhand makromechanischer Versuchsdaten werden die zur Verfügung stehenden Validierungsdaten reduziert und die Möglichkeit, die Modelle für die Vorhersage der effektiven Verbundkennwerte zu nutzen, entfällt. Eine *Interface*-Modellierung erscheint daher erst sinnvoll, wenn mikromechanische Experimente zur Verfügung stehen, anhand derer die *Interface*-Parameter kalibriert werden können. Eine solche experimentelle Basis können z.B. Pull-out-[34, 57, 109], Push-out-[44] und Peel-off-Versuche [7] liefern. Da diese für das untersuchte Materialsystem zum Zeitpunkt der vorliegenden Untersuchungen nicht zur Verfügung stehen, wird auf eine *Interface*-Modellierung verzichtet. Demnach sind nur für die Kohlenstofffaser und für die Epoxidmatrix Materialmodelle erforderlich. Diese werden in den Kapiteln 5.2 und 5.3 diskutiert. Im Folgenden werden die in der vorliegenden Arbeit verwendeten RVE mit hexagonaler und zufälliger Faseranordnung vorgestellt.

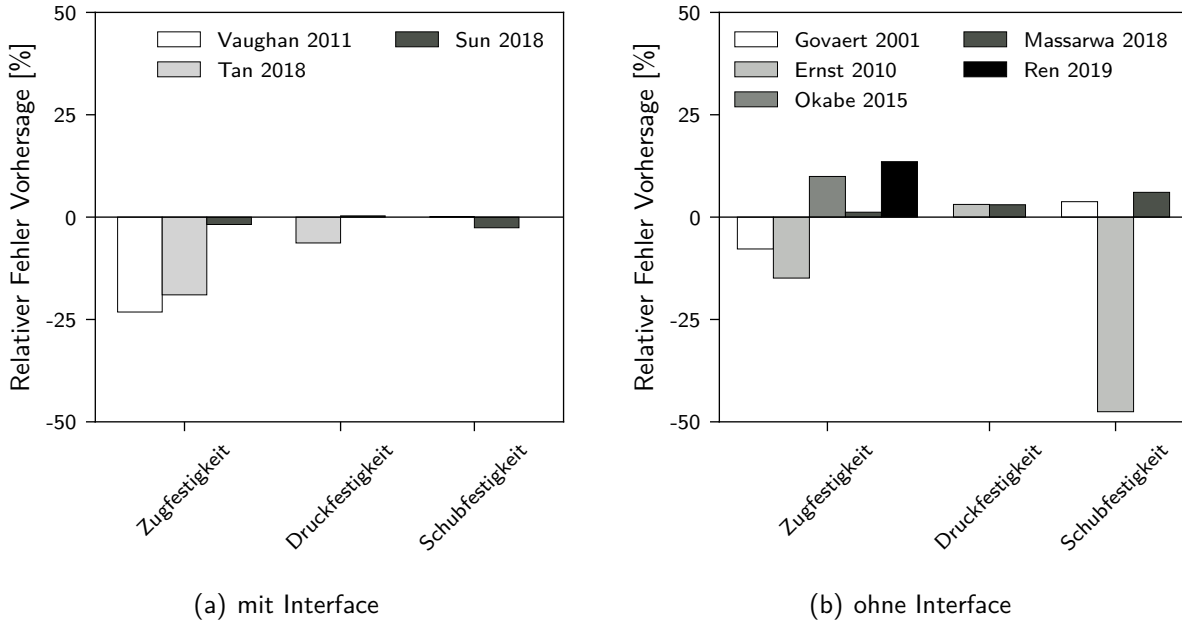


Abbildung 5.2: Vorhersagequalität mikromechanischer Modellierungen für die Querfestigkeiten von UD-Verbunden, (a) mit Interface und (b) ohne Interface

RVE mit hexagonaler Faseranordnung

Abbildung 5.3 zeigt schematisch eine regelmäßige, hexagonale Faseranordnung und das sich daraus ergebende RVE-Modell. Da periodische Randbedingungen aufgebracht werden, kann das Modell nicht auf die kleinste repräsentative Einheit (rote Umrandung) reduziert werden. Für das Aufbringen periodischer Randbedingungen wird eine periodische Struktur benötigt, weshalb das HexRVE aus vier Einheitszellen besteht. Der Faserdurchmesser ist für alle Fasern identisch und dem Datenblatt in Anhang A zu entnehmen. Der Faservolumengehalt der experimentell untersuchten Verbunde streut zwischen 54 % und 67 % und erreicht im Mittel 62 %. Dieser Mittelwert ist für das HexRVE in Abbildung 5.3 realisiert. Mit Faserdurchmesser ($d = 5,2 \mu\text{m}$) und Faservolumengehalt (62 %) ergeben sich die äußeren Abmessungen a und b des HexRVEs aus

$$b = \frac{d}{2} \cdot \sqrt{\frac{2\pi}{\tan 30^\circ \cdot FVG}} \quad (5.1)$$

$$a = b \cdot \tan 30^\circ$$

Die Abmessung des HexRVEs in Faserrichtung wird entsprechend der geforderten Netzfeinheit so gewählt, dass sich das HexRVE in Faserrichtung, unter Berücksichtigung eines Elementseitenverhältnisses von ungefähr eins, mit drei Elementen vernetzen lässt. Für die Vernetzung in der Faser-Matrix-Ebene hat sich eine Vorgabe von 180 Elementen um den Faserumfang als geeigneter Kompromiss aus Genauigkeit und Rechenzeit bewährt. Das ergibt eine Elementgröße von $0,09 \mu\text{m}$, die auch für die Vernetzung der Matrix vorgegeben wird. Die Abweichung der mit dieser Vernetzung berechneten Querkzugfestigkeit im Vergleich zu dem Ergebnis einer Rechnung mit 240 Elementen um den Faserumfang (Elementgröße $0,068 \mu\text{m}$) beträgt lediglich 2 %. Dieser geringen Abweichung steht eine Rechenzeitreduktion um 44 % bzgl. der feineren Vernetzung bei ansonsten gleichen Bedingungen gegenüber.

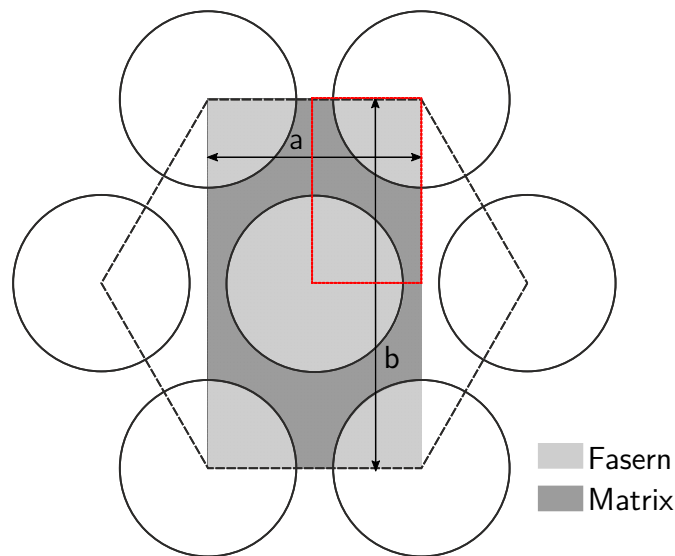
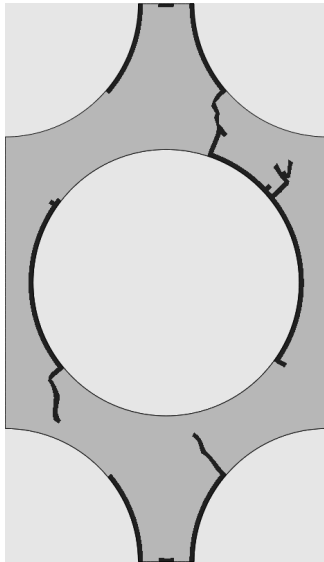


Abbildung 5.3: Repräsentatives Volumenelement einer hexagonalen Faseranordnung mit 62 % Faservolumengehalt; rote Umrandung zeigt kleinste repräsentative Einheit

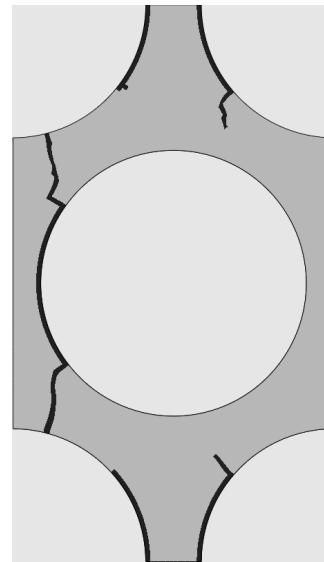
Aufgrund der symmetrischen Morphologie der hexagonalen Faseranordnung erzeugt eine symmetrische Belastung eine symmetrische Spannungsverteilung in der Matrix. Dies führt zur Schadensinitiation an allen geometrisch kritischen Positionen. Dadurch bilden sich unter Querkzugbelastung zwei parallele, entlang der mittleren Faser verlaufende Risse aus, s. Abbildung 5.4(a). Experimentell wird für unter Querkzug belastete UD-Verbunde jedoch die Ausbildung eines Einzelrisses beobachtet (u.a. in [45]), s. Abbildung 5.5. Durch die zufällige Faseranordnung entstehen lokal unterschiedlich hohe Spannungsspitzen. An der kritischen Position mit der höchsten Spannungsspitze wird der Riss initiiert und wächst, getrieben von der Spannungskonzentration an der Risspitze, zu einem einzelnen Matrixriss. Um dies in einem HexRVE-Modell abzubilden, ist eine gewisse lokale Unregelmäßigkeit auch im Modell erforderlich. Da die Unregelmäßigkeit in der Geometrie durch die gewählte hexagonale Faseranordnung ausgeschlossen ist, wird die Matrixfestigkeit im Bereich von $\pm 2\%$ der nominellen Festigkeitskennwerte lokal variiert. Somit findet die Versagensinitiation nicht mehr an allen ehemals kritischen Positionen statt. Stattdessen beginnt die Matrixschädigung zunächst an *einer* Stelle, die aufgrund der Kombination aus hohen Spannungen und (zufällig) niedriger Festigkeit kritisch ist, und es kann sich ein dominanter Matrixriss ausbilden, s. Abbildung 5.4(b). Auch wenn es im Modell vor Ausbildung des Hauptrisses zu weiteren lokalen Schäden kommt, die nicht in dessen unmittelbarer Nähe auftreten, kann das Rissbild dennoch als von einem Riss dominiert angesehen werden. Die Streuung der Matrixfestigkeit wird nicht größer als $\pm 2\%$ gewählt, da diese ausreichend Imperfektion in das Modell einbringt ohne dabei die homogenisierte Festigkeit des UD-Verbunds relevant zu beeinflussen.

RVE mit zufälliger Faseranordnung

Das randomisierte RVE basiert auf den Arbeiten von Krause [92, 93]. Ein Modellgenerator platziert Fasern mit definiertem Durchmesser, der im Bereich von $\pm 5\%$ streut [93], randomisiert mit vordefiniertem Faservolumengehalt im RVE. Abbildung 5.6 zeigt ein RVE mit einem Faservolumengehalt von 62 %. Nach Krause [93] haben sich für die äußeren Abmessungen eines RVE in der Faserquerschnittsebene $50\,\mu\text{m}$ als geeignet für die Ermüdungsuntersuchungen erwiesen. Das entspricht etwa dem zwanzigfachen des Faserradius ($\xi = 19,2$). Bei der Festlegung der RVE-Größe muss der numerische Aufwand für die jeweilige Untersuchung berücksichtigt werden. Insbesondere bei einer Ermüdungsschädigungssimulation ist dieser sehr hoch. Zur Überprüfung der nach Krause [93] gewählten Abmessungen stellt Abbildung 5.7 die Rissbildung durch eine quasi-statische Querkzugbe-



(a) Rissbildung mit lokal identischen Festigkeitskennwerten



(b) Rissbildung mit lokal gestreuten Festigkeitskennwerten

Abbildung 5.4: Matrixrissbildung im HexRVE unter Querkzugbelastung; schwarze Bereiche kennzeichnen Matrixschädigungen

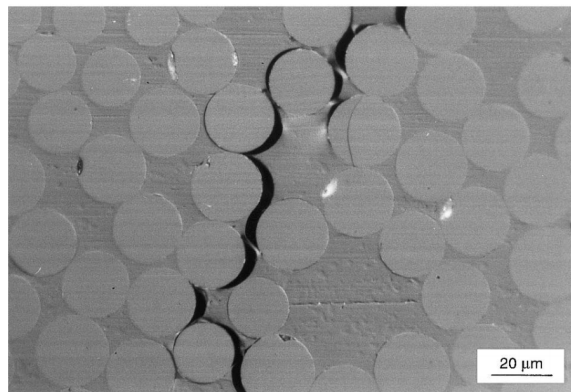


Abbildung 5.5: Fibre-matrix debonds coalescence into longer transverse cracks (dt.: Faser-Matrix-Ablösungen bilden einen Matrixriss) aus [45], Abbildung 7b

lastung in einem RVE mit $\xi = 19,2$ der Rissbildung in einem RVE mit doppelter Größe gegenüber. Beide RVEs haben einen Faservolumengehalt von 58 %. Die Rissbilder unterscheiden sich qualitativ nicht voneinander. In beiden Fällen bildet sich ein dominanter Riss aus, der quer zur Belastungsrichtung entlang der Fasern durch das RVE verläuft. Auch auf das globale Verhalten hat die Variation der RVE-Größe im untersuchten Bereich keinen Einfluss: Die effektive Steifigkeit der beiden RVEs unter Querkzugbelastung ist identisch, wie der gleiche Anstieg der Spannungs-Dehnungs-Kurven in Abbildung 5.8 zeigt. Die effektive Festigkeit der beiden RVEs unterscheidet sich nicht signifikant um lediglich 0,3 %. Dies liegt im erwarteten Rahmen, da beide RVEs eine unterschiedliche (eben zufällige) Fasermorphologie aufweisen. Aus diesem Grund müssen für statistisch abgesicherte, quantitative Bestimmungen der homogenisierten Kennwerte mittels randomisierter RVEs zahlreiche Realisierungen der Faserverteilung berechnet werden. Die Konvergenz der homogenisierten Kennwerte mit der RVE-Größe kann jedoch bereits auf Basis der beiden in Abbildung 5.7 gezeigten Realisierungen angenommen werden.

Das Ausbilden des einzelnen dominanten Matrixrisses im RVE, d.h. die Risslokalisierung, widerspricht der Forderung nach statistischer Homogenität und könnte damit die Repräsentativität des RVEs ein-

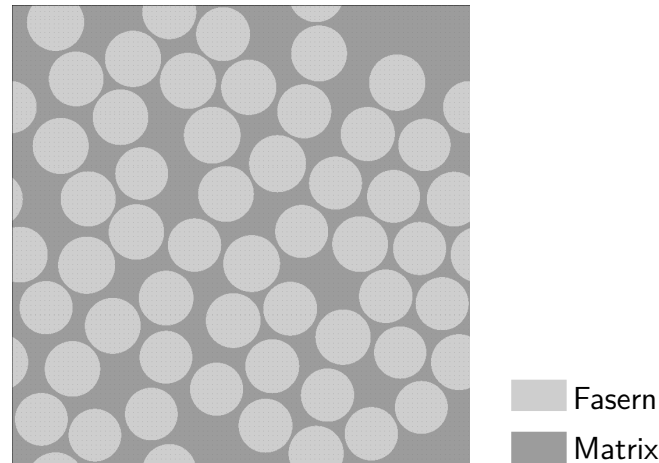


Abbildung 5.6: Repräsentatives Volumenelement mit 62 % Faservolumengehalt; der Faserdurchmesser der IM7-Fasern variiert innerhalb $(5,2 \pm 5 \%) \mu\text{m}$

Tabelle 5.1: Vorläufige Materialkennwerte des Epoxidharzes

E-Modul E	Nichtlinearitätsparameter δ	Zugfestigkeit X_m^t	Druckfestigkeit X_m^c
3458 MPa	10,6	54 MPa	81 MPa

schränken [48]. Da jedoch die homogenisierten Kennwerte mit der RVE-Größe konvergieren, kann das RVE trotz Risslokalisierung als statistisch repräsentativ bzgl. der effektiven Kennwerte angesehen werden [48].

Die Abweichung der mit dem kleinen RVE berechneten homogenisierten Kennwerte von den Ergebnissen des größeren ist für die weiteren Untersuchungen der vorliegenden Arbeit akzeptabel, vor allem wenn sie in Relation zur Rechenzeit gesetzt wird: Das größere RVE benötigt bei ansonsten gleichen Bedingungen die 4,6-fache Rechenzeit. Da bei einer Ermüdungsrechnung mehrere Lastzyklen gerechnet werden müssen, wird die Rechenzeit ein Vielfaches der Rechenzeit der quasi-statischen Analyse betragen und die höhere Rechenzeit des größeren RVEs demnach noch mehr ins Gewicht fallen. Deshalb werden alle weiteren Untersuchungen an randomisierten RVE mit einer RVE-Größe von $\xi = 19,2$ durchgeführt. Die Übertragbarkeit auf zyklische Lasten wird angenommen, da die Schädigungsmechanismen vergleichbar sind. Der Einfluss der RVE-Abmessungen auf das berechnete Schädigungsverhalten ist Teil der Voruntersuchungen und wird deshalb mit den vorläufigen Materialparametern in Tabelle 5.1 durchgeführt. Die Faserkennwerte werden aus der Veröffentlichung von Kaddour und Hinton [80] entnommen.

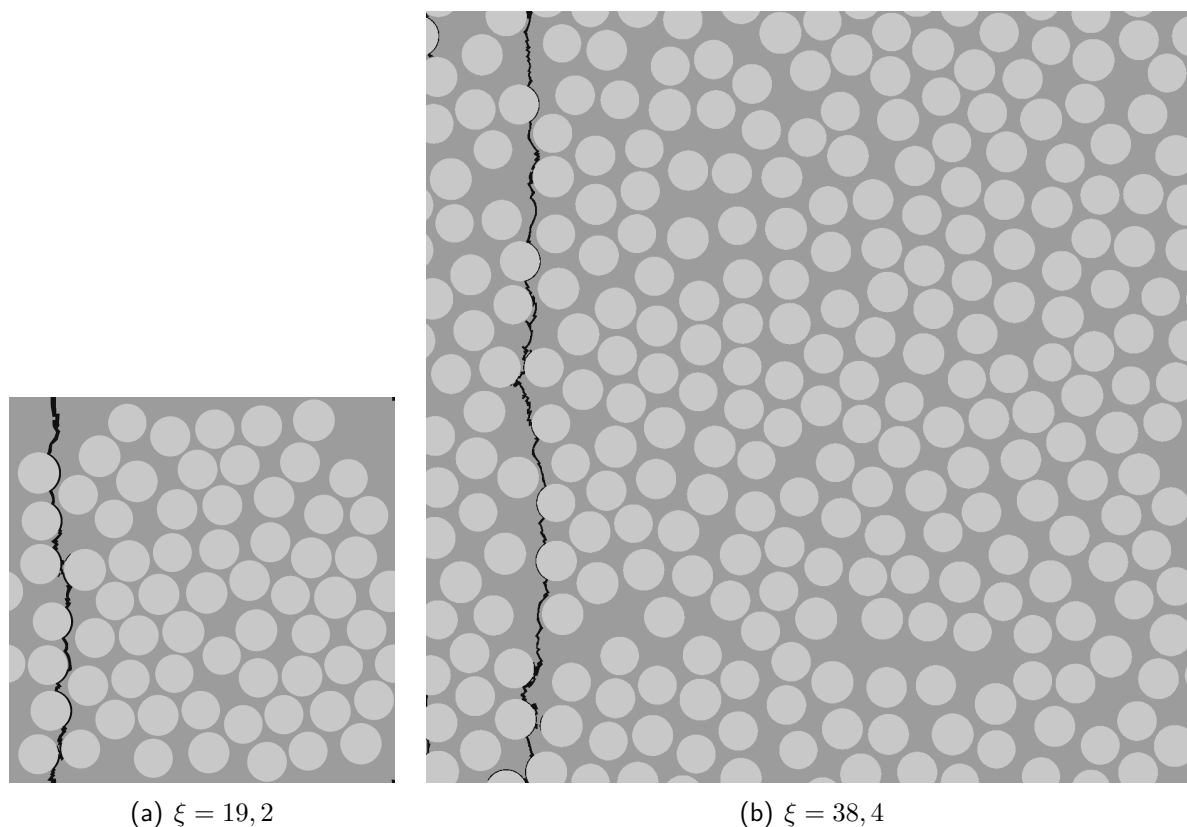


Abbildung 5.7: Matrixriss in repräsentativen Volumenelementen mit verschiedenen Abmessungen unter Querkzugbelastung; FVG beträgt 58%

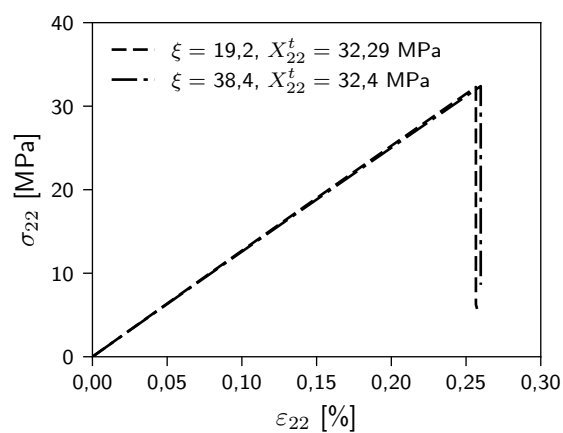


Abbildung 5.8: Effektive Spannungsantwort repräsentativer Volumenelemente mit verschiedenen Abmessungen unter quasi-statischer Querkzugbelastung

5.2 Mikromechanische Vorhersage des Materialverhaltens unter quasi-statischer Belastung

Die Berechnung des Ermüdungsverhaltens setzt eine gute modellhafte Beschreibung der Schädigungsprozesse unter quasi-statischer Belastung voraus. Daher liegt darauf der Fokus dieses Kapitels. Anhand einer Gegenüberstellung der Modellvorhersage mit entsprechenden experimentellen Daten für quasi-statische Lastfälle wird das Modell einer ersten Validierung unterzogen, bevor in Kapitel 5.3.1 die komplexere Ermüdungsschädigungsberechnung betrachtet wird. Die Validierungslastfälle repräsentieren die im Rahmen einer Materialcharakterisierung am UD-Verbund typischerweise durchgeführten Materialtests. Das beinhaltet Zug- und Druckbelastung in Faserlängsrichtung, s. Abbildung 5.9. Zur Validierung des matrixdominierten Verhaltens werden die Lastfälle Zug und Druck quer zur Faserrichtung und Schub in der Faserlängsebene (*In-plane*-Schub), s. Abbildung 5.10, untersucht. Wie bereits im vorherigen Kapitel diskutiert, bestehen die für die mikromechanischen Simulationen verwendeten RVEs aus Faser und Matrix. Ein Interface wird im Modell nicht explizit abgebildet. Für die Ableitung der Materialmodelle und die Bewertung der verschiedenen Ansätze wird aufgrund der geringeren Rechenzeit ausschließlich das Repräsentative Volumenelement mit hexagonaler Faseranordnung (HexRVE) verwendet.

Im ersten Unterkapitel wird auf die Materialmodellierung der Kohlenstofffaser eingegangen. Im weiteren Verlauf wird die Materialmodellierung des Epoxidharzes unter thermomechanischer Belastung beschrieben. Da die Berechnung der thermischen Ausdehnung über das in ABAQUS® bereits zur Verfügung stehende Materialmodell erfolgt, fokussiert sich die Materialmodellentwicklung auf das mechanische konstitutive Verhalten.

5.2.1 Materialmodell der Faser

Die mechanischen Spannungen σ_{ij} in der Faser unter thermomechanischer Belastung werden über die Gleichung 5.2 berechnet.

$$\sigma_{ij} = C_{ijkl} (\varepsilon_{kl}) \cdot (\varepsilon_{kl} - \Delta T \cdot \alpha_{kl}) \quad (5.2)$$

Darin sind ε_{ij} der Dehnungstensor und ΔT die Temperaturbelastung, aus der sich über den Tensor der Wärmeausdehnungen α_{kl} die thermische Dehnung ergibt. Die Berechnung der thermischen Dehnungen wird über das in ABAQUS® implementierte Materialmodell realisiert. Das mechanische Materialverhalten wird als benutzerdefiniertes Materialmodell (*engl.: User-Defined Material, UMAT*) für die FE-Software ABAQUS® implementiert.

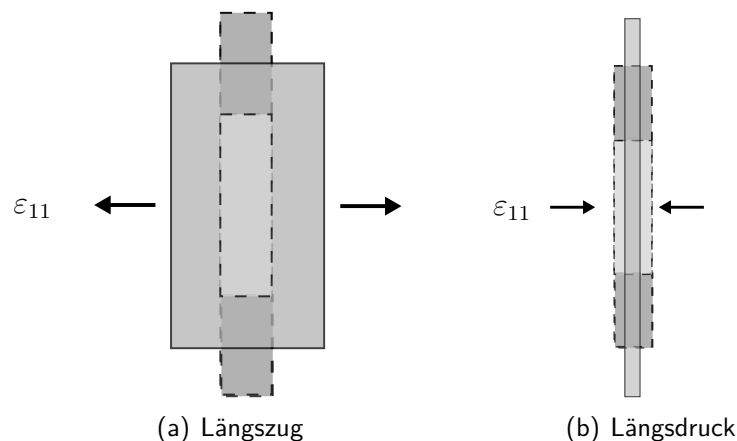


Abbildung 5.9: Faserdominierte Lastfälle für die Validierung der mikromechanischen Modellierung

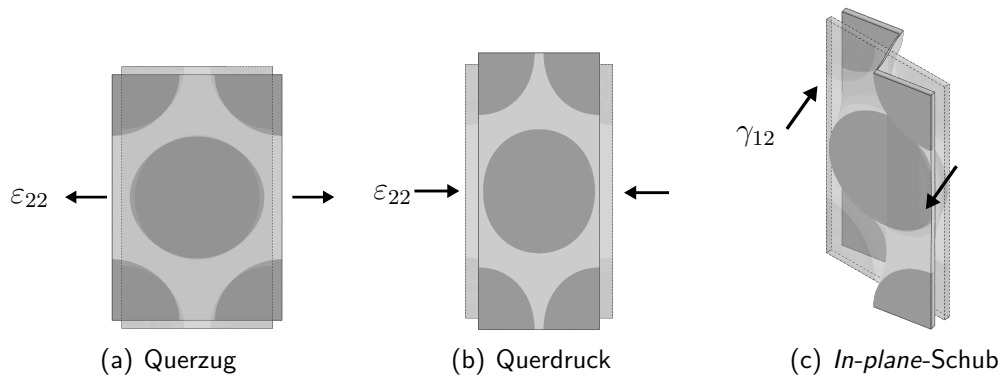


Abbildung 5.10: Matrixdominierte Lastfälle für die Validierung der mikromechanischen Modellierung

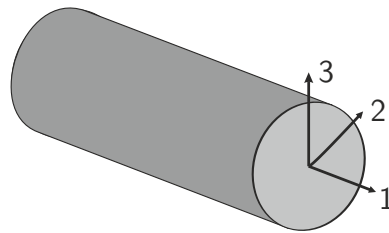


Abbildung 5.11: Materialkoordinatensystem der Kohlenstofffaser

Die Faser wird in ihrem mechanischen und thermomechanischen Verhalten als transversal-isotrop betrachtet: Die Kennwerte in Faserrichtung unterscheiden sich von denen quer zur Faser. Dabei ist die Material-1-Richtung in Faserrichtungsrichtung definiert, s. Abbildung 5.11. Die Werte für die Wärmeausdehnungen werden in Tabelle 5.2 angegeben.

Die Darstellung des Steifigkeitstensors C_{ijkl} für ein transversal-isotropes Materialverhalten findet sich in [8], S. 44f. Zur Berechnung der Steifigkeitskomponenten werden die Ingenieurkonstanten verwendet. Diese können für die Faser IM7 aus [80] entnommen werden und werden in Tabelle 5.3 zusammengefasst. Das Materialverhalten wird als linear-elastisch bis zum Bruch angesehen. Bis zum Versagenseintritt bleibt der Steifigkeitstensor demnach, unabhängig von der Beanspruchung, konstant. In den meisten mikromechanischen Modellen wird das Versagen der Faser oftmals vernachlässigt, insbesondere wenn der untersuchte Lastfall eine Querbelastung ist [12, 13, 92, 174]. In längs belasteten Verbunden, also bei Zug- oder Druckbelastung in Faserrichtung, können jedoch die Spannungen in der Faser deren Festigkeit überschreiten. Zur Detektion dieser Versagensinitiierung bietet sich ein Maximalspannungskriterium an [55], das die Spannung in Längsrichtung mit der entsprechenden Festigkeit vergleicht. Unter Zugbeanspruchung ($\sigma_{11} > 0$) tritt demnach Versagen ein, wenn die Längsspannung σ_{11} die Zugfestigkeit $X_{f,11}^t$ der Faser erreicht.

$$\frac{\sigma_{11}}{X_{f,11}^t} = 1 \quad (5.3)$$

Tabelle 5.2: Wärmeausdehnungskoeffizienten der IM7-Faser aus [80]

α_{11}	α_{22}	α_{33}
$-0,4 \cdot 10^{-6}/K$	$5,6 \cdot 10^{-6}/K$	$5,6 \cdot 10^{-6}/K$

Tabelle 5.3: Elastische Materialparameter der IM7-Faser aus [80]

E_{11} [MPa]	$E_{22} = E_{33}$ [MPa]	$\nu_{12} = \nu_{13}$ [-]	ν_{23} [-]	$G_{12} = G_{13}$ [MPa]	G_{23} [MPa]
276000	19000	0,2	0,357	27000	7000

Tabelle 5.4: Längsfestigkeiten der IM7-Faser aus [80]

$X_{f,11}^t$	$X_{f,11}^c$
5180 MPa	3200 MPa

Unter Druckbeanspruchung ($\sigma_{11} \leq 0$) wird analog dazu die Schädigung initiiert, sobald der Betrag der Längsspannung σ_{11} die Druckfestigkeit $X_{f,11}^c$ der Faser erreicht.

$$\frac{|\sigma_{11}|}{X_{f,11}^c} = 1 \quad (5.4)$$

Sobald das Versagen in der Faser initiiert wird, also das Versagenskriterium in Gleichung 5.3 oder Gleichung 5.4 erfüllt ist, werden die E-Moduln der Faser auf einen Wert von 0,1 % des entsprechenden Ausgangswerts reduziert. Damit ändern sich auch die Komponenten des Steifigkeitstensors. Der Degradationsfaktor 0,1 % hat sich für das Matrixmaterial als geeigneter Kompromiss zwischen einem guten Konvergenzverhalten der Simulation und einer realitätsnahen Abbildung des Lastumlagerungsprozesses erwiesen (vgl. Abbildung 5.33) und wird daher auch für die Degradation der Faserkennwerte angewendet. Die Festigkeitskennwerte der Faser werden in Tabelle 5.4 angegeben.

Auf Basis der sehr flachen Wöhlerlinie des in Faserrichtung getesteten UD-Verbunds (s. Kapitel 9.1) erscheint die Vernachlässigung der Ermüdungsschädigung für die Faser zulässig. Die Abbildung des Versagens unter quasi-statischer Last genügt. Des Weiteren wird für die Faser eine nur marginale Veränderung der Eigenschaften mit der Temperatur angenommen und der Temperatureinfluss daher vernachlässigt. Aus diesem Grund sind die Materialparameter in den Tabellen nur für die Raumtemperatur von $T = 293 \text{ K}$ angegeben.

5.2.2 Materialmodell des Epoxidharzes

Die Spannungsantwort des Epoxidharzes unter thermomechanischer Belastung wird über Gleichung (5.5) berechnet:

$$\sigma_{ij} = C_{ijkl}(T, \varepsilon) \cdot (\varepsilon_{kl} - \Delta T \cdot \alpha_{kl}(T)) \quad (5.5)$$

Da im Verbund lokal hohe Matrixdehnungen auftreten können, werden für die Verzerrungen ε_{kl} die Hencky-Dehnungen [123, 183] verwendet.

In dem in der vorliegenden Arbeit untersuchten Temperaturbereich von Raumtemperatur (293 K) bis 90 K muss die Temperaturabhängigkeit der thermomechanischen Kennwerte berücksichtigt werden [60, 101, 137, 138]. Deshalb sind der Steifigkeitstensor C_{ijkl} und der Tensor der Wärmeausdehnung α_{kl} in Gleichung (5.5) temperaturabhängig formuliert. Das in ABAQUS[®] implementierte Modell für thermische Ausdehnung übernimmt die Berechnung der Wärmeausdehnung $\Delta T \cdot \alpha_{kl}(T)$. Die Wärmeausdehnung des Epoxidharzes ist isotrop, sodass

$\alpha_{kk} = \alpha_m$ gesetzt werden kann, wobei α_m der Wärmeausdehnungskoeffizient des Matrixmaterials ist. Die Temperaturabhängigkeit der Wärmeausdehnung wird über eine tabellarische Eingabe der Messdaten im Berechnungsprogramm realisiert. Zwischen den einzelnen Temperaturstützstellen wird der Kennwert linear interpoliert. Das konstitutive mechanische Materialverhalten wird als benutzerdefiniertes Materialmodell (UMAT) implementiert.

Für die Materialmodellierung der Matrixphase in der mikromechanischen Simulation von FVK sind in der Literatur Modelle aus allen vier konstitutiven Modellklassen [63] vertreten: Elastizität [12, 13, 117, 142, 144, 145], Plastizität [38, 39, 112, 163, 165, 174, 175], Viskoelastizität [92, 93] und Viskoplastizität [16, 52, 84, 125, 164]. Selten wird das Material jedoch derart charakterisiert, dass die verschiedenen Effekte – (nicht)lineare Elastizität, Plastizität, ratenabhängiges Verhalten – differenziert werden können. Vielfach wird die in den Spannungs-Dehnungs-Kurven des Reinharzmaterials beobachtete Nichtlinearität plastischen Effekten zugeschrieben und mit elasto-plastischen Materialmodellen modelliert [38, 39, 112, 163, 165, 174, 175]. Dabei wird nicht geprüft, ob die Nichtlinearität tatsächlich vollständig durch plastische Effekte hervorgerufen wird, oder ob auch nichtlineare Elastizität eine Rolle spielt. Zur Differenzierung der linearen/nichtlinearen elastischen, plastischen und ratenabhängigen Effekte im konstitutiven Verhalten eines Materials schlägt Haupt [63] ein umfangreiches Versuchsprogramm vor. Dieses wird von Kästner [84] und Krause [92, 93] adaptiert, wodurch ihre Materialmodelle die einzelnen Effekte gezielt und separiert beschreiben. Da die experimentelle Kategorisierung des Materialverhaltens sehr aufwendig ist, charakterisieren und modellieren nur wenige Forscher das Matrixmaterial derart umfänglich, um zwischen den genannten Effekten differenzieren zu können. Mit wesentlich weniger experimentellem Aufwand verbunden ist das zumeist angewendete Vorgehen, im Vorfeld festzulegen, welche Materialeffekte relevant erscheinen und im Modell abgebildet werden sollen. Daran wird anschließend das experimentelle Programm ausgerichtet, um die erforderlichen Material- und Modellparameter zu bestimmen. Für die vorliegende Problemstellung steigt der experimentelle Aufwand für den Vorschlag von Haupt [63] zusätzlich dadurch an, dass die Charakterisierung für verschiedene Temperaturen (Raumtemperatur und mindestens eine Temperatur im Tieftemperaturbereich) erforderlich ist. Daher wird auch hier zunächst abgeschätzt, welche Materialeffekte relevant sein könnten, und es werden Annahmen für das Materialmodell getroffen. Darauf basierend werden die Versuche entsprechend ausgewählt. Die mikromechanische Modellvorhersage für die Verbundkennwerte unter quasi-statischer Belastung wird dann experimentellen Daten gegenübergestellt und es wird die Vorhersagequalität des Modells bewertet. Dabei werden verschiedene Modellkomplexitäten betrachtet und bewertet, welchen Einfluss die berücksichtigten Effekte auf die Vorhersage der Verbundkennwerte haben. Da die in den Untersuchungen betrachteten Dehnraten alle in der gleichen Größenordnung liegen, müssen ratenabhängige Effekte im Materialverhalten nicht gesondert betrachtet werden.

Nichtlineare Elastizität mit isotropem Materialverhalten

Das einfachste kontinuumsmechanische Materialmodell ist die lineare, isotrope Elastizität. Es wird lediglich von Ren et al. [142], Riaño et al. [144, 145] und Melro et al. [117] verwendet, um das Verhalten der Matrix zu beschreiben. Im Vergleich mit mikromechanischen Berechnungen, die auch plastische Effekte berücksichtigen, erzielen sie damit für den Querkzugmodul des Verbunds eine vergleichbare Vorhersagequalität, s. Abbildung 5.12(a). Riaño et al. [144] vergleichen die Vorhersage mit elastisch modellierter Matrix zudem mit der Vorhersage unter Berücksichtigung plastischer Effekte und stellen keinen signifikanten Einfluss fest. Erst wenn eine Schädigung betrachtet wird, könnten plastische Effekte aus ihrer Sicht relevant werden [145]. Dennoch liegt die Querkzugfestigkeitsvorhersage mit linear-elastisch modellierter Matrix von Ren et al. [142] in einem ähnlichen Genauigkeitsbereich wie die Vorhersagen mit den plastischen Modellen von Tan et al. [165] und Vaughan und McCarthy [174], vgl. Abbildung 5.12(b). Natürlich spielen für die Modellgenauigkeit

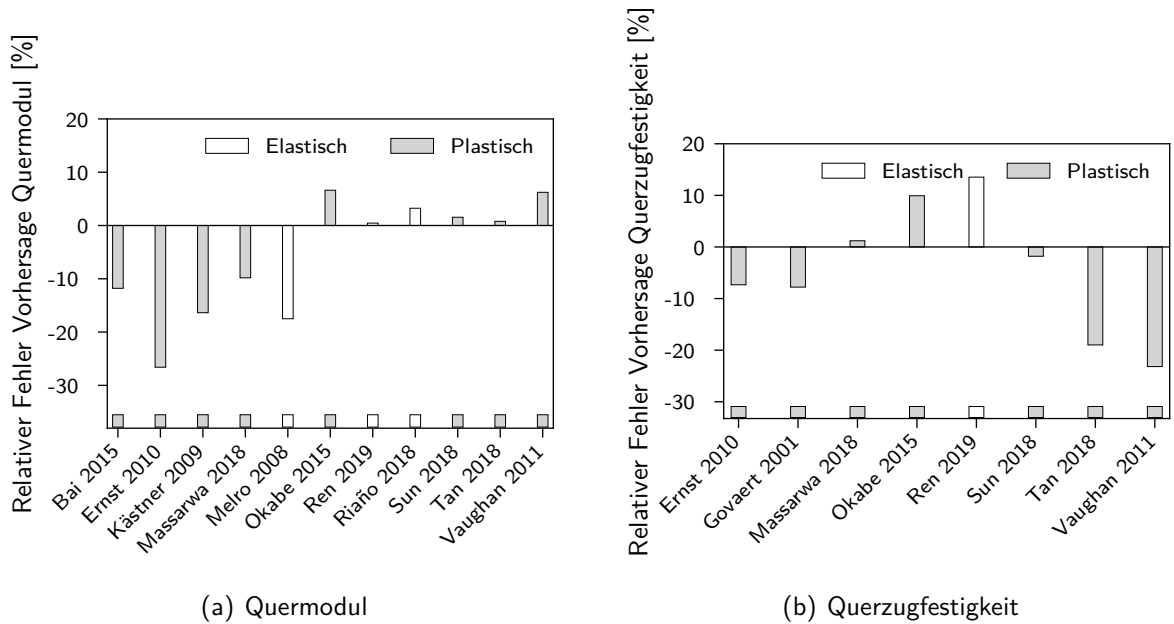


Abbildung 5.12: Vorhersagequalität mikromechanischer Modellierungen für die Querzugeigenschaften von UD-Verbunden mit linear-elastischen und plastischen Materialmodellen

auch andere Aspekte eine Rolle. Dennoch ist die mikromechanische Vorhersage mit linear-elastisch und isotrop modellierter Matrix für andere Verbundkennwerte (Längs-, Querdruck und Schubverhalten) bisher kaum veröffentlicht. Lediglich Ren et al. [142] veröffentlichen eine gute Vorhersage für den Schubmodul, die lediglich um 0,16 % vom experimentell ermittelten Schubmodul abweicht. Demnach wurde bisher noch nicht eindeutig gezeigt, ob die lokal auftretende Plastifizierung der Matrix eine signifikante oder eine untergeordnete Rolle für das effektive globale Verhalten des Verbunds spielt. Zudem nehmen plastische Effekte im Epoxid mit sinkenden Temperaturen ab. Das zeigt die im Rahmen der vorliegenden Arbeit experimentell bestimmte geringere Bruchdehnung unter Zugbelastung bei kryogenen Temperaturen, s. Abbildung 5.13. Diese Messung deckt sich mit den Erkenntnissen von Lin et al. [101]. Somit wird die Relevanz von Plastizität für die Ermüdung unter thermischer Belastung zwischen Raumtemperatur und kryogenen Temperaturen geringer sein als für das Schädigungsverhalten unter mechanischen Lasten bei Raumtemperatur. Daher erscheint es vertretbar, bei der mikromechanischen Modellierung zunächst von einem elastischen Materialverhalten für die Matrix auszugehen. Da das Epoxidharz bei Raumtemperatur eine ausgeprägte Nichtlinearität im Spannungs-Dehnungs-Verhalten aufweist, s. Abbildung 5.13, wird das elastische Verhalten in der vorliegenden Arbeit nichtlinear modelliert, um eine starke Überschätzung der lokalen Spannungen im Verbund und damit eine signifikante Unterschätzung der Verbundfestigkeiten zu vermeiden. Ob diese Nichtlinearität durch elastische, plastische oder ratenabhängige Effekte hervorgerufen wird, ist aus Belastungstests allein nicht zu beantworten [63]. Die Annahme, die Nichtlinearität sei rein elastischer Natur, ist auf der Versuchsbasis damit genauso zu rechtfertigen wie die Annahme, die Nichtlinearität sei vollständig auf plastische Effekte zurückzuführen, die von vielen Forschungsarbeiten auf gleicher Datenbasis getroffen wird [38, 39, 163]. Erst aus zusätzlichen Versuchen wie Entlastungstests oder Zwischenrelaxationstests wie sie z.B. in [63, 84, 92, 93] beschrieben sind, können die inelastischen Materialeffekte erfasst und anschließend modelliert werden. Mit Hinblick auf das Ziel der vorliegenden Arbeit – die Vorhersage des Ermüdungsverhaltens von FVK bei thermischer Belastung – steigt der mit diesen zusätzlichen Versuchen ohnehin große experimentelle Aufwand zusätzlich, da diese Tests bei verschiedenen Temperaturen und zudem im kryogenen Bereich durchgeführt werden müssten. Dies übersteigt das im Rahmen der vorliegenden Arbeit durchführbare Versuchsprogramm. Daher basiert die im Folgenden vorgestellte Materialmodellierung für das quasi-statische Materialverhalten

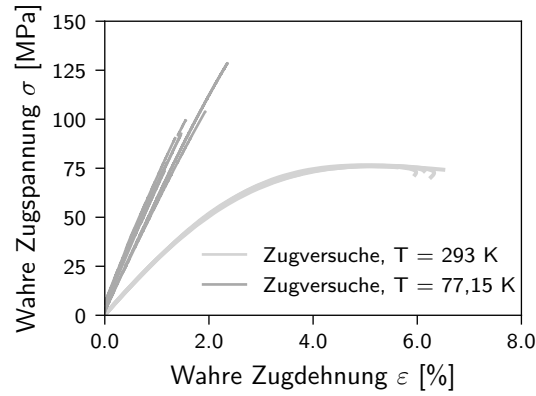


Abbildung 5.13: Konstitutives Materialverhalten des Epoxids unter Zugbelastung bei verschiedenen Temperaturen, im Rahmen der vorliegenden Arbeit gemessen nach EN ISO 3167

allein auf Belastungstests.

Zur Beschreibung eines isotropen linear-elastischen Materialverhaltens unter beliebiger mehrachsiger Belastung sind zwei Materialparameter (z.B. E-Modul und Querkontraktionszahl) erforderlich, die für das Reinharzmaterial im einachsigen Zugversuch nach der Norm EN ISO 3167 bestimmt werden können. Zusätzliche im Rahmen der vorliegenden Arbeit durchgeführte Druckversuche nach ISO 604 und Schubversuche nach ASTM-D-5379-05 liefern Daten zur Validierung des Materialmodells. Die in den Versuchen aufgenommenen technischen Dehnungen und Spannungen werden in wahre Dehnungen und Spannungen umgerechnet [18]. Die Verwendung wahrer Dehnungen und Spannungen ist in den Diagrammen entsprechend gekennzeichnet. Falls nicht angegeben, verwenden die Diagramme technische Dehnungen und Spannungen. Die in Abbildung 5.13 beobachtete Nichtlinearität kann über einen dritten Parameter erfasst werden, der die Dehnungsabhängigkeit des E-Moduls beschreibt. Dafür eignet sich das nichtlinear-elastische Teilmodell

$$\sigma = \frac{E^0}{1 + \delta|\varepsilon|} \varepsilon \quad (5.6)$$

des von Kästner [84] für Polypropylen entwickelten viskoplastischen Materialmodells. In Gleichung (5.6) ist E^0 der E-Modul zu Beginn der Belastung und der Parameter δ steuert die Nichtlinearität. Mit $\delta = 0$ vereinfacht sich Gleichung (5.6) zu einem linear-elastischen Materialgesetz. Für das Epoxid ergeben sich die Modellparameter aus einem Regressionsalgorithmus zu $E^0 = 4260$ MPa und $\delta = 31,397$. Beide Parameter sind im Regressionsprozess als variabel definiert, um eine möglichst gute Approximation der Testdaten durch das Modell zu erreichen. Daher stimmt der ermittelte E-Modul nicht mit dem nach DIN EN ISO 527-2 ermittelten E-Modul von $E = 2997$ MPa überein. Dennoch wird der Begriff des Anfangsmoduls beibehalten. Die Querkontraktion wird im Zugversuch bei Raumtemperatur zu 0,38 bestimmt. Sie wird als temperaturunabhängig angenommen und auch für den Drucklastfall verwendet. Wie Abbildung 5.14 zeigt, bildet das Modell die Nichtlinearität des Epoxidharzes gut ab. Im unteren Dehnungsbereich (bis 1,5 %) werden die Spannungen bei Raumtemperatur zwar um einen relativen Fehler von bis zu 30 % überschätzt, in diesem niedrigen Spannungsbereich führt dies jedoch nur zu geringen absoluten Abweichungen. Im oberen Dehnungsbereich (2–5 %) unterschätzt das Modell die Spannungen um bis zu 10 %. Ab Dehnungswerten über 5 % nimmt die Abweichung zwischen berechneten und gemessenen Spannungen zu. Vorher wird jedoch in der Berechnung das spannungsinduzierte Festigkeitsversagen eintreten und die zunehmenden Abweichungen sind daher nicht mehr relevant. Die bei 77 K weniger stark ausgeprägte Nichtlinearität

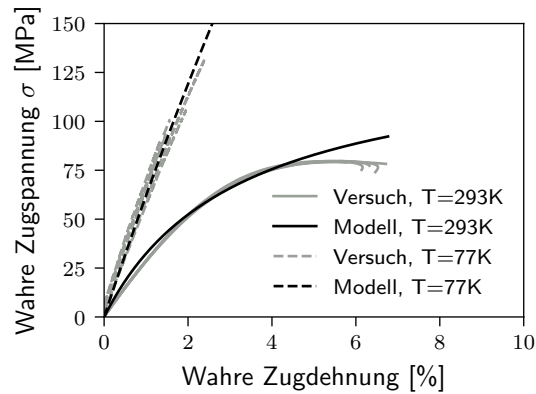


Abbildung 5.14: Kalibrierung des nichtlinear-elastischen Teilmodells nach Kästner [84] in Gleichung (5.6) mit Daten aus im Rahmen der vorliegenden Arbeit durchgeführten quasi-statischen, einachsigen Zugversuchen für Epoxid; Modellparameter bestimmt zu $E^0 = 4260$ MPa und $\delta = 31,397$ für Raumtemperatur sowie $E^0 = 6495$ MPa und $\delta = 4,530$ für 77 K

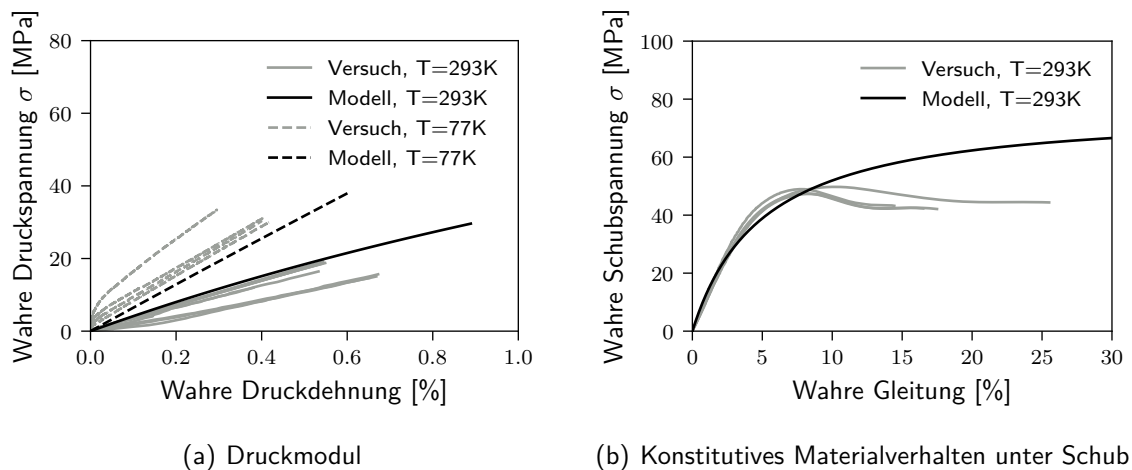


Abbildung 5.15: Vorhersage des konstitutiven Verhaltens von Epoxid mit dem Modell nach Kästner [84] in Gleichung (5.6) und den Modellparametern $E = 4260$ MPa und $\delta = 31,397$ für Raumtemperatur und $E = 6495$ MPa und $\delta = 4,530$ für 77 K

im Materialverhalten kann das Modell besser wiedergeben. Insgesamt bildet das nichtlinear-elastische Materialmodell nach Kästner [84] den Spannungs-Dehnungs-Zusammenhang des Epoxidharzes bei Raumtemperatur und bei 77 K zufriedenstellend ab, auch wenn der Grad der Nichtlinearität im Materialverhalten teilweise unterschätzt wird. Das nichtlinear-elastische, isotrope Modell nimmt das gleiche Verhalten unter Zug- und Druckbelastung an. Mit dieser Annahme überschätzt das Modell den Druckmodul bei Raumtemperatur um 14 % und unterschätzt ihn bei 77 K um 11 %, s. Abbildung 5.15(a). Der Fehler des Modells liegt damit in einem akzeptablen Bereich. Die Versuche zur Bestimmung des Druckmoduls von Kunststoffen nach ISO 604 erlauben die Auswertung lediglich bis zum Erreichen der Knickdehnung der recht schlanken Proben (Abmessung $50 \times 10 \times 4$ mm³), weshalb das elastische Verhalten aus Simulation und Experiment nur bis zu einer Dehnung von 0,5 % verglichen werden kann. Für den höheren Dehnungsbereich liegen für den Drucklastfall keine Validierungsdaten vor.

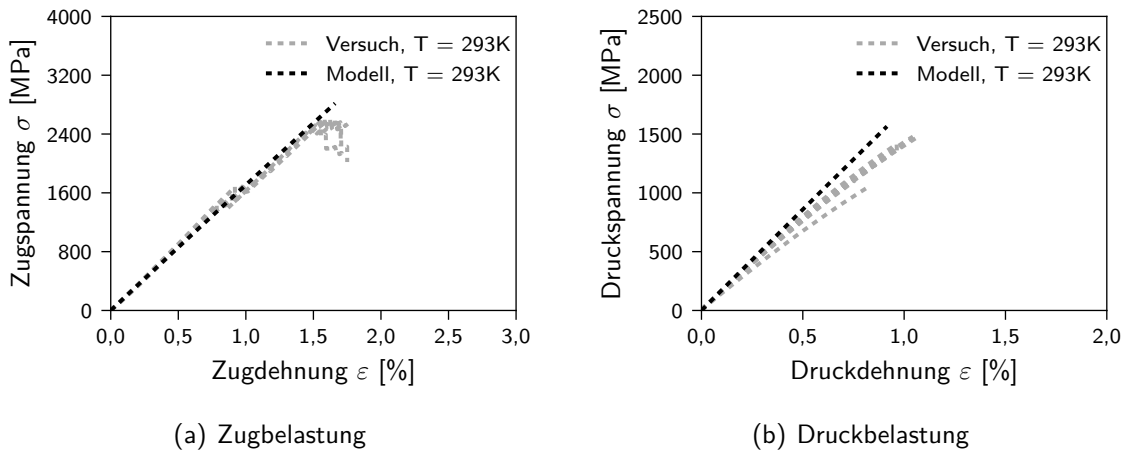


Abbildung 5.16: Mikromechanische Vorhersage der Verbundsteifigkeit von IM7/Epoxid in Faserrichtung mit nichtlinear-elastisch und isotrop modellierter Matrix

Gleichung (5.6) beschreibt den nichtlinearen Spannungs-Dehnungs-Zusammenhang lediglich für einen Freiheitsgrad. Für die Anwendung in einer dreidimensionalen FEM-Berechnung muss diese Gleichung für den aus sechs Spannungskomponenten bestehenden Spannungszustand verallgemeinert werden. Dann können neben einachsigen auch mehrachsige Spannungszustände betrachtet werden. Dies ist für die Anwendung des Materialmodells in der mikromechanischen Berechnung von FVK über das RVE erforderlich. Diese Verallgemeinerung wird von Kästner [84] ausführlich beschrieben.

Der Vergleich des Simulationsergebnisses für reinen Schub mit dem an gekerbten Balken nach ASTM D5379-05 ermittelten Schubverhalten in Abbildung 5.15(b) dient der Bewertung der verallgemeinerten konstitutiven Materialgleichung und stellt damit einen ersten Validierungsschritt dar. Das Modell unterschätzt die Schubspannungen im mittleren Dehnungsbereich (0,25–8 %) um bis zu 16 %. Dies liegt in der Größenordnung der Abweichungen von Modell und Experiment für die Zug- und Druckbelastung und kann damit dem nichtlinear-elastischen Modell zugeschrieben werden. Die vorgenommene dreidimensionale Verallgemeinerung der Modellgleichungen wird daher zunächst als zulässig bewertet.

Da das Reinharzverhalten für die einmalige Belastung durch das isotrope, nichtlinear-elastische Materialmodell zufriedenstellend abgebildet wird, soll es nun für die Vorhersage der Verbundeigenschaften herangezogen werden. Die untersuchten Lastfälle wurden bereits eingeführt, s. Abbildung 5.10. Für die Berechnungen wird das in Kapitel 5.1 beschriebene HexRVE verwendet. Das Materialverhalten der Faser wird wie in Kapitel 5.2.1 beschrieben modelliert. In den Abbildungen 5.16 bis 5.18 werden die Ergebnisse der mikromechanischen Vorhersage den gemessenen Spannungs-Dehnungs-Kurven gegenübergestellt. Der Vergleich erfolgt für das Verbundverhalten in und quer zur Faserrichtung sowie für die *In-plane*-Schubbelastung. In der Literatur ist ein solcher Vergleich für die elastische Matrixmodellierung bisher nur für die Querkzugbelastung [117, 142, 144, 145] zu finden. Inwiefern ein rein elastisches Matrixmaterialmodell in einer mikromechanischen Analyse zur Vorhersage der Verbundeigenschaften auch für die anderen uniaxialen Lastfälle geeignet ist, ist bisher nicht dokumentiert.

Im Modell ist bisher noch keine Versagensvorhersage integriert, sodass lediglich die Vorhersage für die Anfangssteifigkeiten und den Nichtlinearitätsgrad bewertet werden können. Die Anfangsmoduln bildet das Modell für alle Lastfälle zufriedenstellend ab. Die relativen Abweichungen liegen im Bereich von -10 % für Schub und 6 % für Druck in Faserrichtung. Die Nichtlinearität im Steifigkeitsverhalten des Verbunds bildet das Modell, über die Gesamtheit aller Lastfälle betrachtet, nicht ab. Während

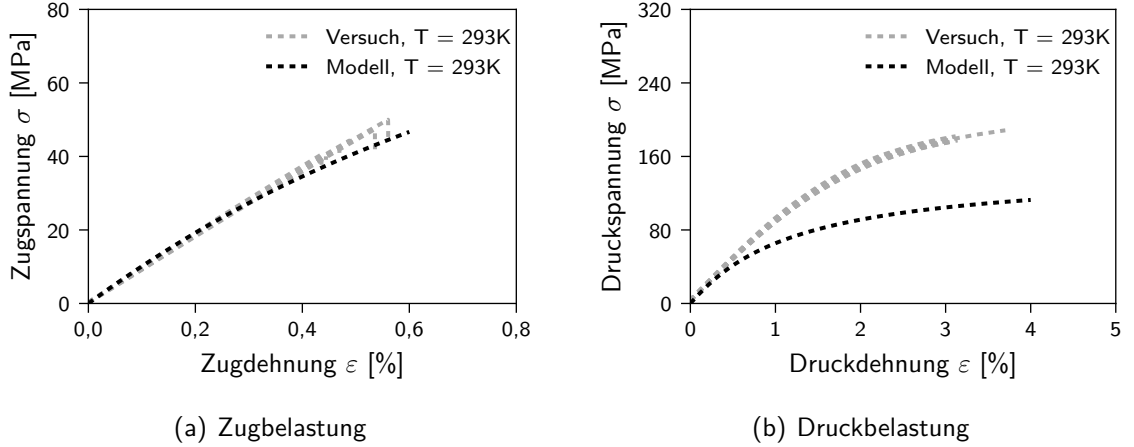


Abbildung 5.17: Mikromechanische Vorhersage der Verbundsteifigkeit von IM7/Epoxid quer zur Faserrichtung mit nichtlinear-elastisch und isotrop modellierter Matrix

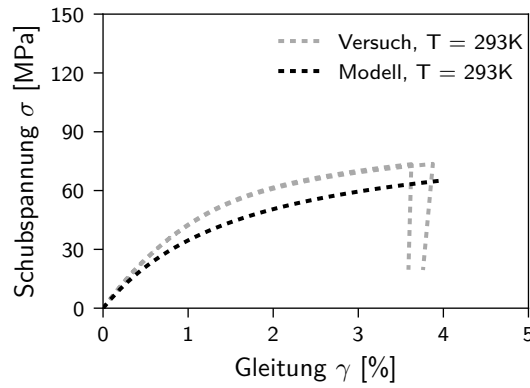


Abbildung 5.18: Mikromechanische Vorhersage der *In-plane*-Schubsteifigkeit von IM7/Epoxid mit nichtlinear-elastisch und isotrop modellierter Matrix¹

die Vorhersage – im Einklang mit den Ergebnissen von Melro et al. [117], Ren et al. [142] und Riaño et al. [144, 145] – für das Querkzugverhalten im Vergleich mit dem Experiment zufriedenstellend ist, werden die Spannungen für den Drucklastfall quer zur Faserrichtung und für Schub um bis zu 50 % unterschätzt, s. Abbildung 5.17(b) und Abbildung 5.18. Die Annahme isotroper, nichtlinearer Elastizität ist demnach ausreichend, um das Verbundverhalten in Faserrichtung und unter Querkzugbelastung zufriedenstellend abzubilden. Dass die Annahme nicht ausreichend für die Vorhersage des Verhaltens unter Querdruck und Schub ist, wird hier erstmals anhand des Vergleichs mit experimentellen Daten gezeigt.

Um die Ursache der schlechten Vorhersagequalität für diese Lastfälle zu ergründen, müssen die getroffenen Annahmen für die Reinharzmodellierung reflektiert werden. Eine zentrale Annahme ist die elastische Isotropie des Materialverhaltens. Isotrop-elastische Materialien können mit genau zwei Materialkonstanten beschrieben werden ([18], S. 170), z.B. durch E-Modul und Querkontraktionszahl. Der Schubmodul G ist dann kein unabhängiger Materialparameter, sondern über

$$G = \frac{E}{2(1 + \nu)} \quad (5.7)$$

¹Messdaten verwendet mit freundlicher Genehmigung der Industrieanlagen-Betriebsgesellschaft mbH (IABG)

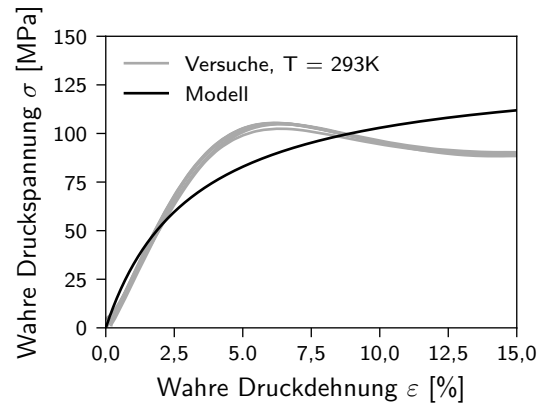


Abbildung 5.19: Vergleich der Vorhersage des Druckverhaltens von Epoxid durch das nichtlinear-elastische isotrope Materialmodell mit Versuchsdaten bis in den Dehnungsbereich von 15 %

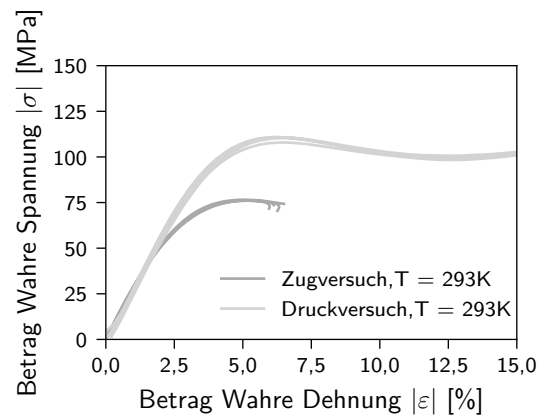


Abbildung 5.20: Vergleich des konstitutiven Verhaltens des Epoxidharzes unter einachsiger Zug- und Druckbelastung

zu beschreiben. Im nichtlinearen Fall kann der E-Modul dehnungsabhängig sein. Zusammen mit der Forderung nach gleichem Schubverhalten für positive und negative Normalbelastung führt dies (mit konstanter Querkontraktion) zu identischem Materialverhalten für Zug- und Druckbelastung. Dies kann bisher nur für den linearen Anfangsbereich der Spannungs-Dehnungs-Kurve bestätigt werden. Zusätzliche Druckversuche (Details zur Versuchsdurchführung folgen auf Seite 65ff.) geben Aufschluss über das Druckverhalten des Materials für höhere Dehnungsbereiche. Die Versuchsergebnisse werden in Abbildung 5.19 der Vorhersage durch das nichtlinear-elastische, isotrope Materialmodell gegenübergestellt. Im linearen Bereich der Spannungs-Dehnungs-Kurve ist die Vorhersagequalität zufriedenstellend. Danach werden die Spannungen signifikant unterschätzt. Bei einer Dehnung von 5 % beträgt die relative Abweichung in den Spannungen -20 %. Das Modell überschätzt die Nichtlinearität im Druckverhalten. Die Vorhersage beruht auf der Modellkalibrierung anhand von Daten aus einachsigen Zugversuchen. Da sich das Material unter Zug- und Druckbelastung, wie Abbildung 5.20 zeigt, unterschiedlich verhält, kann das Verhalten unter Druckbelastung im Modell nicht abgebildet werden. Das Material zeigt im Druckbereich eine weniger stark ausgeprägte Nichtlinearität und erreicht damit wesentlich höhere Spannungen bei betragsmäßig gleicher Dehnung als im Zugbereich. Das Materialverhalten wird demnach vom hydrostatischen Druckanteil im Spannungszustand beeinflusst. Hydrostatischer Druck (negativer hydrostatischer Spannungsanteil) herrscht in der Matrix

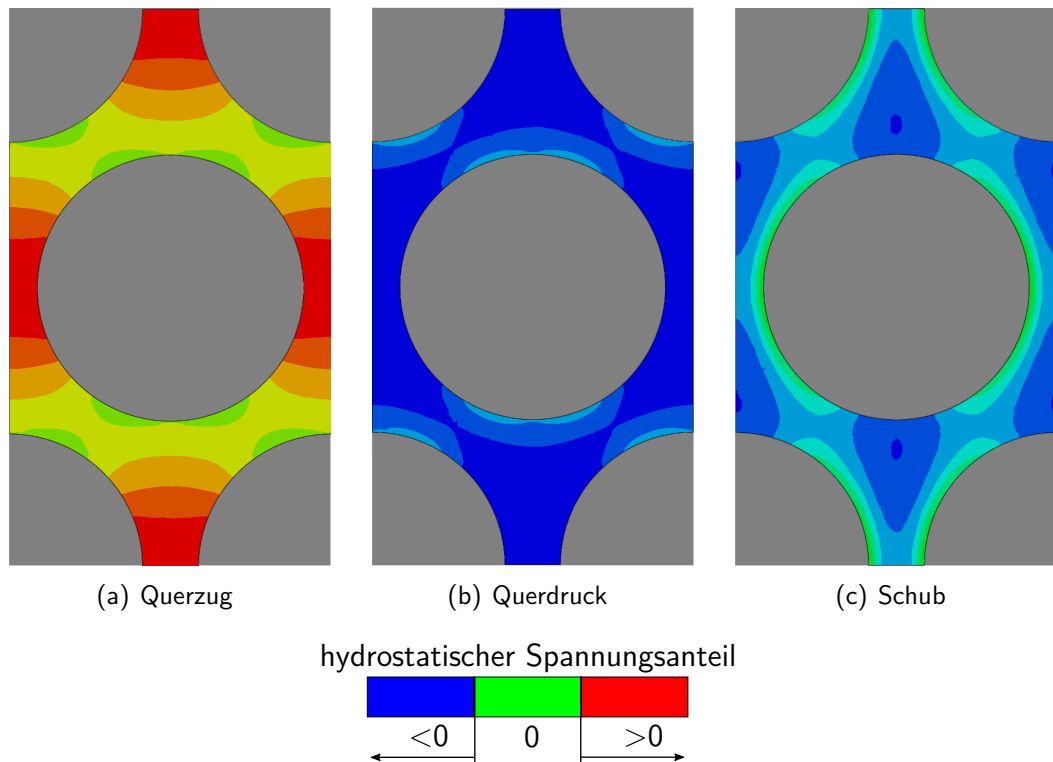


Abbildung 5.21: Vorzeichen des hydrostatischen Spannungsanteils in der Matrix bei verschiedenen Belastungsfällen (s. Abbildung 5.10) des Verbunds

vor allem im unter Querdruck oder Schub² belasteten Verbund vor, s. Abbildung 5.21. Dass dessen Einfluss im isotrop-elastischen Modell nicht berücksichtigt wird, ist die Ursache für die unterschätzte Steifigkeit des Verbunds im Querdruck- und Schublastfall. Das Materialmodell des Reinharzes muss daher zwischen Zug und Druck differenzieren. Isotrope Plastizitätsmodelle mit Fließgesetzen, die den hydrostatischen Spannungsanteil berücksichtigen, können diese Zug/Druck-Asymmetrie im Materialverhalten abbilden. Kalibriert anhand von Versuchsdaten aus Belastungstests schreiben diese Modelle jedoch alle nichtlinearen Effekte der Plastizität zu und können damit die plastischen Dehnungsanteile überschätzen. Da die Modellbildung in der vorliegenden Arbeit basierend auf Belastungstest erfolgt, soll für den Vorschädigungsbereich weiterhin elastisches Materialverhalten modelliert werden. Unter diesen Bedingungen ist ein möglicher Ansatz, E-Modul und Nichtlinearitätsparameter abhängig davon zu wählen, ob das Material auf Zug oder Druck beansprucht wird. Dabei darf jedoch das Schubverhalten nicht beeinflusst werden, da dieses unabhängig vom Richtungssinn der Last bleiben muss. Um die Eigenschaften des Normal- und des Schubverhaltens voneinander zu entkoppeln, wird das Material nicht mehr als isotrop angenommen. Stattdessen wird der einfachste Fall der Anisotropie – die kubische Materialsymmetrie – diskutiert.

Nichtlineare Elastizität mit kubischer Materialsymmetrie

Mit kubischer Materialsymmetrie verliert der bei Isotropie bestehende Zusammenhang zwischen E-Modul, Querkontraktionszahl und Schubmodul in Gleichung (5.7) seine Gültigkeit [18, 64]. Der Schubmodul ist dann ein weiterer unabhängiger Materialparameter, der an Schubversuchen kalibriert werden muss. Dadurch kann für den E-Modul zur Beschreibung des Verhaltens in Normalenrichtung eine Zug/Druck-Unterscheidung vorgenommen werden, ohne das Verhalten unter Schub zu beeinflussen. Die Spur des Dehnungstensors kann herangezogen werden, um zu differenzieren, ob das Material auf Zug oder auf Druck beansprucht wird. Im Falle einer negativen Spur wird der aus

²Die Lastfälle werden in Abbildung 5.10 dargestellt.

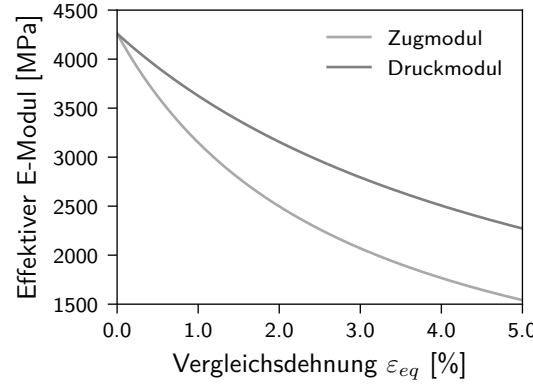


Abbildung 5.22: Effektiver E-Modul $E/(1+\delta|\varepsilon_{eq}|)$ in Abhängigkeit von der Vergleichsdehnung $\varepsilon_{eq} = \sqrt{\varepsilon_{qq}\varepsilon_{qq}}$

den Druckversuchen bestimmte E-Modul für die Berechnung herangezogen, im Falle einer positiven Spur oder einer Spur gleich null der aus den Zugversuchen bestimmte E-Modul. Zur Berücksichtigung der Nichtlinearität kann der E-Modul nach dem Modell von Kästner [84] (s. Gleichung 5.6) dehnungsabhängig formuliert werden. Für den dreidimensionalen Dehnungszustand muss die Dehnung in Gleichung 5.6 durch eine Vergleichsdehnung ersetzt werden. Als Vergleichsdehnung kann die Norm der Normaldehnungskomponenten $\varepsilon_{eq} = \sqrt{\varepsilon_{qq}\varepsilon_{qq}}$ gewählt werden. Die Verläufe der effektiven Moduln für Zug- und Druckbelastung zeigt Abbildung 5.22. Bei einer Vergleichsdehnung von null sind die beiden Werte identisch und nehmen für jede Vergleichsdehnung größer null unterschiedliche Werte an. Liegt im Harz ein Dehnungszustand vor, bei dem die Spur des Dehnungstensors nahe null liegt, kann es im inkrementell-iterativen Lösungsprozess des nichtlinearen Gleichungssystems der FEM-Berechnung von einem Iterationsschritt zum nächsten zu Sprüngen der Spur zwischen kleinen positiven und kleinen negativen Werten kommen. Eine Spur nahe null bedeutet aber nicht zwangsläufig auch eine Vergleichsdehnung nahe null. Ein Normaldehnungszustand mit einer Spur gleich null und einer nicht zu vernachlässigenden Vergleichsdehnung ist zum Beispiel $\varepsilon_{11} = \varepsilon$, $\varepsilon_{22} = -\varepsilon$, $\varepsilon_{33} = 0$ mit der Spur $\varepsilon_{11} + \varepsilon_{22} + \varepsilon_{33} = 0$ und einer Vergleichsdehnung von $\varepsilon_{eq} = \sqrt{2}\varepsilon$. Dies führt zu einem Sprung im effektiven E-Modul, der ausreichend groß ist, um die Konvergenz der Gleichungslösung zu verhindern. Die unterschiedlichen Grundlagen für die Berechnung des Modulbetrags (Vergleichsdehnung) und für die Unterscheidung von Zug- und Druckbeanspruchungen (Vorzeichen der Spur) sind hierfür die Ursache. Die Gleichheit der Entscheidungsgrundlagen ist gewährleistet, wenn eine dehnungskomponentenweise Bestimmung der elastischen Kennwerte vorgenommen wird. Dies führt im einfachsten Fall zu einem orthotropen Materialmodell.

Nichtlineare Elastizität mit orthotropem Materialverhalten

Die Steifigkeitsmatrix eines orthotropen Materials wird u.a. in [8] mit

$$\underline{\underline{C}} = \begin{bmatrix} E_{11}(1 - \nu_{23}\nu_{32})\Lambda & E_{11}(\nu_{21} - \nu_{31}\nu_{23})\Lambda & E_{11}(\nu_{31} - \nu_{21}\nu_{32})\Lambda & 0 & 0 & 0 \\ & E_{22}(1 - \nu_{13}\nu_{31})\Lambda & E_{22}(\nu_{32} - \nu_{12}\nu_{31})\Lambda & 0 & 0 & 0 \\ & & E_{33}(1 - \nu_{12}\nu_{21})\Lambda & 0 & 0 & 0 \\ & \text{Symmetrisch} & & G_{12} & 0 & 0 \\ & & & 0 & G_{13} & 0 \\ & & & 0 & 0 & G_{23} \end{bmatrix} \quad (5.8)$$

$$\Lambda = \frac{1}{1 - \nu_{12}\nu_{21} - \nu_{23}\nu_{32} - \nu_{13}\nu_{31} - 2\nu_{21}\nu_{32}\nu_{13}}$$

angegeben. In dieser Symmetrieklasse besitzt das Material neun unabhängige Materialparameter: drei E-Moduln, drei Schubmoduln und drei unabhängige Querkontraktionszahlen. Die drei E-Moduln E_{11} , E_{22} und E_{33} sowie die Schubmoduln G_{12} , G_{13} und G_{23} werden dehnungsabhängig über das Modell nach Kästner [84] mit

$$E_{ij} = \frac{E^0}{1 + \delta^n \cdot |\varepsilon_{ij}|} \quad G_{ij} = \frac{G^0}{1 + \delta^s \cdot |\gamma_{ij}|} \quad (5.9)$$

formuliert, um die Nichtlinearität im Materialverhalten abzubilden. In Gleichung 5.9 sind E^0 und G^0 der Elastizitäts- bzw. Schubmodul im linearen Bereich des Materialverhaltens. δ^n und δ^s steuern die Nichtlinearität für das Normal- bzw. für das Schubverhalten. Für die Normaldehnungskomponenten wird in der Berechnung anhand ihres Vorzeichens entschieden, ob die Parameter für Zug (positives Vorzeichen, E^0 und $\delta^{n,t}$) oder Druck (negatives Vorzeichen, E^0 und $\delta^{n,c}$) verwendet werden. Für die Bestimmung von E^0 , $\delta^{n,t}$ und $\delta^{n,c}$ sind demnach neben einachsigen Zugversuchen auch einachsige Druckversuche erforderlich. Anhand dieser Druckversuche muss das Spannungs-Dehnungs-Verhalten bis zum Bruch gemessen werden. Dies können die bisher verwendeten Testkonfigurationen nach ISO 604 nicht leisten. Die Proben zur Bestimmung der Steifigkeit sind zu schlank, um ein Ausknicken der Probe vor Erreichen der Festigkeit zu verhindern. Die Proben zur Bestimmung der Festigkeit sind zu kurz, um Vorrichtungen (DMS, Extensiometer o.Ä.) zur Dehnungsmessung anzubringen. Deshalb werden zylindrische Proben (Rundproben) hergestellt. Die Abmessungen der Proben müssen den gegenläufigen Anforderungen zweier Phänomene gerecht werden: Ist das Durchmesser-Höhe-Verhältnis der Probe zu gering, d.h. die Probe ist zu schlank, kann die Probe vor Eintritt des Festigkeitsversagens ausknicken. Ist das Verhältnis zu groß, d.h. die Probe ist zu kurz, ist der Einfluss der Reibung zwischen der Probe und den Drucktellern, welche die Querdehnung verhindern, zu groß (s. [90], S. 110). Denn analog zur ISO 604 wird die Rundprobe zwischen zwei Druckplatten positioniert, s. Abbildung 5.23(b). Während eine der Druckplatten ortsfest bleibt (in der Skizze die obere), wird über die andere Druckplatte eine Verschiebung (schwarzer Pfeil in Abbildung 5.23(b)) eingeleitet, wodurch die Probe auf Druck belastet wird. Durch die Druckbelastung vergrößert sich aufgrund der Querdehnung der Probenquerschnitt. Zur Erzeugung eines einachsigen Druckspannungszustands in der Probe darf diese Querdehnung nicht behindert werden. Durch die Reibung zwischen Probenoberfläche und Druckplatte ist dies jedoch der Fall und in den Bereichen nahe der Druckplatten entsteht ein multiaxialer Spannungszustand [42, 78]. Dadurch werden im Versuch nicht die Eigenschaften unter einachsiger Beanspruchung gemessen. Makroskopisch resultiert der Effekt in einer balligen Verformung der Probe. Basierend auf diesen Überlegungen werden die Proben mit einem Durchmesser von 16 mm und einer Probenhöhe von 20 mm gefertigt, s. Abbildung 5.23(a). Um die Reibung zwischen Druckteller und Probe weiter zu reduzieren, müssen, neben der Wahl eines geeigneten Durchmesser-Höhe-Verhältnisses der Probe, die Kontaktflächen zwischen Druckplatten und Probe geschmiert werden. Dafür werden die Flächen der Probe und der Druckplatten jeweils mit Silikonpaste benetzt und zusätzlich eine Teflonfolie zwischen Probe und Druckteller gelegt.

Zur Herstellung der Proben werden zunächst Zylinder mit einem Nenndurchmesser von 16 mm und einer Länge von ca. 50 mm gegossen. Anschließend werden diese Zylinder auf die gewünschte Länge von 20 mm abgedreht. Das Höhe-Durchmesser-Verhältnis von 1,25 verhindert das Ausknicken der Probe und ermöglicht dennoch das Applizieren von drei DMS im Abstand von 120° um den Probenumfang. Die auf der Probe applizierten DMS können Dehnungen bis maximal 2,5 % messen. Für die Dehnungsmessung darüber hinaus wird zwischen den Druckplatten ein Messtaster angebracht, der die Änderung ihres Abstands zueinander Δl während des Versuchs (Verschiebung) misst. Über die Probenhöhe L_0 kann daraus die technische Dehnung zu

$$\varepsilon = \frac{\Delta l}{L_0} \quad (5.10)$$

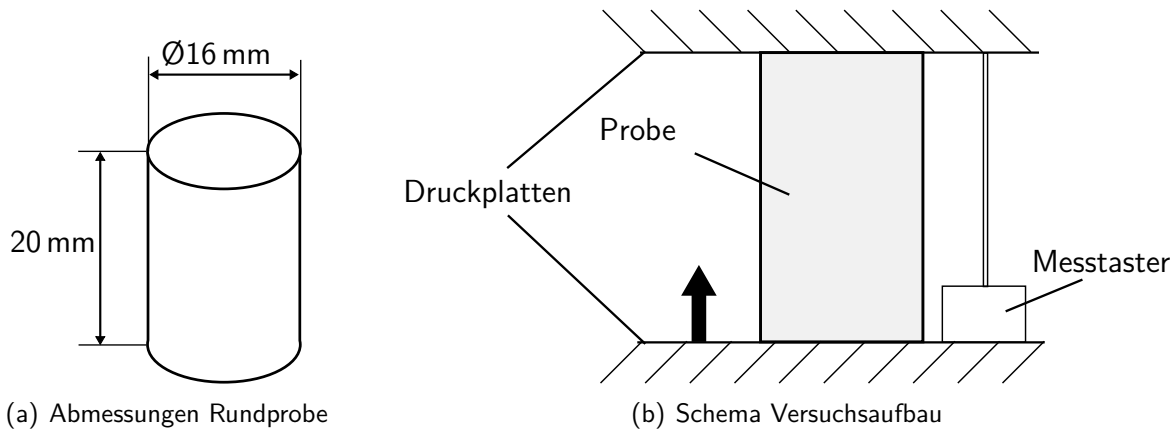


Abbildung 5.23: Schematische Darstellung der Probe und des Versuchsaufbaus für Versuche zur Bestimmung des Spannungs-Dehnungs-Verhaltens des Epoxidharzes unter Druckbelastung

berechnet werden. Anhand der DMS-Daten bis 2,5 % wird die Dehnungsmessung des Messtasters überprüft und ggf. korrigiert.

Abbildung 5.24(b) zeigt die ermittelten Spannungs-Dehnungs-Kurven. Bis zu einem Dehnungsbereich von 6 % zeigt das Materialverhalten unter Druck eine ähnliche Charakteristik wie unter Zug (s. Abbildung 5.13) und Schub (s. Abbildung 5.15(b)). Nachdem die Spannungen nach dem ersten lokalen Maximum von 105 MPa etwas abfallen, steigen sie bei höheren Dehnungen wieder an und erreichen bei einer mittleren Bruchdehnung von 37 % eine mittlere Festigkeit von 262 MPa. Ein solches qualitatives Verhalten wird auch für andere Epoxidharze und glasartige Polymere unter Druckbelastung beobachtet [23, 31, 42, 90, 164]. Das erste lokale Maximum definiert die Fließgrenze des Materials (s. [90], S. 108ff., [68], S. 17, und [21]). Erst ab hier sind in Experimenten nach der Entlastung plastische Verformungen detektierbar (vgl. [21] und [68], S. 17). Eine rein (nichtlinear) elastische Modellierung des Materialverhaltens bis zu diesem Punkt ist somit gerechtfertigt. Nach dem lokalen Maximum beginnt der Entfestigungsbereich, in dem der Widerstand des Materials gegen Fließen mit zunehmender Dehnung abnimmt (vgl. [90], S. 120, und [23], S. 218). Dieser Entfestigungsbereich wird in allen isotropen glasartigen Polymeren in unterschiedlicher Ausprägung vor allem bei Belastungen unter Druck und Schub beobachtet (s. [90], S. 110). Unter fortschreitender Dehnung kommt es schließlich zu einer Orientierung der Molekülketten in Belastungsrichtung und die Spannung steigt an: Es kommt zu einer Dehnungsverfestigung, die aufgrund ihrer Ursache auch als Orientierungsverfestigung bezeichnet wird (s. [90], S. 109f., und [21] und [68], S. 17). Durch diese Orientierungsverfestigung wird das Materialverhalten anisotrop (vgl. [23], S. 271). Spätestens nach Erreichen des lokalen Spannungsmaximums – also der Fließgrenze – spielt demnach Plastizität für das Reinharzverhalten eine Rolle. Die Frage nach der Relevanz der Plastizität für das globale Verhalten eines FVKs bleibt offen.

Um die elastische Modellierung des Reinharzmaterials unter Annahme eines orthotropen Materialverhaltens zur Berücksichtigung der Zug/Druck-Asymmetrie weiterzuführen, müssen der E-Modul und die Nichtlinearitätsparameter gemäß Gleichung (5.9) unter Berücksichtigung der Druckversuche erneut bestimmt werden. Dabei ist die Gleichheit des Anfangsmoduls E^0 unter Zug- und Druckbelastung eine neue Randbedingung für den Regressionsalgorithmus. Mit dieser zusätzlichen Randbedingung bestimmt dieser anhand der Spannungs-Dehnungs-Daten aus dem Zug- und aus dem Druckversuch den Anfangsmodul E^0 sowie den Nichtlinearitätsparameter für eine Druck-Normalbelastung $\delta^{n,c}$ und für eine Zug-Normalbelastung $\delta^{n,t}$. Aus den Druckversuchen werden dazu lediglich die Messwerte bis zu einer Dehnung von 6 % vorgegeben. Dies ist der Bereich, in dem nach [21] noch keine

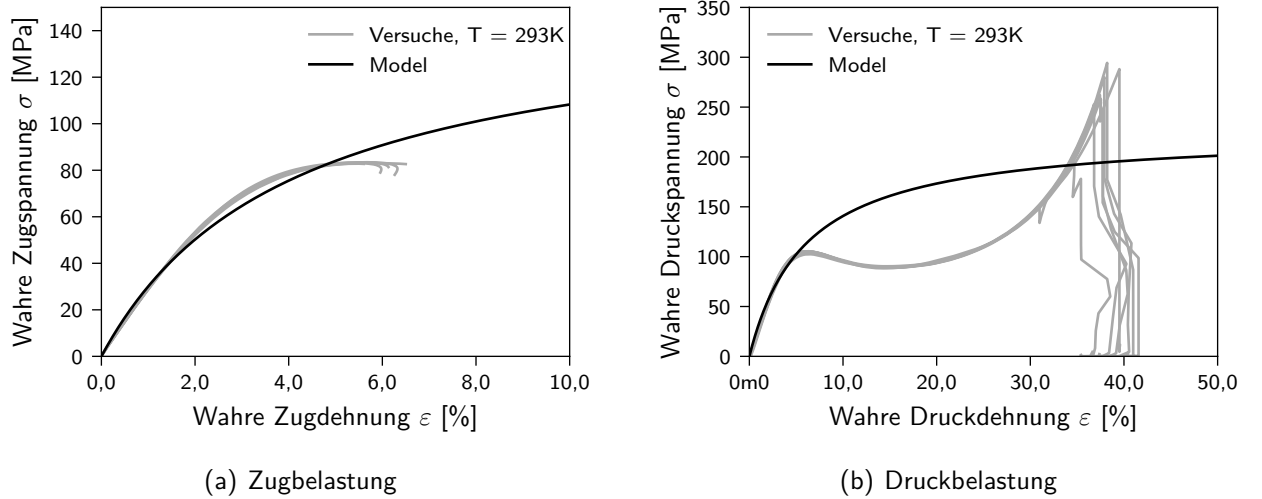


Abbildung 5.24: Bestimmung der Modellkennwerte für das nichtlinear-elastische Materialmodell nach Kästner [84] für Zug- und Druckbelastungen; ermittelte Modellparameter werden in Tabelle 5.5 angegeben

plastische Verformung detektierbar ist und der demnach als elastisch (s. [90], S. 108f.) angesehen werden kann. Die ermittelten Parameter werden in Tabelle 5.5 angegeben und das Kalibrierergebnis wird in Abbildung 5.24 den Versuchsdaten gegenübergestellt. Bis zu einer Dehnung von 6 %, also in dem Bereich, in dem Kalibrierdaten vorgegeben sind, lässt sich das Druckverhalten mit dem Modell gut beschreiben. Danach werden die Spannungen bis zu einer Dehnung von 35 % stark überschätzt (bis zu einem Faktor von 1,8) und anschließend um bis zu 26 % unterschätzt. Inwiefern sich diese Abweichungen auf die mikromechanische Vorhersage der Verbundeigenschaften auswirken, wird im weiteren Verlauf diskutiert.

Unter der Annahme von Isotropie im linearen Bereich des Materialverhaltens ergibt sich der initiale Schubmodul aus dem Zusammenhang in Gleichung (5.7). Die Querkontraktionszahl wird dabei als Mittelwert der Querkontraktionszahl bei Zug ($\nu = 0,38$) und Druck ($\nu = 0,41$) angenommen und somit zu $\nu = 0,395$ bestimmt. δ^s wird anschließend unter Vorgabe des initialen Schubmoduls über eine Regression an den Daten des Schubversuchs bestimmt und ebenfalls in Tabelle 5.5 angegeben. Abbildung 5.25 stellt die Modellkalibrierung für Schub den experimentellen Daten gegenüber. Hier gilt Ähnliches wie für den Drucklastfall: In dem Bereich, in dem Daten zur Kalibrierung vorgeben werden, d.h. bis zum Spannungsmaximum (unter Schub fallen lokales und globales Maximum zusammen), bildet die Kalibrierung das konstitutive Verhalten gut ab. Bei Dehnungen über 7 % werden die Spannungen überschätzt: Bei der Bruchdehnung von 17 % erreichen die berechneten Spannungen das 1,6-fache der gemessenen. Bei der Anwendung des Modells für die mikromechanische Vorhersage der Verbundkennwerte wird sich zeigen, inwiefern dies die Vorhersagequalität beeinflusst.

Bei orthotropem Materialverhalten sind drei der insgesamt sechs Querkontraktionszahlen ν_{ij} unabhängig und vervollständigen damit das Set von neun unabhängigen Materialparametern. Diese drei unabhängigen Querkontraktionszahlen ν_{12} , ν_{13} und ν_{23} (alternativ können auch ν_{21} , ν_{31} und ν_{32} als unabhängig gewählt werden) werden für den unbelasteten Zustand gleich und auf 0,395 (Mittelwert der Querkontraktion für Zug und Druck) gesetzt. Für orthotrope Materialien gilt der folgende Zusammenhang zwischen Querkontraktionszahlen und E-Moduln:

$$\nu_{ij} \cdot E_{jj} = \nu_{ji} \cdot E_{ii} \quad (5.11)$$

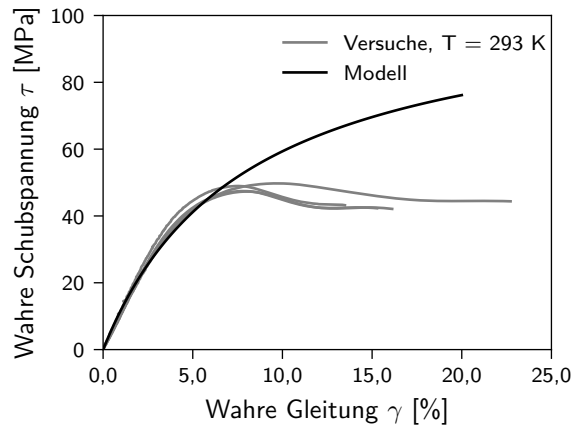


Abbildung 5.25: Bestimmung der Modellkennwerte für das nichtlinear-elastische Materialmodell nach Kästner [84] für Schubbelastung; ermittelte Modellparameter werden in Tabelle 5.5 angegeben

Tabelle 5.5: Für das Epoxid im Kalibrierprozess ermittelte Modellparameter für das nichtlinear-elastische Materialmodell nach Kästner [84] in den verschiedenen Belastungsfällen bei 293 K

Lastfall	Anfangsmodul E^0, G^0	Nichtlinearitätsparameter δ
Zug	3748 MPa	24,617
Druck	3748 MPa	16,625
Schub	1343 MPa	12,637

Da sich die E-Moduln mit dem Dehnungszustand ändern, führt dies zu veränderlichen Querkontraktionszahlen. Aus den Messungen ist jedoch nur die im Bereich kleiner Dehnungen konstante Querkontraktion bekannt. Daher wird die Konstanz des Mittelwerts von ν_{ij} und ν_{ji} angenommen und dieser gleich dem Anfangswert $\nu_0 = 0,395$ gesetzt:

$$\frac{\nu_{ij} + \nu_{ji}}{2} = \nu_0 \quad (5.12)$$

Damit ergeben sich die Querkontraktionszahlen aus dem Anfangswert ν_0 und den aktuellen E-Moduln zu

$$\nu_{ji} = \frac{2\nu_0}{\frac{E_{ii}}{E_{jj}} + 1} \quad \nu_{ij} = 2\nu_0 - \nu_{ji} \quad (5.13)$$

Die Materialrichtungen, auf die sich die genannten Kennwerte beziehen, werden nicht, wie bei einem FVK anhand der Materialmorphologie bestimmt, sondern richten sich nach dem Dehnungszustand. Im belastungsfreien Zustand und bei sehr geringen Dehnungen ergibt sich ein isotropes Materialverhalten, da alle E-Moduln sowie die Schubmoduln und auch die Querkontraktionszahlen nahezu gleich sind und für die Anfangsmoduln der Zusammenhang zwischen Schubmodul und E-Modul über die Querkontraktion, Gleichung (5.7), angenommen wird. Die Anisotropie bildet sich erst während der Belastung und abhängig vom Dehnungszustand aus.

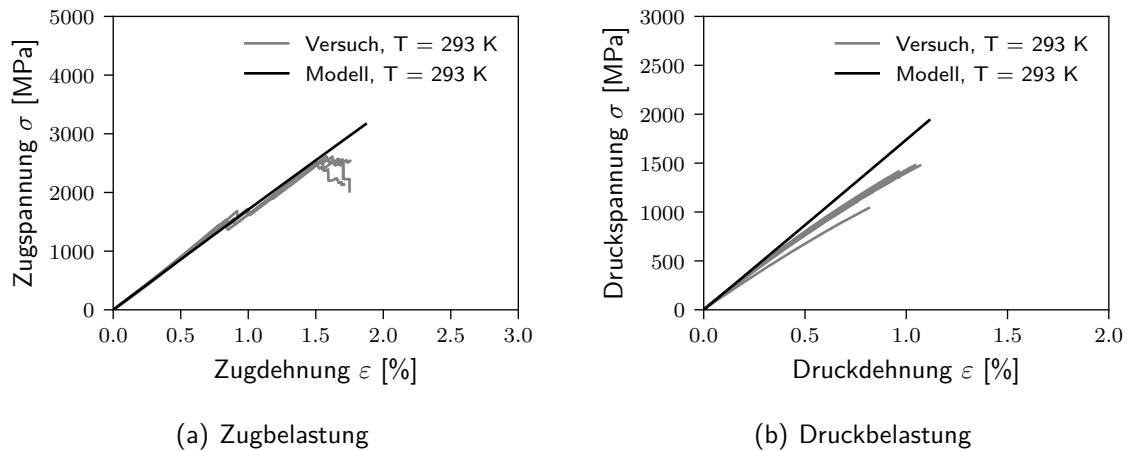


Abbildung 5.26: Mikromechanische Vorhersage der Verbundsteifigkeit von IM7/Epoxid in Faserrichtung mit nichtlinear-elastisch und orthotrop modellierter Matrix

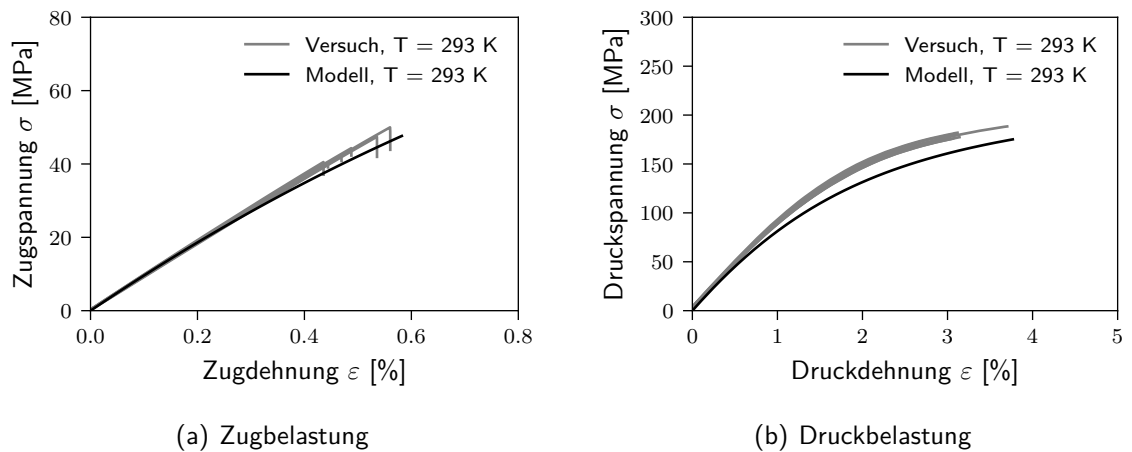


Abbildung 5.27: Mikromechanische Vorhersage der Verbundsteifigkeit von IM7/Epoxid quer zur Faserrichtung mit nichtlinear-elastisch und orthotrop modellierter Matrix

Die Graphen in Abbildung 5.26 bis 5.28 stellen die Modellvorhersage der Verbundeigenschaften mit nichtlinear-elastisch und orthotrop modellierter Matrix den experimentellen Daten gegenüber. Der Einfluss der Matrixmodellierung ist vor allem in den von der Matrix dominierten Kennwerten quer zur Faserrichtung und für Schub zu erkennen. Durch den erweiterten Modellierungsansatz wird das Spannungs-Dehnungs-Verhalten auch im nichtlinearen Bereich gut abgebildet. Die Relevanz der Zug/Druck-Asymmetrie, also des Einflusses des hydrostatischen Spannungsanteils im Materialverhalten des Reinharzes, wird hiermit deutlich. Wird dies berücksichtigt, kann mit einer rein elastischen Modellierung des Matrixverhaltens eine gute Vorhersagequalität für das Verbundsteifigkeitsverhalten erzielt werden. Die Abweichungen zwischen Modell und Experiment für das uniaxial und unter Schub belastete Reinharz für große Dehnungsbereiche beeinträchtigen die Ergebnisqualität nicht in relevantem Maße. Für die uniaxiale Druckbelastung bestehen diese Abweichungen zwischen Modell und Experiment ab 6% Druckdehnung. Abbildung 5.29(a) hebt die Bereiche in der Matrix, die Druckdehnungen in Richtung der äußeren Belastung über 6% erfahren, schwarz hervor. Die Abbildung zeigt den Zustand ein Lastinkrement vor Versagenseintritt. Etwa die Hälfte der Matrix erfährt Druckdehnungen über 6%. Basierend auf Abbildung 5.24(b) könnte eine signifikante Überschätzung der Spannungen in diesen Bereichen vermutet werden, wodurch auch die effektiven Spannungen des Verbunds signifikant überschätzt würden. Allerdings zeigt Abbildung 5.30 einen großen hydrostatischen

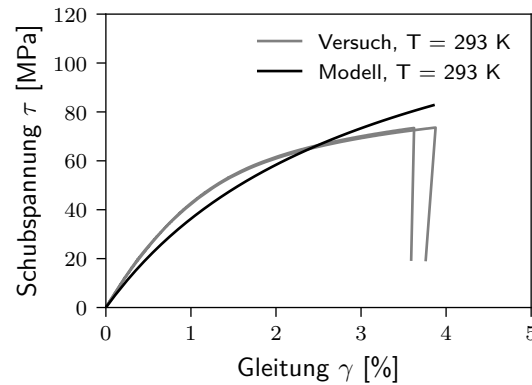


Abbildung 5.28: Mikromechanische Vorhersage der *In-plane*-Schubsteifigkeit von IM7/Epoxid mit nichtlinear-elastisch und orthotrop modellierter Matrix ³

Druckanteil p im Spannungszustand des unter Querdruck belasteten Verbunds. Der gestaltändernde Anteil eines Spannungszustands kann über die Vergleichsspannung nach von Mises quantifiziert werden.

Während der Betrag des Verhältnisses zwischen erster Invariante ($I_1 = 3 \cdot p$) und der Vergleichsspannung nach von Mises (σ_{VM}) bei uniaxialer Druckbeanspruchung eins beträgt, hat die erste Invariante im multiaxialen Spannungszustand der Matrix im unter Querdruck belasteten Verbund einen wesentlich größeren Anteil. Nur in wenigen Bereichen der Matrix (in Abbildung 5.30 schwarz hervorgehoben) ist die Vergleichsspannung nach von Mises gleich oder größer als der Betrag der ersten Invariante, was durch $I_1/\sigma_{VM} \leq 1$ angezeigt wird. Das plastische Verhalten des Epoxidharzes ist abhängig vom hydrostatischen Druckanteil im Spannungszustand. Größerer hydrostatischer Druck hebt die Fließgrenze des Materials an. Obwohl also unter uniaxialer Druckbeanspruchung im Epoxidharz ab einer bestimmten Druckdehnung Fließen auftritt, wird dies bei gleicher Dehnung im Verbund durch den hydrostatischen Druckanteil verzögert und Plastizität damit weniger relevant.

Im unter Schub belasteten Verbund ist der hydrostatische Anteil im multiaxialen Spannungszustand gering. Relevante Abweichungen zwischen Modell und experimentell ermitteltem Reinharzverhalten unter Schub treten ab 7 % Gleitung auf (s. Abbildung 5.25). Dieser Grenzwert wird in einem wesentlich geringeren Anteil der Matrix des unter Schub belasteten Verbunds überschritten, als es für den Querdrucklastfall der Fall ist. In Abbildung 5.29(b) ist etwa ein Drittel der Matrix schwarz hervorgehoben, da dort die Gleitung von 7 % überschritten wird. Die Überschätzung der Spannungen in diesem Bereich ist die Ursache für die leichte Überschätzung der effektiven Verbundspannungen ab einer globalen Gleitung von ca. 2,5 %, s. Abbildung 5.28.

Insgesamt bildet die mikromechanische Simulation mit nichtlinear-elastisch und orthotrop modellierter Matrix das Steifigkeitsverhalten des UD-Verbunds zufriedenstellend ab. Relevant für die Vorhersage der Verbundsteifigkeit ist demnach in erster Linie die Abbildung der Nichtlinearität und die Zug/Druck-Asymmetrie im Materialverhalten der Matrix. Zweitrangig für die Steifigkeitsvorhersage ist dabei, ob die Asymmetrie über ein nichtlinear-elastisches oder ein elasto-plastisches Modell erfolgt. Ob dies auch für die Festigkeitsvorhersage der Fall ist, wird im folgenden Abschnitt diskutiert.

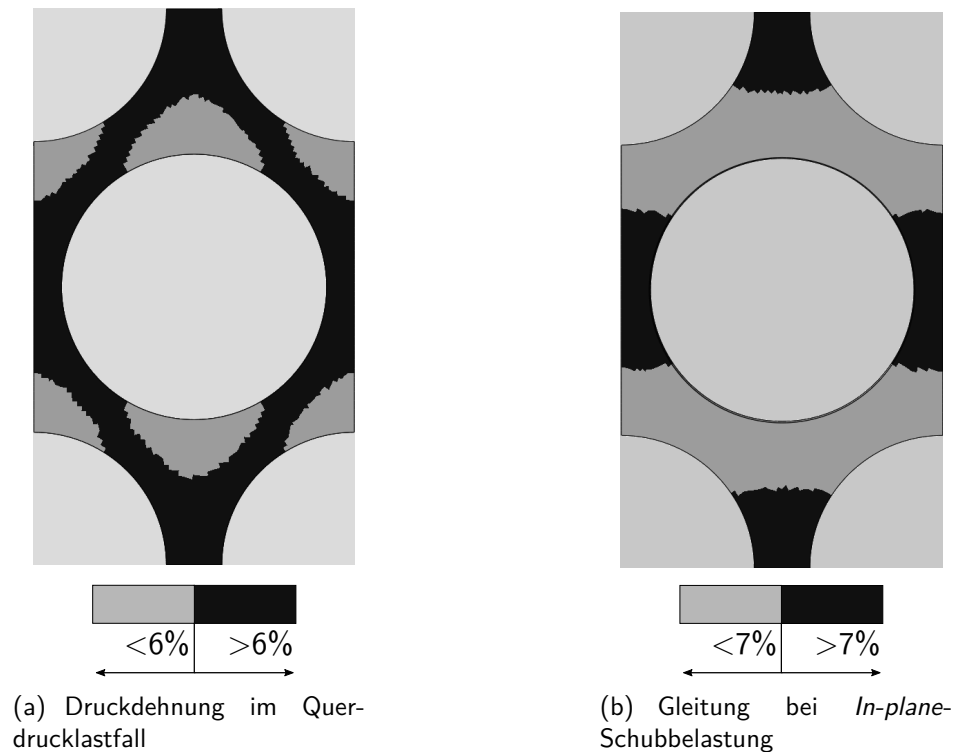


Abbildung 5.29: Betrag der Dehnungen bzw. Gleitungen in Richtung der äußeren Belastung in der Matrix eines mechanisch belasteten Verbunds ein Lastinkrement vor Versagenseintritt

Versagensbewertung und schlagartige Materialdegradation

Für eine Festigkeits- und Schädigungsvorhersage muss ein Versagenskriterium in die mikromechanische Materialmodellierung integriert werden. In bisherigen Forschungsarbeiten kommen zur Bestimmung der Rissinitiierung in der Matrix Versagenskriterien zum Einsatz, die bereits für die Anwendung in homogenen Werkstoffen etabliert sind. Als Beispiele seien hier die Vergleichsspannung nach von Mises, das Mohr-Coulomb-Fließkriterium [174] oder das Drucker-Prager-Kriterium [29] genannt. Zum Teil werden verschiedene Kriterien kombiniert, um sowohl das dilatorische (spröde) als auch das deviatorische (duktil) Versagen der Matrix abzubilden [12, 13]. Denn unterschiedliche Zug- und Druckfestigkeiten des Epoxids, gezeigt in Abbildung 5.31, deuten auf die Relevanz sowohl der dilatorischen als auch der deviatorischen Spannungsanteile für das Versagen des Materials hin [14, 55]. Diese beiden Versagensarten sollten deshalb im Versagenskriterium berücksichtigt werden, denn die lokalen Spannungszustände in einer Matrix eines quer zur Faser belasteten Faserverbunds weisen eine Mischung aus dilatorischen und deviatorischen Spannungsanteilen auf. Diese Mischung kann von einem rein dilatorischen bis zu einem rein deviatorischen Zustand variieren [12]. Ein Maß für den dilatorischen, volumenändernden Spannungsanteil ist der hydrostatische Druck p bzw. die erste Invariante des Spannungstensors $I_1 = 3 \cdot p$. Der gestaltändernde Spannungsanteil ist über die Vergleichsspannung nach von Mises σ_{VM} quantifiziert, die ebenfalls eine invariante Größe ist. Stassi-D'Alia [160] schlägt ein Versagenskriterium⁴ vor, das beide Invarianten – die Vergleichsspannung nach von Mises und die erste Invariante – in einer Gleichung kombiniert. Zur Kalibrierung dieses Kriteriums genügen die in einachsigen Versuchen bestimmte Zug- und Druckfestigkeit. Das Kriterium wird bereits für zufriedenstellende Versagensbewertungen von FVK bei Raumtemperatur

³Messdaten verwendet mit freundlicher Genehmigung IABG

⁴Das Kriterium entspricht dem Versagenskriterium von Raghava et al. [135] und wird daher in der Literatur des Öfteren mit diesem Namen verknüpft (z.B. in [14]).

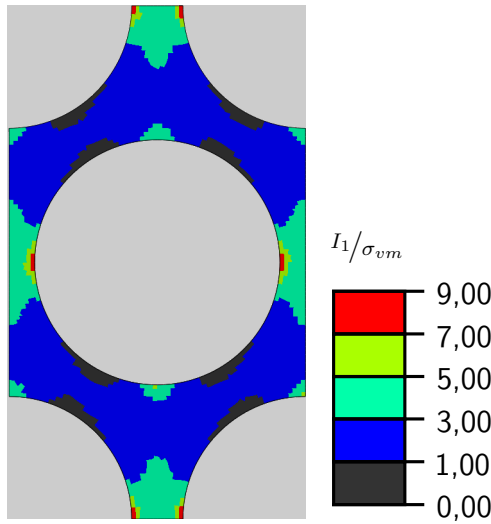


Abbildung 5.30: Anteil des hydrostatischen Spannungsanteils im Vergleich zum gestaltändernden Spannungsanteil eines in Querdruck belasteten Verbunds, ein Lastinkrement vor Versagenseintritt; ausgedrückt über das Verhältnis der ersten Invariante I_1 zur Vergleichsspannung nach von Mises σ_{VM}

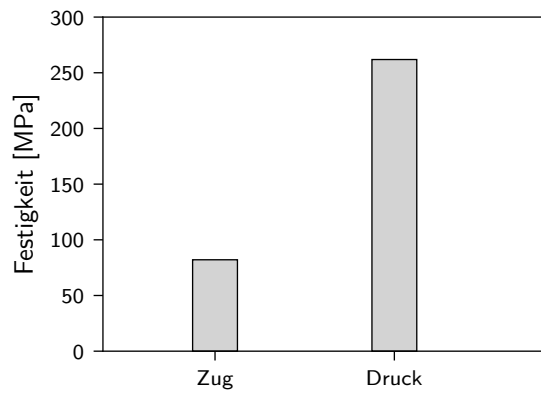


Abbildung 5.31: Festigkeiten des Epoxids bei 293 K, gemessen nach EN ISO 3167 für Zug und an Rundproben für Druck

verwendet [148, 163]. Es ermöglicht die Berücksichtigung der unterschiedlichen Zug- und Druckfestigkeiten und ist daher ein für die vorliegende Fragestellung geeignetes Modell. Das Kriterium wird entsprechend Gleichung (5.14) formuliert.

$$\frac{\sigma_{VM}^2}{X_m^c X_m^t} + \left[\frac{1}{X_m^t} - \frac{1}{X_m^c} \right] I_1 = f = 1 \quad (5.14)$$

Erreicht der Versagensindex f den Wert eins, tritt Versagen ein. Die Zug- und die Druckfestigkeit X_m^t und X_m^c entsprechen i.d.R. den Spannungsmaxima der aus den uniaxialen Versuchen ermittelten Spannungs-Dehnungs-Kurven. Aufgrund der Abweichungen zwischen dem nichtlinear-elastischen Modell und den Spannungs-Dehnungs-Kurven aus den Versuchen würde die Verwendung dieser Werte jedoch zu einer falschen Bruchdehnung für Zug führen. Diese ergibt sich aus dem Umstellen der Gleichung (5.9) nach der Dehnung und durch Einsetzen der experimentell ermittelten Versagensspannungen für Zug ($X_m^t = 82$ MPa) zu 4,7 % statt zu 5,7 %. Mit den für die Gleichung (5.9) für den Drucklastfall bestimmten Parametern kann die gemessene Festigkeit für Druck $X_m^c = 262$ MPa nicht erreicht werden. Denn die Funktion strebt für $\varepsilon \rightarrow \infty$ gegen den Wert E^0/δ , der für die

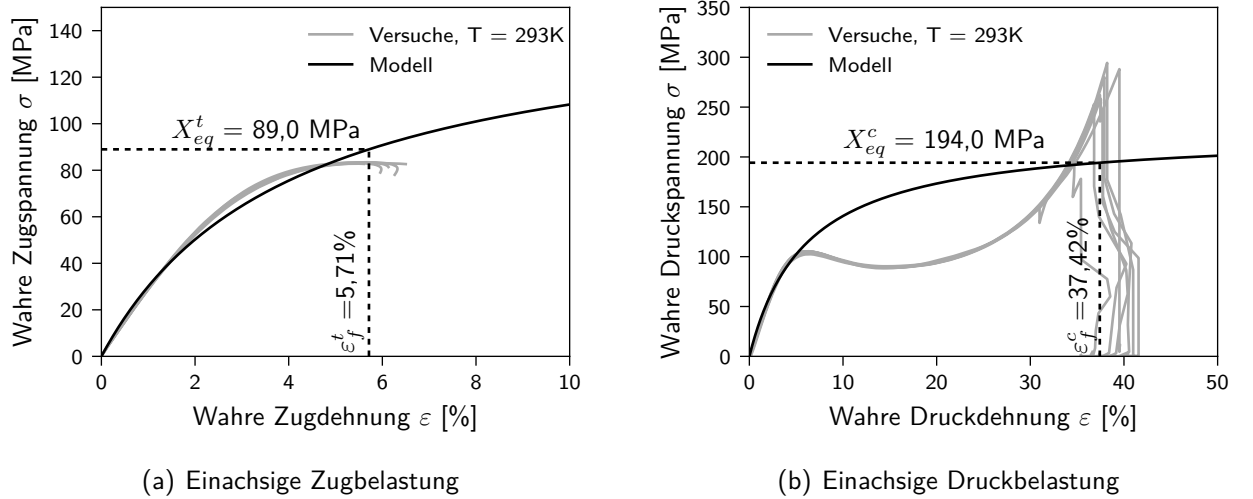


Abbildung 5.32: Definition der äquivalenten Festigkeiten anhand der experimentell gemessenen Bruchdehnungen und des nichtlinear-elastischen Materialmodells

ermittelten Parameter bei $E^0/\delta = 3748 \text{ MPa}/16,625 = 225 \text{ MPa}$ liegt. Bei der thermischen Belastung eines Verbunds entsteht die Beanspruchung der Matrix durch die Behinderung ihrer thermischen Ausdehnung, die zum Aufbau einer mechanischen Dehnung führt und schließlich in einer Spannung resultiert. Es handelt sich demnach um eine dehnungsgesteuerte Belastung. Die fehlerhafte Abschätzung der Bruchdehnungen im eben beschriebenen Maße würde daher zu einem falsch prognostizierten Versagenseintritt unter thermischer Belastung führen. Damit das Versagenskriterium dennoch in spannungsbasierter Formulierung verwendet werden kann, werden äquivalente Festigkeiten definiert, die die Abweichung zwischen nichtlinear-elastischem Modell und den experimentell ermittelten Spannungs-Dehnungs-Kurven berücksichtigen und das Erreichen der experimentell ermittelten Bruchdehnungen bei Versagenseintritt sicherstellen. Die Bestimmung dieser äquivalenten Festigkeiten wird in Abbildung 5.32 skizziert. Aus allen aufgenommenen Spannungs-Dehnungs-Kurven werden jeweils für Zug und Druck die mittleren Bruchdehnungen ε_f^t und ε_f^c bestimmt. Durch Einsetzen dieser Dehnungswerte in Gleichung (5.9) und unter Verwendung des entsprechenden Nichtlinearitätsparameters δ^n werden die zu diesen Dehnungen gehörigen Spannungen bestimmt und als äquivalente Festigkeiten in der Versagensbewertung verwendet. Sie werden deshalb als „äquivalente“ Festigkeiten bezeichnet, da die Versagensbewertung unter Verwendung dieser Festigkeitswerte für den einachsigen Lastfall zu den experimentell ermittelten Bruchdehnungen des Materials führt. Wie in Abbildung 5.32 angegeben, beträgt die äquivalente Zugfestigkeit $X_{eq}^t = 89 \text{ MPa}$ und die äquivalente Druckfestigkeit $X_{eq}^c = 194 \text{ MPa}$.

Der Verlust der Tragfähigkeit nach Erreichen der Festigkeit wird über einen abrupten Spannungsabfall durch eine schlagartige Degradation des E-Moduls E^0 abgebildet. Ist die Bruchenergie des Materials bekannt, z.B. aus *Compact-Tension* [99, 182] und *Compact-Compression*-Tests [99], kann diese genutzt werden, um einen linearen oder exponentiellen Spannungsabfall nach Versagenseintritt zu konstruieren [38, 39, 163, 165]. Da dies für das hier untersuchte Reharzmaterial nicht gegeben ist, wird der E-Modul stattdessen nach Versagensinitiiierung auf annähernd null gesetzt. Aus numerischen Gründen wird der E-Modul nicht auf exakt null, sondern auf einen geringen Prozentsatz d des ursprünglichen E-Moduls E^0 reduziert und ergibt sich damit aus

$$E = d \cdot E_0 \quad (5.15)$$

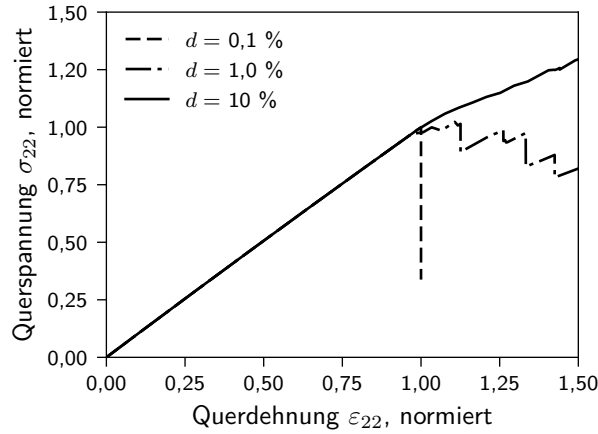


Abbildung 5.33: Einfluss des Degradationsfaktors auf das effektive Spannungs-Dehnungs-Verhalten eines in Querkzug belasteten Verbunds, gezeigt an einen RVE mit zufälliger Faseranordnung; Spannungen und Dehnungen auf die Maximalspannung bzw. Maximaldehnung der Rechnung mit $d = 0,1\%$ normiert; Abbildung wurde in modifizierter Form bereits in [108] veröffentlicht

Die Nichtlinearitätsparameter δ^n und δ^s werden nach Erreichen der Festigkeit auf null gesetzt. Die Wahl des Degradationsfaktors d ist ein Kompromiss aus einer (schnell) konvergierenden Lösung und einer guten Erfassung des Lastumlagerungsverhaltens im Verbund. Der Einfluss des Parameters auf das berechnete effektive Spannungs-Dehnungs-Verhalten wird in Abbildung 5.33 exemplarisch für ein in Querkzug belastetes RVE mit zufälliger Faseranordnung gezeigt⁵. Versagenslast und -dehnung können mit zu groß gewählten Degradationsfaktoren – also mit einer zu geringen Reduktion der Tragfähigkeit nach Versagenseintritt – signifikant überschätzt werden. Dieser Aspekt wird in [108] ausführlicher diskutiert. Aus dem Vergleich in Abbildung 5.33 lässt sich ein Degradationsparameter von $d = 0,1\%$ als geeigneter Wert für die progressive Schädigungsberechnung unter quasi-statischer Querkzugbelastung ableiten. Der mit diesem Wert in einem HexRVE berechnete Matrixriss wird in Abbildung 5.34(a) dargestellt⁶. Unter Querkzugbelastung bildet sich ein quer zur Belastungsrichtung durch das gesamte RVE verlaufender Riss aus, s. Abbildung 5.34(b). Die Berechnung unter Querkdruckbelastung bricht aufgrund von Konvergenzproblemen ab, bevor ein vollständiger Matrixriss ausgebildet ist. In Abbildung 5.34(b) ist lediglich die Rissbildung entlang des Faser-Matrix-Interface zu erkennen. Um die Konvergenzprobleme zu verringern, kann die von Lapczyk und Hurtado [100] vorgeschlagene Regularisierungsmethode genutzt werden. Diese führt eine Dämpfung des Schädigungsparameters ein, wodurch der eigentlich dynamische Schädigungsprozess verlangsamt wird und weiterhin quasi-statisch gelöst werden kann. Die Inertiallasten bewirken im realen dynamischen Schädigungsprozess eine physikalische Regularisierung, dominieren aber nicht den Prozess an sich. Daher ist die Regularisierung über die – im Vergleich mit Massen – einfachere Einführung eines Dämpfers möglich.

In diskretisierter Form lässt sich der regularisierte Schädigungsparameter \bar{d}_v aus dem nicht regulierten Schädigungsparameter \bar{d}^k für das aktuelle Inkrement k , dem aktuellen Zeitinkrement Δt und dem regulierten Schädigungsparameter \bar{d}^{k-1} des vorherigen Inkrements und dem Dämpfungskoeffizienten η_v mit Gleichung

$$\bar{d}_v = \frac{\Delta t}{\eta_v + \Delta t} \bar{d}^k + \frac{\eta_v}{\eta_v + \Delta t} \bar{d}_v^{k-1} \quad (5.16)$$

⁵Die Berechnungen werden mit vorläufigen Materialparametern, angegeben in Tabelle 5.1, und mit nichtlinear-elastisch isotrop modellierter Matrix durchgeführt.

⁶Unter Verwendung des nichtlinear-elastischen orthotropen Materialmodells

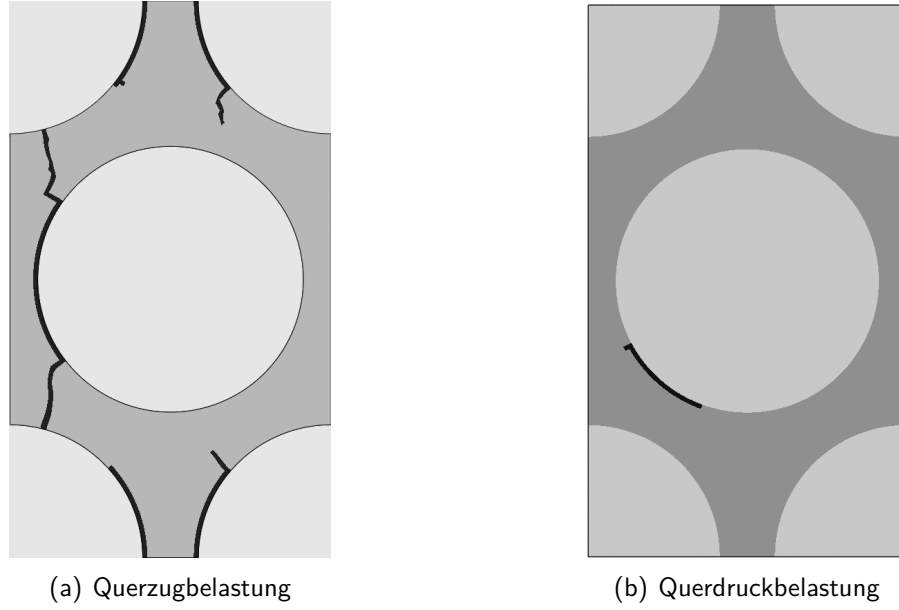


Abbildung 5.34: Berechnete Matrixrisse unter Verwendung des Degradationsfaktors $d = 0,1\%$ für Querzug- und Querdruckbelastung

berechnen. Die Gleichung (5.16) ist mit der Definition des Schädigungsparameters \bar{d} nach Lapczyk und Hurtado [100] aufgestellt. Dieser lässt sich über

$$d = 1 - \bar{d} \quad (5.17)$$

in den in der vorliegenden Arbeit definierten Degradationsfaktor d umrechnen und Gleichung (5.16) kann zu

$$(1 - d_v) = \frac{\Delta t}{\eta_v + \Delta t} (1 - d^k) + \frac{\eta_v}{\eta_v + \Delta t} (1 - d_v^{k-1}) \quad (5.18)$$

umgeschrieben werden. Bei einer schlagartigen Schädigungsdefinition bleibt der nicht regularisierte Schädigungsparameter \bar{d}^k konstant bei dem Wert von $\bar{d} = 1 - d$ bzw. der nicht regularisierte Degradationsparameter d^k bleibt konstant bei $d^k = d$. Dabei ist d der mit $0,1\%$ festgelegte Degradationsfaktor. Der regularisierte Degradationsfaktor d_v wird zur Berechnung des degradierten E-Moduls auf den Ausgangsmodul E^0 und nicht auf den aktuellen Modul E angewendet, s. Gleichung (5.15). Aktueller E-Modul und Anfangsmodul unterscheiden sich aufgrund des nichtlinearen Materialverhaltens vor Schädigung je nach Dehnungszustand voneinander. Dies muss bei der erstmaligen Berechnung des Degradationsfaktors mit viskoser Regularisierung, also direkt nach Versagenseintritt, berücksichtigt werden. Zu diesem Zeitpunkt existiert noch kein Degradationsparameter d_v^{k-1} , der sich später aus der Berechnung von d_v des vorherigen Inkrements ergibt. Er repräsentiert damit das Verhältnis des E-Moduls E aus dem letzten Inkrement zum initialen E-Modul E^0 . Zum Zeitpunkt des Versagenseintritts sollte der Degradationsfaktor demnach dem Verhältnis E/E^0 entsprechen. Für ein lineares Materialverhalten vor Schädigung könnte er daher auf $d_v = 1$ gesetzt werden. Bei Nichtlinearität ist das Verhältnis E/E^0 vom Dehnungszustand bei Versagensinitiierung und, durch die orthotrope Modellierung, zudem von der Materialrichtung abhängig. Da mit der Wahl des initialen Werts von d_v^{k-1} zum einen ein Ansteigen des E-Moduls E durch die Schädigung verhindert werden muss (der Wert darf nicht zu groß gesetzt sein) und zum anderen die Reduktion entsprechend dem Ziel der Regularisierung aber auch nicht zu stark ausfallen darf (d_v^0 nicht zu klein), kann kein für alle Lastfälle gleichermaßen geeigneter Wert vorgegeben werden. Eine Vorsimulation für alle Lastfälle kann hier

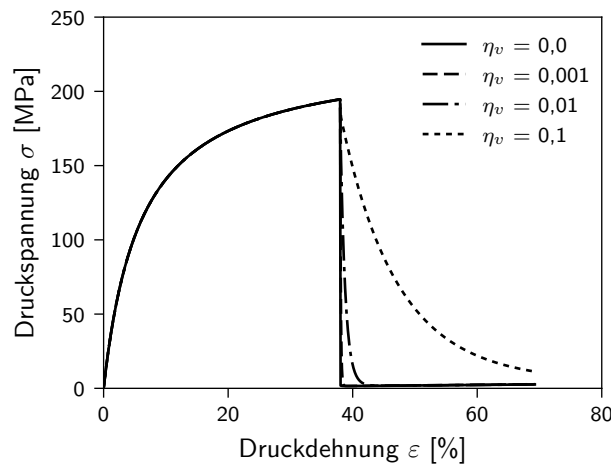


Abbildung 5.35: Einfluss des Dämpfungskoeffizienten η_v der viskosen Regularisierung auf das berechnete Materialverhalten unter einachsiger Druckbelastung im Entfestigungsbereich; $d_v^0 = 0,13$

Tabelle 5.6: Parameter für die viskose Regularisierung der Schädigung für verschiedene Lastfälle

	Querzug	Querdruck	Schub
η_v	0,0	0,1	0,01
d_v^0	0,0	0,13	0,3

Aufschluss über eine geeignete Wahl des Parameters geben.

Abbildung 5.35 zeigt Spannungs-Dehnungs-Kurven für das einachsig in Druck belastete Reinharz, berechnet mit verschiedenen Werten für den Dämpfungskoeffizienten η_v . Je größer η_v , desto langsamer fällt die ertragbare Spannung nach Erreichen der Festigkeit über der Dehnung ab. Qualitativ entsprechen die Spannungsverläufe im Entfestigungsbereich denen einer exponentiellen Degradation. Der Fall der schlagartigen Degradation $\eta_v = 0$ kann damit als Sonderfall der exponentiellen Degradation interpretiert werden. Je kleiner der Wert für η_v , desto näher sind die Spannungsverläufe im Entfestigungsbereich diesem Sonderfall.

Eine stärkere Degradation verstärkt die Lastumlagerungen in angrenzende ungeschädigte Bereiche und begünstigt in der Simulation dadurch die Ausbildung dominanter Matrixrisse [108], wie sie auch experimentell in mechanisch belasteten FVK beobachtet werden [163]. Daher wird η_v so klein wie möglich gewählt, aber groß genug, um eine konvergierte Berechnung mit vollständig ausgebildetem Matrixriss zu erhalten. Der dafür erforderliche Dämpfungsfaktor ist abhängig vom untersuchten Lastfall. Für die Lastfälle quer zur Faser werden die Werte für η_v und für d_v^0 in Tabelle 5.6 aufgelistet. Wie bereits erwähnt, kommt die Rechnung für die Querzugbelastung ohne Regularisierung aus. η_v und d_v^0 können zu null gesetzt werden. Für die Lastfälle Querdruck und Schub sind höhere Regularisierungsfaktoren erforderlich.

5.2.3 Bewertung der Vorhersagequalität des mikromechanischen Modells

Bevor die zur Beantwortung der Forschungshypothesen erforderliche Ermüdungsmodellierung thematisiert wird, muss die Spannungs- und Festigkeitsvorhersagequalität des implementierten Modellierungsansatzes bewertet werden. Denn eine Festigkeitsvorhersage innerhalb eines akzeptablen Genauigkeitsbereichs ist Voraussetzung für eine belastbare Ermüdungssimulation. Die für die mi-

Tabelle 5.7: Elastizitäts- und Festigkeitskennwerte des Epoxidharzes bei 293 K

Kennwert	Beschreibung	Wert
E ,	Initialer E-Modul	3748 MPa
δ^{n+}	Nichtlinearitätsparameter für Zugnormalbeanspruchung	24,62
δ^{n-}	Nichtlinearitätsparameter für Drucknormalbeanspruchung	16,62
δ^s	Nichtlinearitätsparameter für Schubbeanspruchung	12,64
ν	Querkontraktionszahl	0,395
X_{eq}^t	äquivalente Zugfestigkeit	89 MPa
X_{eq}^c	äquivalente Druckfestigkeit	194 MPa

kromechanische Simulation der quasi-statischen Verbundeigenschaften erforderlichen Material- und Modellparameter der Matrix werden in Tabelle 5.7 zusammengefasst. Die Vorhersage wird zunächst für Raumtemperatur mit $T = 293 \text{ K}$ bewertet. Die Kennwerte wurden daher nur für diese Temperatur zusammengestellt. Die Kennwerte der Faser wurden bereits in Kapitel 5.2.1 angegeben. Die Vorhersagequalität wird für die Verbundmaterialkennwerte (Moduln und Festigkeiten) in verschiedene Materialrichtungen (Faserlängs-, Faserquerrichtung) und für den Schublastfall in der 1,2-Ebene bewertet. Solch umfängliche Modellbewertungen finden sich in der Literatur selten [39, 112]. Selbst innerhalb der Fokussierung auf die Eigenschaften quer zur Faser beschränken sich viele Veröffentlichungen auf die Validierung der Ergebnisse für den Querkzuglastfall [125, 142, 174, 175]. Nur wenige Autoren stellen auch die Querdruck- und die Schubfestigkeitsvorhersage experimentellen Daten gegenüber [39, 163, 165]. Zudem dient die Querkzugfestigkeit [52, 125] oder die Querdruckfestigkeit [39] des Verbunds – oder beide [163] – in vielen Modellen als zusätzlicher Kalibrierungsparameter. Damit werden die Kennwerte für das Interfacemodell [163] bestimmt oder das Versagenskriterium kalibriert [52, 125]. Daher können die Querfestigkeiten nicht in allen veröffentlichten Untersuchungen als Validierungsparameter genutzt werden. Im Gegensatz dazu basiert die hier vorgestellte mikromechanische Simulation des Verbundverhaltens ausschließlich auf der Kalibrierung mittels am Reinharz gemessener Versuchsdaten und den für die Faser in [80] veröffentlichten Kennwerten. Somit besteht die Validierungsbasis aus allen am UD-Verbund ermittelten Testdaten.

Neben der Diskussion der Vorhersagegenauigkeit aus dem Vergleich mit den experimentell ermittelten Verbundkennwerten (eine Übersicht dazu findet sich in Anhang F in Tabelle F.1) wird die Modellgenauigkeit mit der Vorhersagequalität veröffentlichter Modellansätze verglichen. Damit wird die Modellgüte in den Stand der Forschung eingeordnet. Anhand dieses Vergleichs wird bewertet, inwiefern die beschriebenen Modellannahmen die Vorhersagequalität beeinträchtigen bzw. inwieweit diese Annahmen zum Erreichen einer bestimmten Vorhersagequalität zulässig erscheinen. Zudem liefert dieser Vergleich einen allgemeinen Überblick über die Vorhersagequalität aktueller mikromechanischer Simulationsansätze, wie er bisher in dieser Form noch nicht zusammengetragen wurde.

Abbildung 5.36 stellt die mikromechanische Vorhersage des Verbundverhaltens in Faserrichtung dem Experiment gegenüber. Wie im vorherigen Kapitel bereits erwähnt, liegt die Steifigkeitsvorhersage für den linearen Bereich des Materialverhaltens mit einem relativen Fehler zwischen -2 % und 8 % in einem sehr guten Genauigkeitsbereich. Die Abweichungen der numerischen und experimentellen Spannungs-Dehnungs-Linien für den Druckbereich in Bereichen höherer Druckdehnung (ab 0,5 %) resultieren aus einer zu steifen Abbildung des Materialverhaltens in diesem Bereich. Bei 1,0 % Druckdehnung überschätzt das Modell die effektive Verbundspannung um 23 %. Auch die berechneten Festigkeiten weichen mit 27 % für Zug und 46 % für Druck recht stark von den experimentellen Kennwerten ab. Eine mögliche Ursache der hohen Abweichungen bei der Festigkeitsvorhersage können Fertigungsabweichungen sein. Bei der Ablage des Fasermaterials im Fertigungsprozess kann es

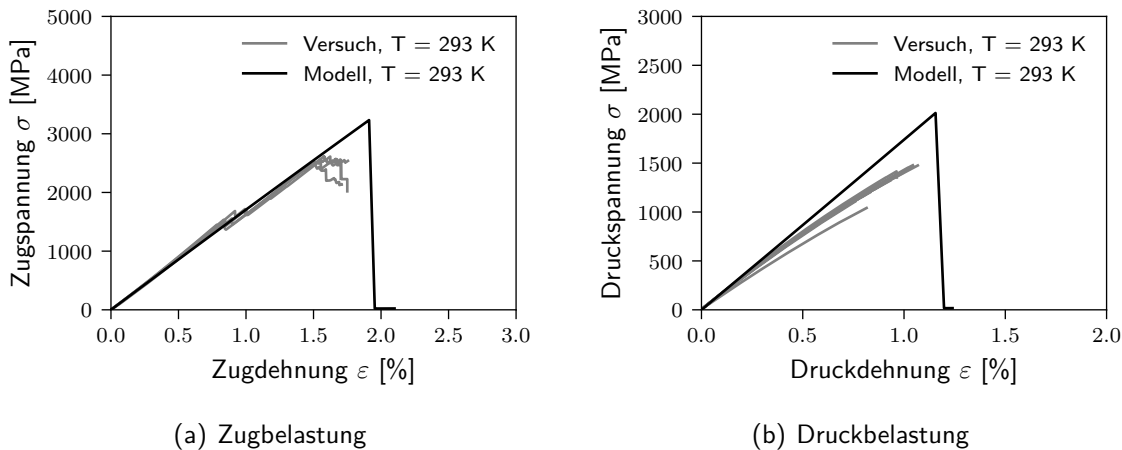


Abbildung 5.36: Mikromechanische Vorhersage des Materialverhaltens von IM7/Epoxid in Faserrichtung

zu Winkelabweichungen kommen. Dadurch wird der Verbund im Versuch nicht genau in Faserrichtung, sondern in einem abweichenden Winkel zu dieser (*off-axis*) belastet. In der Simulation wird die Last hingegen exakt in Faserrichtung eingeleitet. Eine Festigkeitsreduktion entsprechend den Abweichungen zwischen den hier gezeigten numerischen und experimentellen Daten kann durch eine Faserwinkelabweichung von 3° [62] bis 5° [171] verursacht werden. Das Auftreten von Faserwinkelabweichungen im Handablageverfahren in dieser Größenordnung erscheint durchaus plausibel. Dass die Mischungsregel, basierend auf dem *Strength-of-Materials*-Ansatz [65], auf ein mit 3245 MPa sehr ähnliches Ergebnis für die Längszugfestigkeit kommt wie die mikromechanische Berechnung, untermauert diese Vermutung. Auch die Mischungsregel geht von einer perfekten Lasteinleitung in Faserrichtung aus.

Zwei weitere in den vorliegenden mikromechanischen Simulationen nicht berücksichtigte Phänomene sind das Faserknicken und das Ausbilden von Knickbändern [11, 147, 186]. Diese Phänomene sind für die im Vergleich zur Längszugfestigkeit geringe Längsdruckfestigkeit von FVK verantwortlich [19]. In der Vorhersage entspricht die Längsdruckfestigkeit 62 % der Längszugfestigkeit. Dieser Unterschied ist auf die unterschiedlichen Zug- und Druckfestigkeiten der Fasern zurückzuführen, deren Unterschied im gleichen Prozentbereich liegt. Dagegen ist die Differenz zwischen den experimentell ermittelten Festigkeiten größer: Die Druckfestigkeit ist nur halb so groß wie die Zugfestigkeit. Die fehlende Berücksichtigung des Faserknickens ist somit eine plausible Erklärung für die Überschätzung der Längsdruckfestigkeit durch das Modell. Die mangelnde Berücksichtigung des Faserknickens kann zudem der Grund für die unterschätzte Nichtlinearität im Materialverhalten unter Druck sein. Im Modell werden Nichtlinearitäten allein über das Matrixmaterialverhalten abgebildet. Die ideal und linear modellierten Fasern überlagern diesen Effekt. Daher tritt im simulierten Verbund unter Belastung in Faserrichtung keine Nichtlinearität auf. Die im Experiment beobachtete Nichtlinearität wird daher wahrscheinlich durch das Ausknicken der Fasern, das deren effektive Steifigkeit reduziert, verursacht.

Abbildung 5.37 vergleicht die Qualität der Längsfestigkeitsvorhersage des in der vorliegenden Arbeit vorgestellten Modells mit der von in der Literatur veröffentlichten Vorhersagen. Die Qualität wird darin über die relative Abweichung der Simulation vom Versuch quantifiziert. Neben den Säulen für die relativen Fehler der einzelnen Modelle wird auch der Durchschnitt der Beträge der relativen Fehler aller Modelle eingetragen. Da über den Fehlerbetrag Unter- und Überschätzung nicht unterschieden wird, ist der Fehlerdurchschnitt auf der positiven und auf der negativen Fehlerachse eingetragen. Alle Modelle, deren Fehlersäulen innerhalb dieser Linien liegen, liefern eine überdurchschnittlich gute Vorhersagegenauigkeit. Die horizontale schwarze Linie gibt zusätzlich den relativen

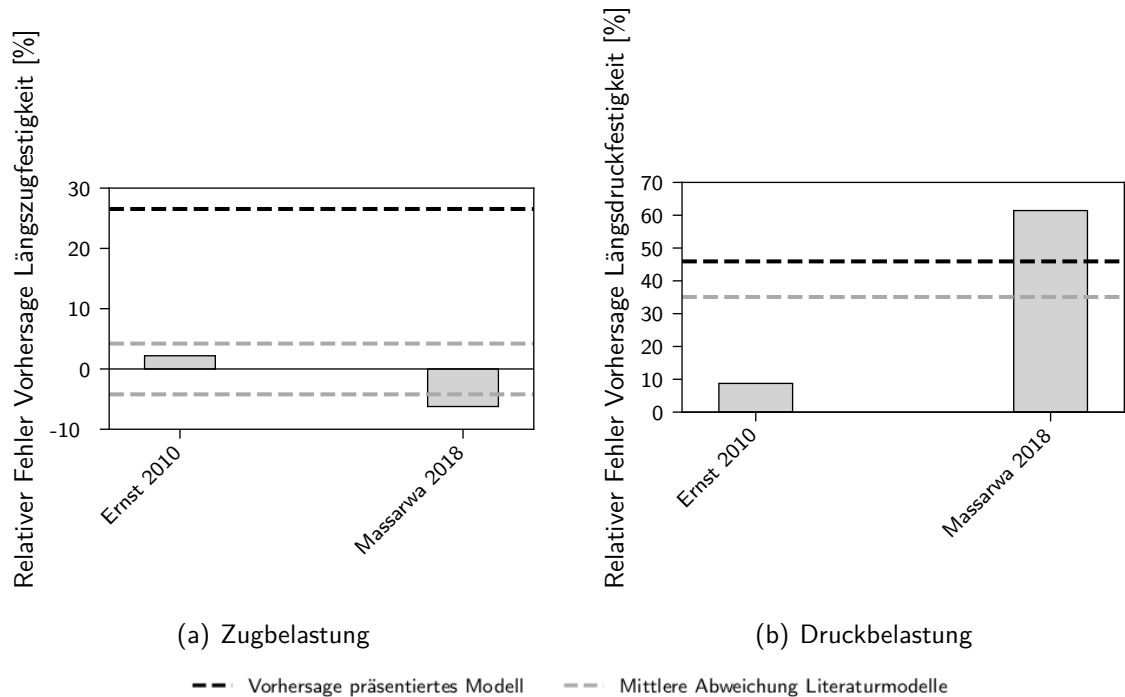


Abbildung 5.37: Relativer Fehler der Längsfestigkeitsvorhersage im Vergleich mit der Vorhersagequalität von Modellen aus der Literatur ([39, 112])

Fehler der hier vorgestellten Simulation an. Im Gegensatz zu den anderen Materialkennwerten (insbesondere Querkzug) wurden nur wenige mikromechanische Längszugfestigkeitsvorhersagen veröffentlicht, die auf FEM-Berechnungen an RVE mit kleinen geometrischen Abmaßen in Faserrichtung basieren. Die hier vorgestellten Ergebnisse stellen somit eine Erweiterung der Wissensbasis dar. Im Modellvergleich kommt die Modellvorhersage von Ernst et al. [39] zu sehr guten Ergebnissen. Die Modellannahmen zur Schädigung der Faser werden in der Veröffentlichung jedoch nicht beschrieben. Massarwa et al. [112] erreicht für die Längszugfestigkeit ebenfalls eine bessere Vorhersagequalität als das hier vorgestellte Modell. Die Versagensbewertung und die Schädigungsberechnung erfolgen dort allerdings auf der Lagenebene mittels experimentell bestimmter Lagenfestigkeiten. Die mikromechanische RVE-Berechnung wird lediglich zur Bestimmung der effektiven, homogenisierten Lagenspannungen verwendet. Damit sind die Effekte von Faserwinkelabweichungen bereits indirekt in den für die Versagensbewertung verwendeten Festigkeitskennwerten enthalten und müssen nicht explizit im Modellierungsansatz berücksichtigt werden. Die Druckfestigkeit wird von Massarwa et al. [112] dennoch in ähnlichem Maße überschätzt wie von der vorgestellten Simulation.

Für die Berücksichtigung der Effekte von Faserwinkelabweichungen, Faserwelligkeiten und des Phänomens Mikrobeulen sind andere RVE-Geometrien mit einer größeren Abmessung in Faserrichtung, wie von [19, 152, 186] verwendet, erforderlich. Denkbar wäre auch ein Versagens- und Schädigungskriterium für das Faserdruckversagen, welches das Faserknicken in der Formulierung des Kriteriums berücksichtigt. Für die in der vorliegenden Arbeit untersuchten Fragestellungen ist die Vorhersagequalität des präsentierten Modells am „flachen“ RVE mit den verwendeten Versagenskriterien ausreichend, da bei der thermischen Zyklierung vorrangig Matrixrisse zu erwarten sind.

Die mikromechanische Vorhersage des Querverhaltens des Verbunds wird in Abbildung 5.38 mit den Experimenten verglichen. Die Vorhersage des Quermoduls im linearen Bereich ist mit einer relativen Abweichung von 2 % für Zug und Druck sehr gut. Für den Schubmodul ist die Abweichung mit -12 % etwas größer, aber immer noch akzeptabel. Die Querkzugfestigkeit wird mit 47,7 MPa statt 44,1 MPa um 8 % überschätzt. Dies führt auch auf eine Überschätzung der Bruchdehnung (s. Tabelle F.1).

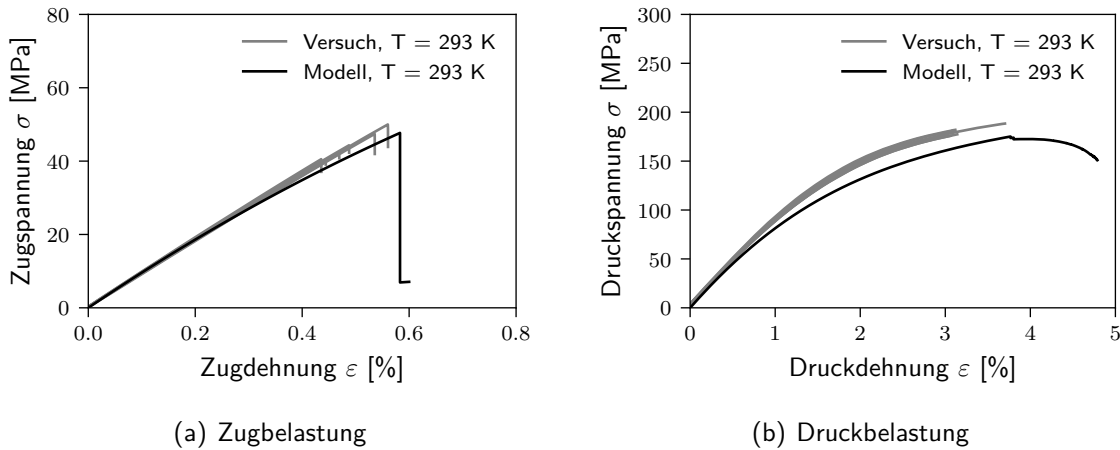


Abbildung 5.38: Mikromechanische Vorhersage des Materialverhaltens von IM7/Epoxid quer zur Faserichtung

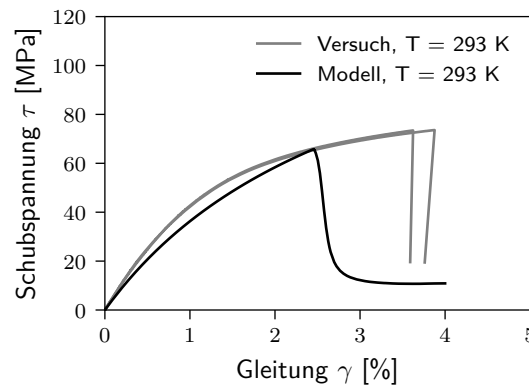


Abbildung 5.39: Mikromechanische Vorhersage des Materialverhaltens von IM7/Epoxid für *In-plane*-Schub⁷

Querdruck- und Schubfestigkeit liegen mit einer relativen Abweichung der Vorhersage von den Experimenten mit -2 % für die Druckfestigkeit und -8 % für die Schubfestigkeit „auf der sicheren Seite“. Die Festigkeitsvorhersage liegt insgesamt in einem akzeptablen Genauigkeitsbereich. Dies spricht für die Zulässigkeit der getroffenen Annahmen für die Spannungsberechnung und für das Versagenskriterium. Die Bruchdehnung – definiert als zum Spannungsmaximum gehörende Dehnung – wird für den Querdrucklastfall mit 3,77 % statt 3,12 % etwas überschätzt. Für Schub wird die Gleitung bei Versagen mit 2,45 % statt 3,75 % stärker unterschätzt. Das liegt neben den geringen Abweichungen zwischen den berechneten und den gemessenen Festigkeiten auch an der Über- oder Unterschätzung der materiellen Nichtlinearität durch das Modell, die für die Normalspannungslastfälle in Querrichtung nur leicht, für den Schublastfall aber etwas stärker ausfällt. Für Querkzug werden die Spannungen beispielsweise bei einer Dehnung von 0,48 % um 7 % unterschätzt. Die gleiche Abweichung besteht zwischen den berechneten und den experimentell ermittelten Druckspannungen bei 3,1 % Dehnung. Das Schubverhalten wird bei kleineren Dehnungen zu weich abgebildet. Bei einer Dehnung von 1,0 % wird die resultierende Spannung beispielsweise um 18 % unterschätzt. Im höheren Dehnungsbereich wird jedoch der Grad der Nichtlinearität unterschätzt, wodurch die Versagensspannung bereits bei geringerer Gleitung erreicht wird. Ursache kann hier die Überschätzung der Matrixschubspannungen durch die Kalibrierung für Gleitungen über 7 % sein, s. Abbildung 5.25. Die Hypothesen der vorliegenden Arbeit beziehen sich in erster Linie auf den Fall der thermischen Belastung, für den sehr

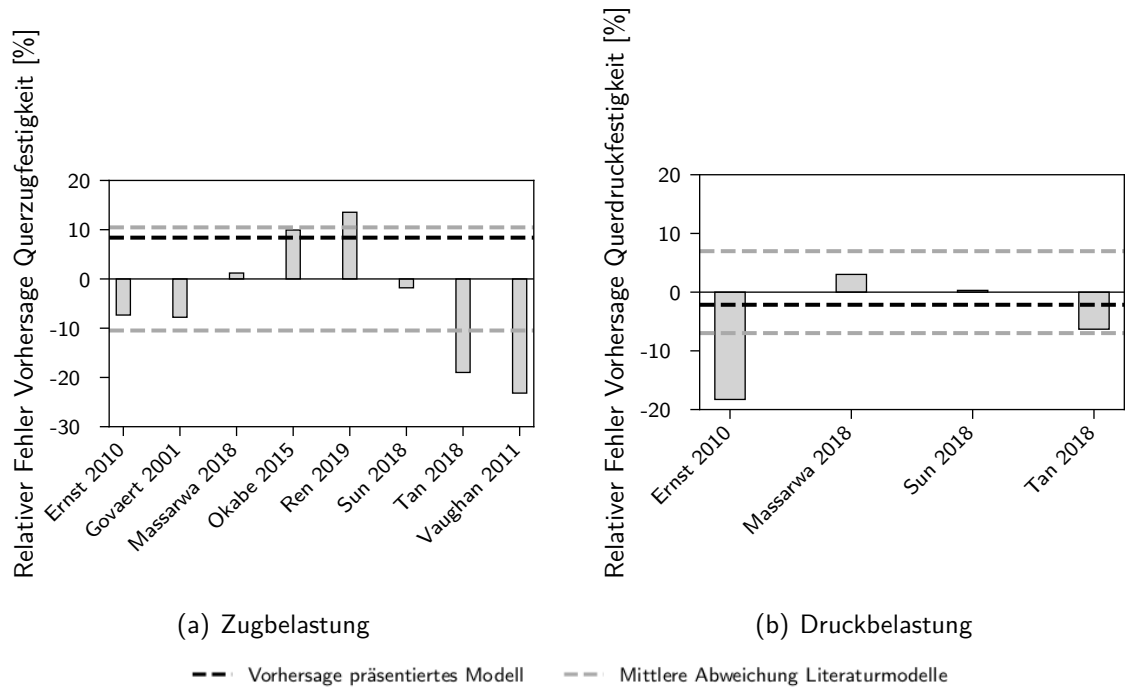


Abbildung 5.40: Relativer Fehler der Querspannungsvorhersage im Vergleich mit der Vorhersagequalität von Modellen aus der Literatur [38, 52, 125, 142, 163, 165, 174]

geringe lokale Gleitungen im Verbund zu erwarten sind [15]. Für diesen Bereich liefert der vorgestellte nichtlinear-elastische orthotrope Modellierungsansatz eine gute Vorhersagequalität und wird daher im Rahmen der vorliegenden Arbeit weiter verfolgt.

Der im Spannungs-Dehnungs-Verlauf für den Querdruck- und den Schublastfall verzögerte Spannungsabfall nach Erreichen der Verbundfestigkeiten resultiert aus der viskosen Regularisierung und der damit verzögerten Schadensentwicklung.

Wie der Vergleich der Vorhersagegenauigkeit des hier vorgestellten Modells mit veröffentlichten Modellen für die Quer- und Schubfestigkeiten (Abbildung 5.40 und Abbildung 5.41) zeigt, existieren viele Veröffentlichungen zur Querspannungsvorhersage. Wesentlich weniger Autoren bewerten für ihr Modell auch die Vorhersage der Querdruck- und Schubfestigkeit. Die in der vorliegenden Arbeit vorgestellten mikromechanischen Simulationen liefern im Vergleich mit den Literaturergebnissen eine zufriedenstellende Vorhersagequalität für die matrixdominierten Festigkeiten: Der relative Fehler des vorgestellten Modells liegt immer innerhalb des mittleren relativen Fehlers der Literaturmodelle. Nicht für alle Literaturmodelle darf der Vergleich zwischen Simulation und Experiment als Validierung angesehen werden. Für die Querspannung ist dies lediglich für die Modelle von Ernst et al. [39], Govaert et al. [52]⁸, Ren et al. [142] und Tan et al. [165] zulässig. Okabe et al. [125] und Sun et al. [163] nutzen die Querspannung dagegen als Kalibrierungsparameter. Vaughan und McCarthy [174, 175] nutzen die Querspannung nicht direkt zur Kalibrierung, sie vergleichen aber die Simulationsergebnisse mit verschiedenen Interfaceparametern. Abbildung 5.40(a) zeigt den Fehler für das den Experimenten am nächsten kommende Simulationsergebnis.

Für die Querdruckfestigkeit liefert lediglich das Modell von Sun et al. [163] genauere Ergebnisse als das vorgestellte Modell. Die Querdruckfestigkeit wird von Sun et al. [163] allerdings als Kalibrie-

⁷Messdaten verwendet mit freundlicher Genehmigung der Industrieanlagen-Betriebsgesellschaft mbH (IABG)

⁸Auch Govaert et al. [52] nutzen die Querspannung zur Kalibrierung des Matrixversagenskriteriums, allerdings für eine andere Dehnrage. Das in der vorliegenden Arbeit dargestellte Ergebnis für die kleinste Dehnrage ist das Resultat einer Vorhersage.

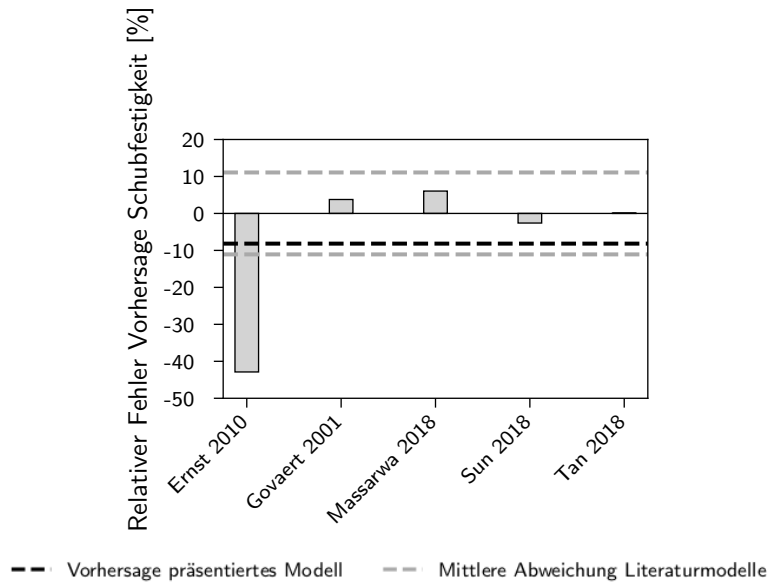


Abbildung 5.41: Relativer Fehler der Schubfestigkeitsvorhersage im Vergleich mit der Vorhersagequalität von Modellen aus der Literatur [39, 52, 163, 165]

rungsparameter für das Interfacemodell verwendet und die Berechnung kann nicht als Vorhersage und der Vergleich mit dem Experiment daher nicht als Validierung betrachtet werden. Für Schub liefern die Modelle von Govaert et al. [52], Sun et al. [163] und Tan et al. [165] eine bessere Vorhersage als das vorgestellte Modell.

Der Aspekt des *Reverse-Engineerings* zur Bestimmung von Material- und Modellparametern reduziert das Vorhersagepotenzial der mikromechanischen Simulation. Eine Vorhersage der Verbundparameter ist nur dann möglich, wenn diese nicht zur Anpassung der mikromechanischen Modellparameter genutzt werden. Neben dem hier präsentierten Modell können das nur die Modelle von Ernst [38], Ren et al. [142] und Tan et al. [165] für alle Verbundkennwerte für sich beanspruchen. Da das Ziel mikromechanischer Simulationen u.a. die Vorhersage von Verbundeigenschaften ist, sollten Versuche am Verbund ausschließlich für Validierungszwecke genutzt werden. Aufgrund der komplexen Beanspruchungszustände im Verbund sind diese ideal geeignet, um die mikromechanische Methodik zu bewerten. Sollten zusätzliche Tests zur Charakterisierung der Materialmodelle der Konstituenten notwendig sein, könnten z.B. mehrachsige Versuche auf Konstituentenebene herangezogen werden. Für die Modelle, die eine explizite Abbildung des Faser-Matrix-Interface verfolgen, könnten Experimente zur Charakterisierung dieses Interface (z.B. Pull-out- [34, 57, 109], Push-out- [44] oder Peel-off-Versuche [7]) bei der Modellkalibrierung behilflich sein.

Um das Modell bzgl. der Matrixrissvorhersage zu bewerten, zeigt Abbildung 5.42 die berechneten Matrixrissmuster nach Versagen des Verbunds. Die Rissbildung wird im Einklang mit experimentellen Beobachtungen am Faser-Matrix-Interface (bzw. in den an die Faser angrenzenden Matricelementen) initiiert. Diese „Ablösung“ wächst weiter, bis der Riss seine Richtung ändert und über die Matrix die Interfaceschäden verbindet. Im Querkraftlastfall verläuft der Riss, wie in veröffentlichten Experimenten [45, 163] und numerischen Simulationsergebnissen [13, 45, 163, 165, 174] beobachtet, parallel zur Lasttrichtung. Im Querkraftlastfall kann die vollständige Matrixrissbildung aufgrund von Divergenz nicht berechnet werden. Ein winklig zur Belastungsrichtung wachsender Matrixriss, wie von Sun et al. [163] und González und LLorca [49] experimentell beobachtet, ist dennoch erkennbar. Unter Schubbelastung wächst die Faser-Matrix-Ablösung sehr weit um die Faser herum, bevor sie als Riss in die Matrix wächst und so Ablösungen verbindet. In den Berechnungen von Sun et al.

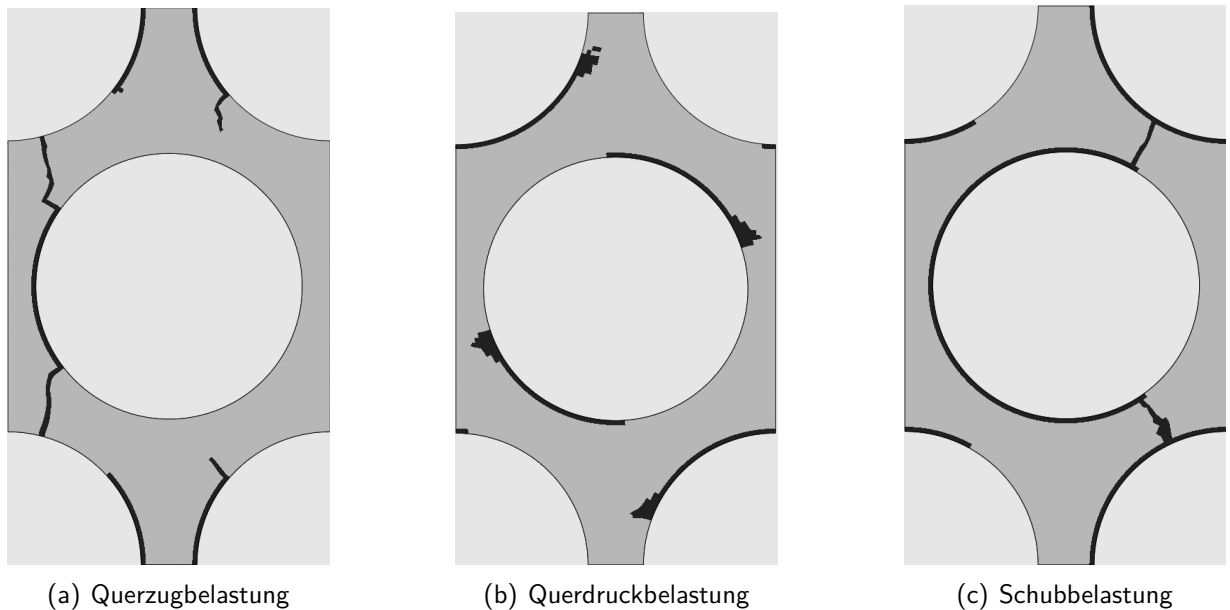


Abbildung 5.42: Simulierte Rissmuster bei quasi-statischer Belastung quer zur Faser; schwarze Bereiche kennzeichnen Matrixschädigungen

[163] und Tan et al. [165] an einem RVE mit zufälliger Faseranordnung und in den Berechnungen von Ernst [38] und Ernst et al. [39] an einem RVE mit quadratischer Faseranordnung läuft der Riss dagegen früher in die Matrixregion. Ausführungen zu den Mechanismen der Matrixschädigung folgen in Kapitel 6.

Da die Vorhersage der Verbundsteifigkeiten und Festigkeiten für 293 K durch den hier vorgestellten mikromechanischen Simulationsansatz für die Beantwortung der Forschungshypothesen in einem akzeptablen Genauigkeitsbereich liegt und die berechneten Rissmuster in der Matrix physikalisch plausibel sind, wird der Modellierungsansatz zur Untersuchung dieser Hypothesen weiter verfolgt. Zur Anwendung auf den Lastfall der thermischen Zyklierung ist dazu zunächst der Übertrag auf die Berechnung mechanischer Lastfälle bei anderen Umgebungstemperaturen und auf die Berechnung thermischer Lasten erforderlich.

5.2.4 Temperaturabhängigkeit und thermische Lasten

Für die mikromechanische Vorhersage quasi-statischer mechanischer Verbundeigenschaften bei kryogenen Temperaturen sind mikromechanische Materialparameter für diesen Temperaturbereich erforderlich. Im Rahmen der vorliegenden Arbeit ist der relevante Temperaturbereich durch die thermische Zyklierung zwischen 293 K und 90 K definiert. Für die Faser ist eine geringe Variation der elastischen und der Festigkeitskennwerte mit der Temperatur anzunehmen, sodass die Materialparameter als konstant über den untersuchten Temperaturbereich angenommen werden. Für das Matrixmaterial stehen Daten aus Zugversuchen bei 77 K zur Verfügung (s. Abbildung 5.13). Die Materialkennwerte, die aus diesen Daten direkt abgeleitet werden können, werden in Tabelle 5.8 mit einer hochgestellten „1“ gekennzeichnet. Für die anderen Parameter müssen Annahmen getroffen werden, da für diese keine Messdaten vorliegen. Die vorliegenden Daten aus Druckversuchen nach Norm ISO 604 bei 77 K (s. Abbildung 5.15(a)) decken nicht den für die Modellkalibrierung erforderlichen Dehnungsbereich ab (vgl. Diskussion in Abschnitt 5.2.2). Hierfür wären Druckversuche an zylindrischen Proben, wie in Abschnitt 5.2.2 für 293 K beschrieben, auch für den Tieftemperaturbereich erforderlich.

Tabelle 5.8: Elastizitäts- und Festigkeitskennwerte des Epoxidharzes bei 77 K

Kennwert	Beschreibung	Wert
E	Initialer E-Modul [MPa]	6495 ¹
$\delta^{n,t}$	Nichtlinearitätsparameter für Zugnormalbeanspruchung	4,53 ¹
$\delta^{n,c}$	Nichtlinearitätsparameter für Drucknormalbeanspruchung	3,10 ²
δ^s	Nichtlinearitätsparameter für Schubbeanspruchung	2,32 ²
ν	Querkontraktionszahl	0,395 ²
X_{eq}^t	äquivalente Zugfestigkeit [MPa]	100 ¹
X_{eq}^c	äquivalente Druckfestigkeit [MPa]	219 ²

¹ aus experimentellen Daten direkt ermittelt

² mithilfe von Annahmen abgeleitet

Bezüglich der Temperaturabhängigkeit der Festigkeit bei verschiedenen Belastungsarten macht Remmerswaal [141] (S. 58 und S. 98) für zwei Thermoplasten eine interessante Beobachtung: Im Temperaturbereich von 273 K bis 333 K ist die qualitative Temperaturabhängigkeit der Festigkeiten für Zug- und Schubbelastung gleich. Zudem hängen die Festigkeiten linear von der Temperatur ab, wobei sie mit steigender Temperatur sinken. Letztere Beobachtung machen auch Fiedler et al. [43] für fünf verschiedene Epoxidharze für Zug- und Druckbelastung in einem erweiterten Temperaturbereich von 233 K bis 453 K. Wird für diese Materialien die gemessene qualitative Temperaturabhängigkeit der Festigkeit für Zug auf das Druckverhalten übertragen, um daraus die Veränderung der Druckfestigkeit mit der Temperatur abzuschätzen, ergibt sich ein relativer Fehler zu den Messwerten, der je nach Epoxid zwischen 3 % und 13 % liegt. Da dies dem Streubereich experimentell ermittelter Festigkeiten – insbesondere bei Tieftemperaturmessungen⁹ – entspricht, ist diese Abweichung als akzeptabel einzustufen. Es bietet sich daher an, die qualitative Temperaturabhängigkeit der Zugfestigkeit zu nutzen, um die Druckfestigkeit bei 77 K abzuschätzen. Die resultierenden Werte werden in Tabelle 5.8 angegeben. Der gleiche Ansatz wird auch für die Bestimmung der Nichtlinearitätsparameter verfolgt. Während der Anfangsmodul für Zug- und Druckbelastung als identisch angesehen und damit dem Zugversuch bei 77 K entnommen werden kann, ist der Grad der Nichtlinearität im Materialverhalten für Zug-, Druck- und Schubbelastungen verschieden. Jedoch wird auch hier die gleiche qualitative Temperaturabhängigkeit angenommen und so die Werte in Tabelle 5.8 ermittelt. Der Anfangsschubmodul für 77 K kann aus dem initialen E-Modul bei 77 K und der als konstant angenommenen Querdehnzahl ermittelt werden. Die Ergebnisse der mit diesen Annahmen durchgeführten mikromechanischen Simulationen zur Bestimmung der Verbundkennwerte bei 77 K werden im Folgenden Versuchsdaten gegenübergestellt. Relevant bzgl. der beschriebenen Annahmen sind die Eigenschaften quer zur Faserrichtung, da das Matrixmaterial und damit die Kalibrierung nur auf diese relevanten Einfluss hat. Abbildung 5.43 zeigt daher die Modellvorhersage und die experimentell ermittelten Spannungs-Dehnungs-Kurven für Querkzug- und Querkdruckbelastung bei 77 K. Für die Querkzugbelastung liegen keine Daten bis zum Probenbruch vor, sodass hier nur das elastische Verhalten bewertet werden kann. Die Modellvorhersage überschätzt die Verbundsteifigkeit leicht: Der relative Fehler für den Anfangsmodul liegt bei 15 %. Die Spannung bei 0,3 % Dehnung wird um 11 % überschätzt. Da die Kalibrierung der für den Querkzuglastfall relevanten Matrixkennwerte ausschließlich auf vorliegenden experimentellen Daten basiert, sind die Abweichungen keine Ursache der beschriebenen Annahmen, sondern können u.a. in der Streuung sowohl der Kalibrierungs- als auch der Validierungsdaten¹⁰ begründet sein. Einen größeren Einfluss sollten die Kalibrierungsannahmen auf den Querkdrucklastfall haben, da die hierfür relevanten Druck- und Schubeigenschaften

⁹Die Standardabweichung der bei 77 K ermittelten Zugfestigkeiten liegt bei 19 %.

¹⁰Versuchsdaten aus lediglich zwei Versuchen verfügbar

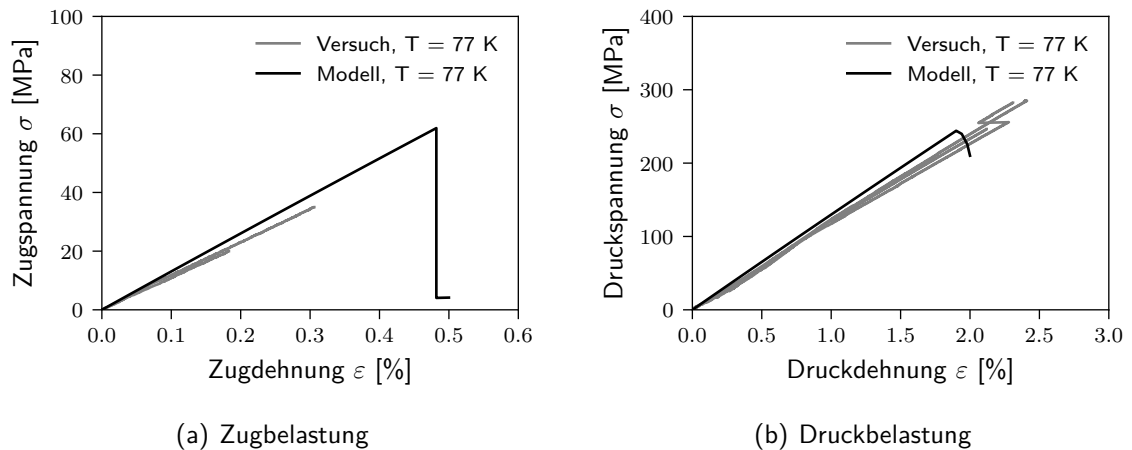


Abbildung 5.43: Mikromechanische Vorhersage des Materialverhaltens von IM7/Epoxid quer zur Faserrichtung für 77 K¹¹

der Matrix mithilfe der beschriebenen Annahmen aus den Daten der Zugversuche abgeleitet wurden. Der Anfangsmodul liegt mit einem relativen Fehler von 12 % im gleichen Genauigkeitsbereich wie der Querkzugmodul. Die Druckfestigkeit wird mit einer relativen Abweichung von -10 % unterschätzt, was auch zu einer Unterschätzung der Bruchdehnung (s. Tabelle F.2) führt. Dies liegt über dem Fehler des Simulationsergebnisses bei Raumtemperatur, aber immer noch im akzeptablen Rahmen. Wie bereits für den Querkzuglastfall beobachtet, unterschätzt die Vorhersage den Grad der Nichtlinearität bei 77 K auch für den Querdrucklastfall. Bei 1,8 % Druckdehnung wird die Spannung um 11 % überschätzt.

Zur Vollständigkeit zeigt Abbildung 5.44 die mikromechanischen Simulationsergebnisse für einen in Längszug bei 173 K belasteten Verbund im Vergleich mit dem Experiment. Die Abweichung der Festigkeit entspricht der des gleichen Lastfalls unter Raumtemperatur, s. Tabelle F.2 in Anhang F. Die Steifigkeit wird bei 173 K etwas stärker unterschätzt. Sowohl in der Simulation als auch im Experiment sind die Zugkennwerte in Faserrichtung bei 173 K gegenüber denen bei Raumtemperatur nur geringfügig erhöht.

Da die Abweichungen der Modellvorhersage von den Experimenten in einem akzeptablen Genauigkeitsbereich liegen, können die getroffenen Annahmen zur Bestimmung der nicht experimentell ermittelten Matrixkennwerte für 77 K für die weiteren Untersuchungen als zulässig betrachtet werden.

Die Kennwertbestimmung an den Temperaturstützstellen 293 K und 77 K erlaubt lediglich die Annahme einer linearen Abhängigkeit der Kennwerte von der Temperatur. Nach den Messungen von Fiedler et al. [43] und Remmerswaal [141] ist diese Annahme für die Festigkeiten zulässig. Für die Moduln liefern vier DMA-Messungen detailliertere Aussagen über die qualitative Temperaturabhängigkeit, s. Abbildung 5.45. Die Dynamisch-Mechanische Analyse (DMA) dient der Bestimmung der temperaturabhängigen viskoelastischen Materialeigenschaften. Sie liefert dabei Informationen über die Temperaturabhängigkeit des E-Moduls (Speichermodul). Dieser wird hier im Biegeversuch gemessen, weshalb er lediglich eine Abschätzung der im Zug- und Druckversuch ermittelten E-Moduln ist. Der qualitative Verlauf über der Temperatur wird als übertragbar angenommen.

Im Bereich von $T_{th,1} = -96^\circ\text{C}$ bis $T_{th,2} = 55^\circ\text{C}$ kann die Temperaturabhängigkeit mit einer quadratischen Funktion beschrieben werden (s. Abbildung 5.45). Im Bereich von $T_{th,0} = -196^\circ\text{C}$ bis

¹¹Messdaten verwendet mit freundlicher Genehmigung der IABG

¹²Messdaten verwendet mit freundlicher Genehmigung des Fraunhofer Instituts für Werkstoffmechanik

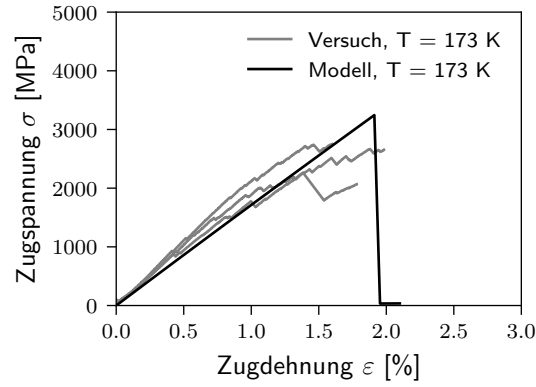


Abbildung 5.44: Mikromechanische Vorhersage des Materialverhaltens von IM7/Epoxid für Zugbelastung in Faserrichtung für 173 K¹²

$T_{th,1} = -96^\circ\text{C}$ ist der E-Modul annähernd konstant. Im Zugversuch bei $T_{th,0} = -196^\circ\text{C}$ wird jedoch eine weitere Zunahme des Moduls mit sinkender Temperatur in diesem Temperaturbereich festgestellt. Um den Messwert aus dem Zugversuch bei $T_{th,0} = 77\text{ K}$ zu erreichen, bietet sich daher im Temperaturbereich von 77 K bis $T_{th,1} = -96^\circ\text{C}$ eine lineare Beschreibung der Temperaturabhängigkeit an. Zur Vermeidung einer Extrapolation in Temperaturbereiche, in denen keine Messdaten vorliegen, wird der E-Modul unter 77 K konstant gehalten. Dies ist zulässig, da dieser Bereich für die Untersuchungen der vorliegenden Arbeit nicht mehr relevant ist. Gleichung (5.19) fasst die temperaturabhängige Beschreibung des Reinharzmoduls zusammen.

$$\frac{E(T)}{E(T_{RT})} = \begin{cases} \frac{E(77\text{ K})}{E(T_{RT})} = 1,83 & T \leq 77\text{ K} \\ -3,52 \cdot 10^{-3} \cdot T + 2,10 & 77\text{ K} < T \leq 177\text{ K} \\ 2,52 \cdot 10^{-5} \cdot T^2 - 1,63 \cdot 10^{-2} \cdot T + 3,58 & 177\text{ K} < T \leq 328\text{ K} \end{cases} \quad (5.19)$$

Die Gleichungen sind auf den Wert bei Raumtemperatur normiert, damit sie sowohl mit den DMA-Daten als auch mit den Messdaten aus den Zugversuchen verglichen werden können. Da der Modul bei der DMA in Biegebelastung bestimmt wird, besteht ein Unterschied zwischen den Moduln aus beiden Versuchen. Die Gleichungen (5.19) bilden sowohl die Daten aus den DMA-Messungen (s. Abbildung 5.45) als auch die Daten aus dem Zugversuch (s. Abbildung 5.46) gut ab.

Die Gleichungen sind lediglich für das hier untersuchte Material und den über Messungen abgedeckten Temperaturbereich von 77 K bis 328 K gültig. Da die Temperaturabhängigkeit des E-Moduls stark von den Bindungskräften im Material abhängt [111], kann der qualitative Verlauf von Polymer zu Polymer mit anderer chemischer Zusammensetzung variieren. Auf Basis der für verschiedene Polymere gemessenen linearen Temperaturabhängigkeit der Festigkeiten [43, 141] kann vermutet werden, dass die abschnittsweise linear und abschnittsweise quadratisch beschreibbare Temperaturabhängigkeit des E-Moduls auch für andere Polymere Gültigkeit haben könnte. Wie bei der linearen Temperaturabhängigkeit der Festigkeiten [43] könnte auch hier ein Zusammenhang zwischen den Parametern der Regression und der Glasübergangstemperatur bestehen. Während Fiedler et al. [43] aus den Versuchen an fünf Epoxidharzen eine allgemeingültige Gleichung für die Temperaturabhängigkeit der Festigkeit von Epoxiden ableiten, ist die in der vorliegenden Arbeit gemessene Datenbasis zu gering, um die Erkenntnisse direkt auf andere Epoxide zu übertragen.

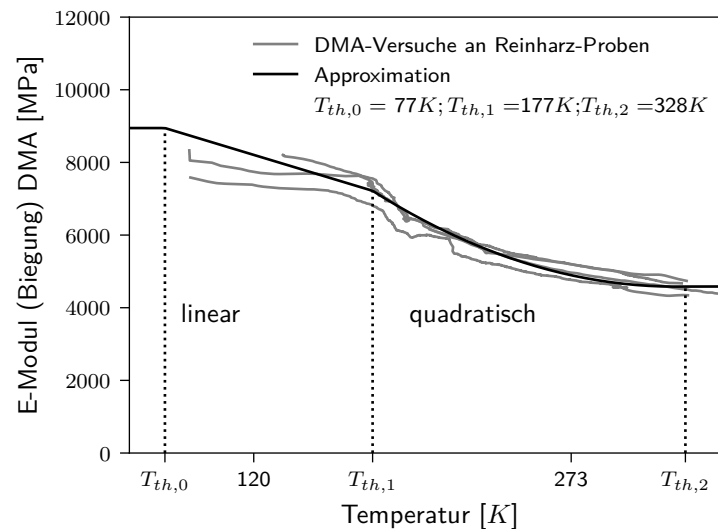


Abbildung 5.45: Approximation der Temperaturabhängigkeit des E-Moduls aus Versuchsdaten aus DMA-Messungen in Biegebelastung; $T_{th,0} = 77\text{ K}$, $T_{th,1} = 177\text{ K}$, $T_{th,2} = 328\text{ K}$

Durch die beschriebene Bestimmung der mechanischen Reinharzparameter im Temperaturbereich von 77 K bis 293 K können Berechnungen unter mechanischer Last nun für Umgebungstemperaturen in diesem Bereich durchgeführt werden. Für die thermomechanischen Berechnungen ist zusätzlich die Kenntnis des Wärmeausdehnungskoeffizienten erforderlich, s. Gleichung (5.2) und Gleichung (5.5). Abbildung 5.47 zeigt eine lineare Zunahme des thermischen Ausdehnungskoeffizienten des Epoxidharzes mit steigender Temperatur. Die Datenpunkte aus der Messung werden der Simulation tabellarisch zur Verfügung gestellt.

Die FEM-Simulation am HexRVE für eine thermische Belastung, z.B. eine Abkühlung von 293 K auf 77 K, ermöglicht die numerische Bestimmung der effektiven Wärmeausdehnung des Verbunds in Faserrichtung und quer dazu. Dafür müssen die Verläufe der effektiven Dehnungen in Faserrichtung und quer dazu über der Temperatur ausgewertet werden. Der Wärmeausdehnungskoeffizient des Verbunds entspricht der Ableitung der effektiven Dehnung nach der Temperatur. Die hellgrauen Kurven in Abbildung 5.48 zeigen den Verlauf des mithilfe dieser numerischen Homogenisierung bestimmten Wärmeausdehnungskoeffizienten quer zur Faserrichtung. Der Trend über der Temperatur wird gut abgebildet. Das zeigt der Vergleich mit den schwarz gestrichelten Kurven aus den Versuchen. Dennoch liegt die Wärmeausdehnung aus der Simulation stets über dem experimentell ermittelten Wert. Bei 293 K beträgt der Fehler 23 % und bei 150 K liegt er bei 25 %. Die relative Abweichung ist über der Temperatur nahezu konstant. Sie kann verschiedene Ursachen haben. Um einen Fehler in der numerischen Homogenisierung auszuschließen, wird eine Überprüfung an Literaturdaten vorgenommen. Karadeniz und Kumlutas [82] haben die elastischen und thermomechanischen Kennwerte für verschiedene Faser- und Matrixmaterialien sowie für verschiedene Verbunde aus diesen veröffentlicht. Als Beispiel wird ein Materialsystem aus einer T300-Faser und dem Epoxid 934 ausgewählt, dessen Faservolumengehalt 57 % beträgt. Die Geometrie des HexRVEs (s. Kapitel 5.1) wird entsprechend angepasst. Für die Materialien stehen lediglich Daten bei Raumtemperatur und für die Modellierung eines linear-elastischen Verhaltens zur Verfügung, s. Tabelle 5.9. Zur numerischen Homogenisierung der Wärmeausdehnungen des Verbunds bei Raumtemperatur wird eine mikromechanische Abkühlsimulation von 303 K auf 283 K durchgeführt.

¹³Messdaten verwendet mit freundlicher Genehmigung des LLB

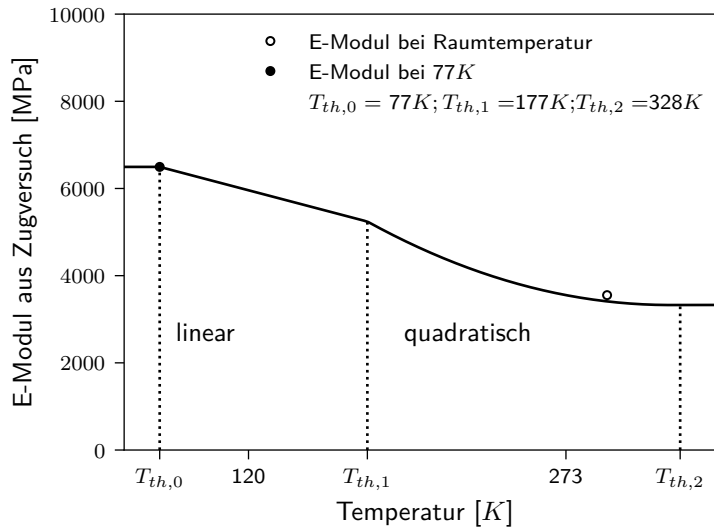


Abbildung 5.46: Vergleich der Approximation der Temperaturabhängigkeit des E-Moduls mit Versuchsdaten aus Zugversuchen; $T_{th,0} = 77\text{ K}$, $T_{th,1} = 177\text{ K}$, $T_{th,2} = 328\text{ K}$

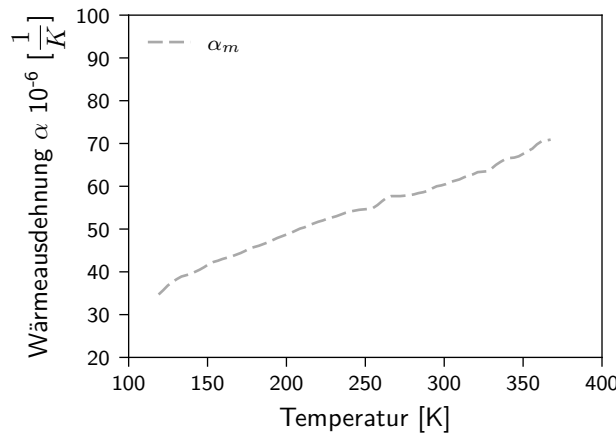


Abbildung 5.47: Temperaturabhängigkeit des Wärmeausdehnungskoeffizienten α_m des Epoxidharzes

Das Ergebnis wird in Tabelle 5.10 den Messdaten aus [82] gegenübergestellt. Der experimentell ermittelte Wärmeausdehnungskoeffizient des Materialsystems wird aus dem Graphen der Abbildung 5 in [82] abgelesen und kann damit mit einer Ableseungenauigkeit behaftet sein. Unter diesem Gesichtspunkt stimmt der Wärmeausdehnungskoeffizient aus der numerischen Homogenisierung gut mit dem experimentellen Wert überein (relative Abweichung -8 %). Damit ist die mikromechanische Simulation zur Bestimmung des Wärmeausdehnungskoeffizienten verifiziert. Tabelle 5.10 listet zudem die Ergebnisse zweier analytischer Homogenisierungen (nach Schapery [150] und nach Schneider [151]) auf, die gemäß der Erkenntnisse von Karadeniz und Kumlutas [82] für viele Verbunde eine obere und eine untere Grenze für den Wärmeausdehnungskoeffizienten quer zur Faser liefern. Der Mittelwert beider Modelle (s. Tabelle 5.10) liefert eine gute Approximation des experimentell bestimmten Kennwerts. Die analytischen Gleichungen von Schapery [150] und Schneider [151] werden auch für eine Abschätzung des Wärmeausdehnungskoeffizienten quer zur Faser für den IM7/Epoxid-Verbund bei 293 K herangezogen. Der Mittelwert beider Modelle ist als hellgrauer Punkt in Abbildung 5.48 eingezeichnet. Auch dieser liegt mit einer relativen Abweichung von 16 % über dem experimentell ermittelten Wärmeausdehnungskoeffizienten bei 293 K und bestätigt die numerische Homogenisierung. Der Unterschied zwischen der numerischen Homogenisierung und dem analytischen Ergebnis

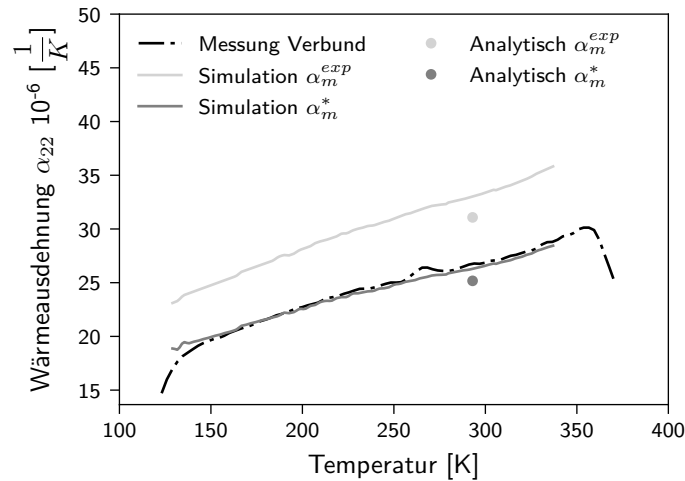


Abbildung 5.48: Mikromechanische Vorhersage der Wärmeausdehnung von IM7/Epoxid quer zur Faserrichtung für verschiedene Parametersätze für den Wärmeausdehnungskoeffizienten der Matrix α_m im Vergleich mit Versuchsdaten¹³; α_m^{exp} entspricht dem gemessenen Wärmeausdehnungskoeffizienten der Matrix; α_m^* skaliert die Messdaten auf den Raumtemperaturwert von Epoxid 8551-7

Tabelle 5.9: Elastische und thermomechanische Materialkennwerte der Faser T300 und des Epoxids 934 aus [82]

E-Modul E [MPa]	Querkontraktionszahl ν	Wärmeausdehnungskoeffizient α [$10^{-6}/K$]
Epoxid 934		
4350	0,37	43,92
Faser T300		
$E_{11} = 233130$	$\nu_{12} = 0,2$	$\alpha_{12} = -0,54$
$E_{22} = 23110$	$\nu_{13} = 0,2$	$\alpha_{22} = 10,08$
$E_{33} = 23110$	$\nu_{23} = 0,4$	$\alpha_{33} = 10,08$

kann aus der Berücksichtigung der materiellen Nichtlinearität in der mikromechanischen Simulation resultieren.

Eine weitere Ursache für die Abweichung zwischen numerischer Homogenisierung und den Messwerten können abweichende Faservolumengehalte sein. Der Faservolumengehalt ist für die Proben der Wärmeausdehnungsmessung am Verbund nicht bekannt. Eine Abschätzung mithilfe der genannten analytischen Methoden zeigt eine Übereinstimmung mit den experimentellen Daten bei einem sehr hohen FVG von 68 %. Ein weiterer Unsicherheitsfaktor können die Eingangsdaten der numerischen Homogenisierung, d.h. der Wärmeausdehnungskoeffizient der Matrix, sein. Der gemessene Koeffizient bei Raumtemperatur liegt mit $59,6 \cdot 10^{-6}/K$ im Vergleich mit anderen Epoxiden im oberen Bereich. Kaddour und Hinton [80] dokumentieren für fünf verschiedene Epoxidharze Wärmeausdehnungskoeffizienten bei Raumtemperatur im Bereich zwischen $46 \cdot 10^{-6}/K$ und $60 \cdot 10^{-6}/K$. Zur Untersuchung des Einflusses von Veränderungen der thermischen Ausdehnung der Matrix auf die homogenisierte Wärmeausdehnung des Verbunds werden die Messwerte auf den Raumtemperaturwert des Epoxids 8551-7 ($46,7 \cdot 10^{-6}/K$) skaliert und die Abkühlsimulation wiederholt. Die Wärmeausdehnung des Verbunds quer zur Faser aus der numerischen Homogenisierung mittels dieser veränderten Eingangsdaten

Tabelle 5.10: Mit verschiedenen Methoden ermittelter Wärmeausdehnungskoeffizient von T300/934 quer zur Faser

Experiment [82]	Numerische Homogenisierung	Analytisch Schapery [150]	Analytisch Schneider [151]	Analytischer Mittelwert
$28,57 \cdot 10^{-6}/K$	$26,29 \cdot 10^{-6}/K$	$32,75 \cdot 10^{-6}/K$	$24,81 \cdot 10^{-6}/K$	$28,78 \cdot 10^{-6}/K$

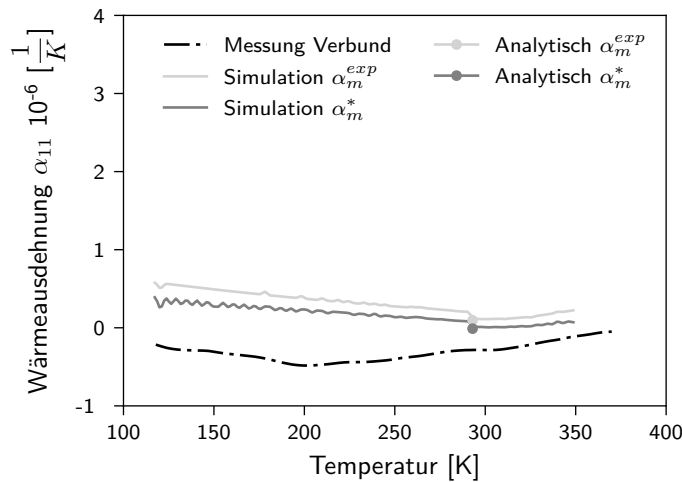


Abbildung 5.49: Mikromechanische Vorhersage der Wärmeausdehnung von IM7/Epoxid in Faserrichtung für verschiedene Parametersätze für den Wärmeausdehnungskoeffizienten der Matrix α_m im Vergleich mit Versuchsdaten¹⁴; α_m^{exp} entspricht dem gemessenen Wärmeausdehnungskoeffizienten der Matrix α_m ; α_m^* skaliert Messdaten auf den Raumtemperaturwert von Epoxid 8551-7

ist als dunkelgraue Kurve in Abbildung 5.48 dargestellt. Die numerisch homogenisierte Wärmeausdehnung liegt nun wesentlich näher an den experimentellen Daten: Bei 293 K beträgt die relative Abweichung -2 %, bei 150 K liegt sie bei -1 %.

Auch in Faserrichtung (Abbildung 5.49) liegt der numerisch homogenisierte Wärmeausdehnungskoeffizient unter Verwendung der auf das Epoxid 8551-7 skalierten Wärmeausdehnung der Matrix näher an den Messwerten. Der Einfluss der veränderten Eingangsdaten fällt hier geringer aus, da die Wärmeausdehnung des Verbunds in Faserrichtung bei hohen Faservolumengehalten vorrangig vom Wärmeausdehnungskoeffizienten der Faser abhängt. Die Ergebnisse der numerischen Homogenisierung entsprechen bei beiden Eingabeparametern den analytischen Ergebnissen. Für alle Modelle wie auch im Experiment liegt die Wärmeausdehnung in Faserrichtung nahe null.

Der Wärmeausdehnungskoeffizient der Matrix hat nicht nur auf die globale thermische Ausdehnung des Verbunds, sondern auch auf die lokalen Spannungen im thermisch belasteten Verbund einen signifikanten Einfluss: Je stärker er sich von dem der Faser unterscheidet, desto größer sind die induzierten Spannungen. Dies zeigt die Abkühlsimulation, beginnend bei 293 K, für beide Parametersätze in Abbildung 5.50. Wird der Parametersatz direkt aus der Messung gewählt, treten in der Simulation Matrixspannungen nahe der Matrixfestigkeit bereits bei einer Temperatur von 128 K auf. Dies verdeutlicht der Versagensindex in Abbildung 5.50(a), der in einigen Bereichen der Matrix Werte bis zu 0,96 (ein Wert von 1,0 bedeutet Matrixversagen) annimmt. Mit dem auf das Material Epoxid

¹⁴Messdaten verwendet mit freundlicher Genehmigung des Lehrstuhls für Leichtbau der Technischen Universität München LLB

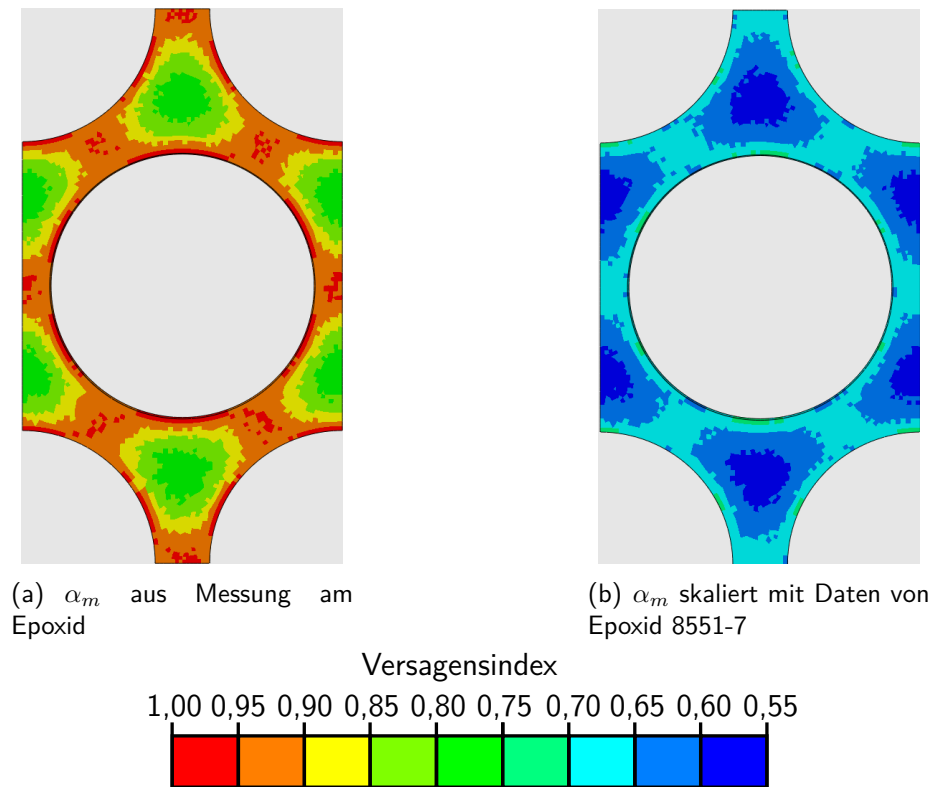


Abbildung 5.50: Materialausnutzung durch Abkühlung von 293 K auf 128 K für verschiedene Parametersätze für den Wärmeausdehnungskoeffizienten der Matrix α_m

8551-7 skalierten Parametersatz für die Wärmeausdehnung der Matrix zeigt Abbildung 5.50(b) eine wesentlich geringere Materialausnutzung der Matrix. Der maximale Versagensindex liegt nach gleicher Temperaturdifferenz bei 0,70. Dies verdeutlicht die Abhängigkeit der bei einer Abkühlung lokal induzierten Spannung in der Matrix und damit des Matrixversagens vom Wärmeausdehnungskoeffizienten der Matrix.

Welches die tatsächlichen Ursachen sind, die zu den Abweichungen der homogenisierten thermischen Ausdehnung gegenüber der experimentell ermittelten führen, kann hier nicht abschließend geklärt werden. Die dargestellten Simulationen zeigen jedoch, wie empfindlich die lokale Spannungsberechnung auf eine abweichende Wärmeausdehnung der Matrix reagiert. Hinzu kommen die Abweichungen durch das Materialmodell, das lediglich eine Approximation des realen konstitutiven Verhaltens darstellt. Zwar können mit der mikromechanischen Simulation die Verbundquerfestigkeiten für einachsige mechanische Belastungen quer zur Faser mit einem akzeptablen Fehler unter 10 % vorhergesagt werden (s. Anhang F). Auf die Ermüdungsberechnung kann eine Unterschätzung der Festigkeit um 10 % oder eine Überschätzung der Spannungen um 10 % jedoch einen signifikanten Einfluss haben. So erträgt das hier untersuchte Matrixmaterial bei einer Zugschwellbeanspruchung von maximal 90 % der Festigkeit mehrere Hundert Zyklen. Würde eine äußere Last aufgebracht werden, die lokale Matrixspannungen in diesem Bereich hervorruft und würden diese Spannungen um 10 % überschätzt (z.B. aufgrund des inhärenten Modellfehlers oder einer zu groß angenommenen Wärmeausdehnung der Matrix), würde in der Berechnung bereits im ersten Zyklus Festigkeitsversagen eintreten. Aufgrund dieser Überlegungen wird für den Wärmeausdehnungskoeffizienten der Matrix der Parametersatz gewählt, für den die numerische Homogenisierung mit den experimentellen Daten übereinstimmt. Die Daten aus Abbildung 5.47 werden auf den Raumtemperaturwert des Epoxids 8551-7 von $46,7 \cdot 10^{-6}/K$ skaliert.

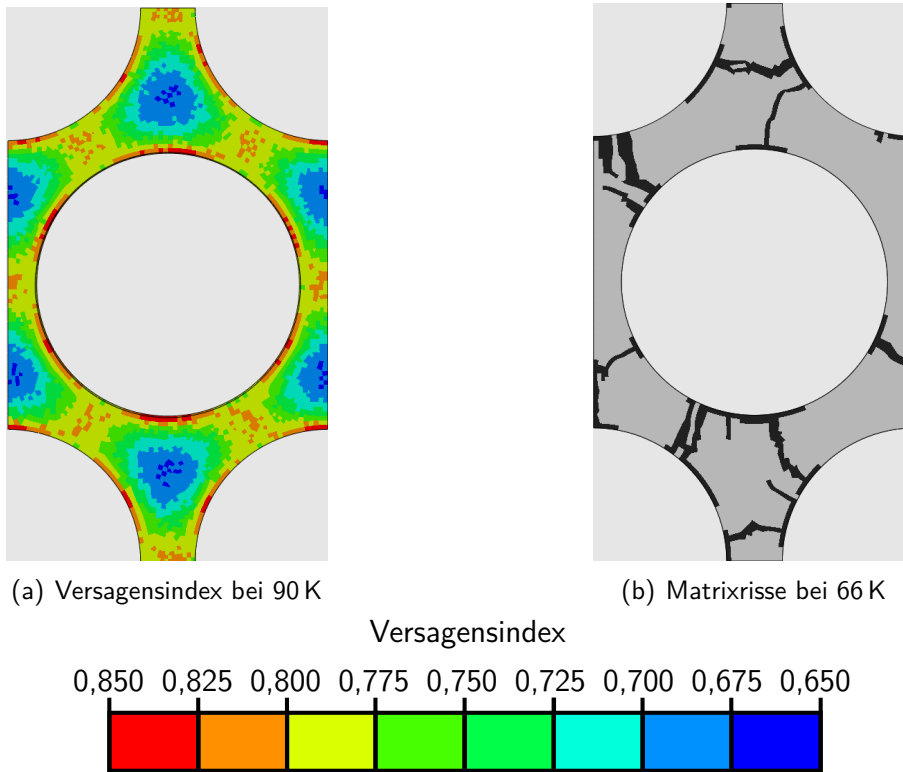


Abbildung 5.51: Simulationsergebnisse für eine Abkühlung, ausgehend von 293 K: Versagensindex bei 90 K und Matrixriss bei 66 K; schwarze Bereiche kennzeichnen Matrixschädigungen

Das Materialmodell ist nun vollständig beschrieben und kalibriert, um die mikromechanische Berechnung der thermisch induzierten Spannungen und des Versagens unter quasi-statischer Temperaturbelastung durchzuführen. Das Ergebnis bzgl. des Matrixversagens einer solchen Abkühlsimulation, beginnend bei 293 K, zeigt Abbildung 5.51. Abbildung 5.51(a) zeigt den Versagensindex für die durch eine Abkühlung auf 90 K induzierten Spannungen. 90 K ist die in den Temperaturwechseln realisierte Minimaltemperatur. Der maximale Versagensindex von 0,85 tritt erwartungsgemäß an der Faser-Matrix-Grenzfläche auf. Weitere Erläuterungen zum hervorgerufenen Spannungszustand und zu den Versagensmechanismen folgen in Kapitel 6. Das Ergebnis zeigt zunächst, dass innerhalb des ersten Temperaturzyklus zwischen 293 K und 90 K keine Matrixrisse zu erwarten sind. Das wird durch die Experimente (s. Kapitel 4) bestätigt. Die Matrixrissinitiation und die anschließende plötzliche Ausbildung von Matrixrissen treten gemäß Simulation bei 66 K ein, s. Abbildung 5.51(b). Ausführungen zu den Charakteristika der Rissinitiation und -ausbreitung folgen ebenfalls in Kapitel 6.

Abbildung 5.52 bestätigt die zu Beginn der vorliegenden Arbeit formulierte Vermutung bzgl. der Faserschädigung: Trotz der starken Matrixrissbildung durch die Abkühlung auf 66 K bleibt der Versagensindex in der Faser mit maximal $1,9 \cdot 10^{-2}$ sehr niedrig. Es tritt demnach in der Faser keine Schädigung durch thermische Belastung in der Faser auf.

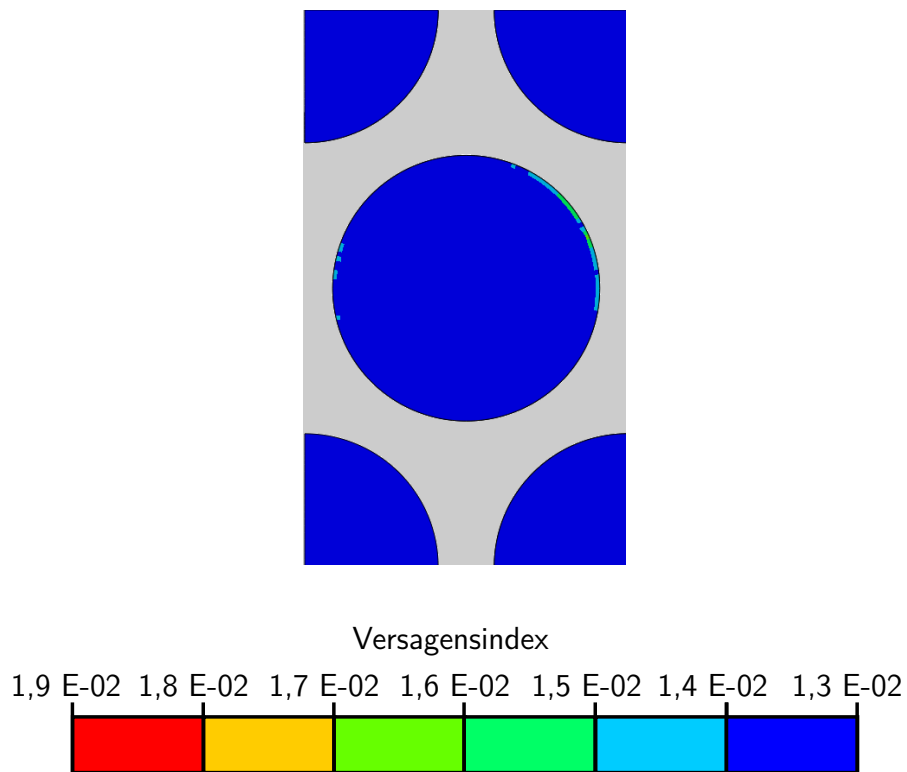


Abbildung 5.52: Versagensindex der Faser durch Abkühlung von 293 K auf 66 K

5.3 Mikromechanische Vorhersage des Ermüdungsverhaltens

Nachdem das Steifigkeits- und Festigkeitsverhalten des untersuchten Verbunds unter quasi-statischer Last zufriedenstellend abgebildet werden kann und auch die Kalibrierung des Materialmodells für thermomechanische Belastungen abgeschlossen ist, wird im Folgenden das Modell zur Ermüdungsschädigungsberechnung abgeleitet.

In bisher veröffentlichten Ermüdungsanalysen auf Basis der Verbundkonstituenten wird Schädigung lediglich in der Matrix berücksichtigt [25, 92, 93, 122]. Dabei werden allerdings auch nur Lastfälle quer zur Faser betrachtet. Da die Wöhlerlinie des in der vorliegenden Arbeit untersuchten Verbundmaterials für Lasten in Faserrichtung (s. Abbildung 9.4(a) in Kapitel 9.1) einen sehr geringen Anstieg aufweist und über den gesamten getesteten Zyklenzahlbereich innerhalb der Festigkeitsstreuung liegt, erscheint diese Annahme auch für Lasten in Faserrichtung gerechtfertigt. Demnach wird für die mikromechanische Ermüdungsberechnung ein Materialmodell zur Beschreibung der Ermüdung des Epoxidharzes benötigt. Für die Faser wird weiterhin nur quasi-statisches Festigkeitsversagen ausgewertet.

5.3.1 Modellierung der Ermüdungsschädigung im Epoxidharz

Um die Charakteristika der Ermüdungsschädigungsentwicklung zu untersuchen, ist ein Ansatz, der nur die Schädigungsinitiierung betrachtet (wie von Burks et al. [25] und Naderi et al. [122]), nicht ausreichend. Stattdessen muss das Modell auch den Schädigungsfortschritt abbilden. Dies ist auch erforderlich, um Aussagen über die Reststeifigkeit und die Restfestigkeit des Verbunds nach einer festgelegten Anzahl von Lastzyklen bei einer bestimmten Belastung treffen zu können. In der einzigen bisher veröffentlichten mikromechanischen Berechnung der progressiven Ermüdungsschädigung (Krause [92, 93]) wird das Spannungsverhältnis der äußeren Belastung konstant gehalten, weshalb

hier der Mittelspannungseinfluss nicht thematisiert wird. Vorzeichen und Betrag der Mittelspannung einer zyklischen Beanspruchung beeinflussen die Lebensdauer von Epoxidharzen jedoch signifikant [166, 167] und sollten deshalb in der Modellierung berücksichtigt werden.

Modellierung des Mittelspannungseinflusses

Die Basis jedes Modells sind Experimente, die zum einen zur Beobachtung der relevanten Phänomene und zum anderen als Kalibrierungsbasis dienen. Im Bereich der Ermüdungsuntersuchung werden standardmäßig Wöhlerversuche durchgeführt. Hierbei werden Proben unter einer festgelegten Beanspruchung bis zum Bruch zyklisiert und die Beanspruchung anschließend über der Bruchlastspielzahl N_f in sogenannten Wöhlerdiagrammen aufgetragen. Analog zu den Versuchen am Verbund (s. Kapitel 9.1), deren Daten als Validierungsbasis für die mikromechanische Ermüdungssimulation dienen sollen, werden spannungsgesteuerte Versuche mit einer Lastfrequenz von 5 Hz (für die Druckschwellbelastung abweichend mit 1 Hz) durchgeführt. Zur Erfassung des Mittelspannungseinflusses auf die Lebensdauer müssen Versuche mit verschiedenen Spannungsverhältnissen durchgeführt werden. Um einen großen Mittelspannungsbereich abzudecken, sollten Zugschwell- (z.B. $R = 0,1$), Druckschwell- (z.B. $R = 10$) und Wechsellasten (z.B. $R = -1,0$ und $R = -1,33$) betrachtet werden. Für die Zugschwellbelastung ist die Probengeometrie nach EN ISO 3167 geeignet, wie sie auch für quasi-statische Zugversuche verwendet wird. Für zyklische Lasten mit Drucklastanteil kann diese Probengeometrie aufgrund der langen Einspannlänge von 70 mm wegen der Ausknickgefahr nicht verwendet werden. Rundproben, wie für die quasi-statische Charakterisierung oder wie von Shariati et al. [153] für zyklische Drucktests verwendet, können mit den zur Verfügung stehenden Anlagen nicht getestet werden. In Versuchen mit Drucktellern, wie sie für die quasi-statische Charakterisierung für Drucklast verwendet werden (s. Abbildung 5.23), können lediglich reine Druckschwelllasten, jedoch keine zyklische Belastung mit Druck- und Zuganteil realisiert werden. Daher wird eine Probenform gewählt, die sich an der Norm für quasi-statische Druckversuche an versteiften Kunststoffen (DIN EN ISO 14126) orientiert. In dieser Norm werden zur Reduktion der Ausknickgefahr Rechteckproben mit einer sehr kurzen freien Einspannlänge empfohlen. Für die zyklischen Versuche an Reinharzproben werden die Abmessungen angepasst und auf $80 \times 10 \times 4 \text{ mm}^3$, mit einer freien Einspannlänge von 15 mm, festgelegt. In den zyklischen Tests ist jedoch mit dieser Probengeometrie vor allem in der Druckschwellbelastung ein Ausknicken zu beobachten. Da auf zyklisch belasteten Proben aufgebrachte DMS i.d.R. bereits nach wenigen Lastzyklen versagen, werden die zyklischen Versuche ohne lokale Dehnungsmessung durchgeführt. Die beschriebene Beobachtung kann daher nicht mit Messwerten aus den zyklischen Tests belegt werden. Daher werden zusätzliche quasi-statische Druckversuche an Proben mit gleicher Geometrie durchgeführt. Auf diese Proben wird auf Vorder- und Rückseite jeweils ein DMS appliziert. Beide DMS liefern ähnliche Dehnungssignale, sofern die Probe nicht durch zusätzliche Biegung belastet wird und nicht ausknickt. Abbildung 5.53(a) stellt die technische Spannung und die Dehnungen aus den DMS-Signalen über dem Traversenweg dar. Bereits ab einem Traversenweg von 0,5 mm sind für beide Proben Abweichungen zwischen den beiden zugehörigen DMS-Signalen zu erkennen. Da die DMS ab einer bestimmten Dehnung ausfallen, sind die DMS-Signale nicht für den gesamten Traversenweg verfügbar. Die Abweichung der beiden DMS-Signale ist deutlicher in Abbildung 5.53(b) zu erkennen. Hier werden die beiden Signale gegeneinander aufgetragen. Bei einer reinen axialen Druckbeanspruchung sind beide Signale annähernd gleich und die Graphen liegen dann auf der gestrichelten Ursprungsgerade mit einem Anstieg von eins. Dies ist bereits bei Dehnungsbeträgen ab 1 % nicht mehr der Fall. Somit ist bei den zyklischen Versuchen mit Drucklastanteil ($R = 10$, $R = -1,0$ und $R = -1,33$) von einer überlagerten Biegebeanspruchung auszugehen. Die Versuchsergebnisse sind damit nicht mehr repräsentativ für eine einachsige Beanspruchung. Dennoch ist der Mittelspannungseinfluss auf die Materialermüdung anhand der Wöhlerdiagramme in Abbildung 5.54 deutlich zu erkennen und kann qualitativ bewertet werden. In der Grafik ist als maximale Beanspruchung σ_{max} für die zugdominierten Lasten

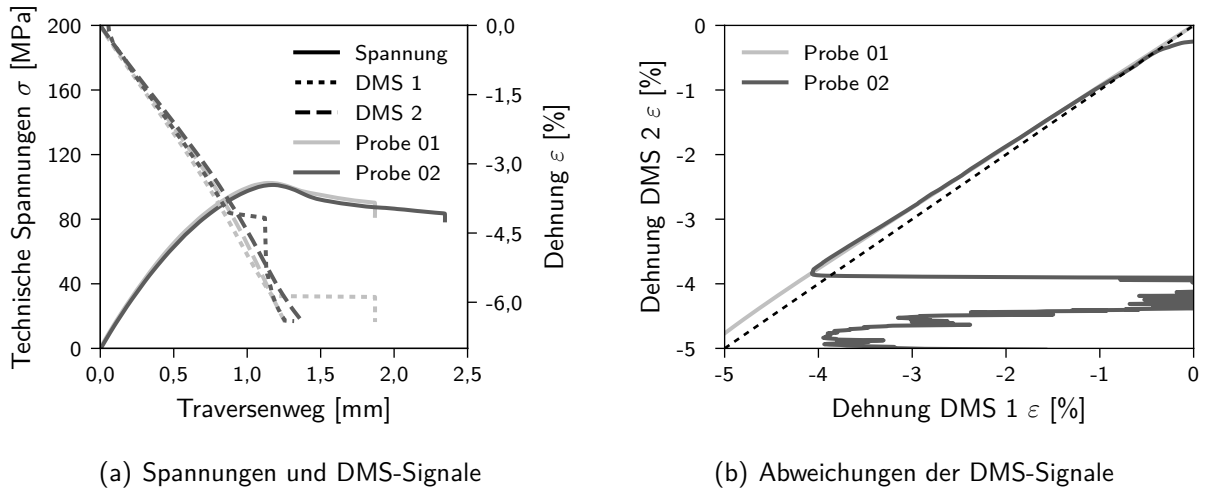


Abbildung 5.53: Quasi-statische Druckversuche an Rechteckproben mit kleiner Einspannlänge; Versuchsabbruch nach Versagen der DMS

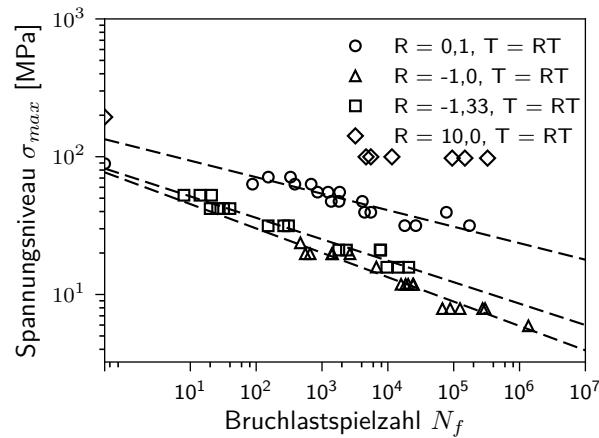


Abbildung 5.54: Wöhlerdaten des Reinharzmaterials Epoxid für verschiedene Spannungsverhältnisse R

($|R| \leq 1$) die Oberspannung σ_o über der Bruchlastspielzahl aufgetragen, für druckdominierte Lasten ($|R| > 1$) der Betrag der Unterspannung σ_u . Unter Druckschwellbelastung erträgt das Material bei betragsmäßig gleicher Beanspruchung mehr Lastwechsel als unter Zugschwellbelastung. Wechsellasten mit Zug- und Druckanteil reduzieren die Ermüdungsfestigkeit gegenüber Zugschwelllasten.

Die Abhängigkeit zwischen maximaler Beanspruchung und Bruchlastspielzahl kann mit einer Potenzfunktion

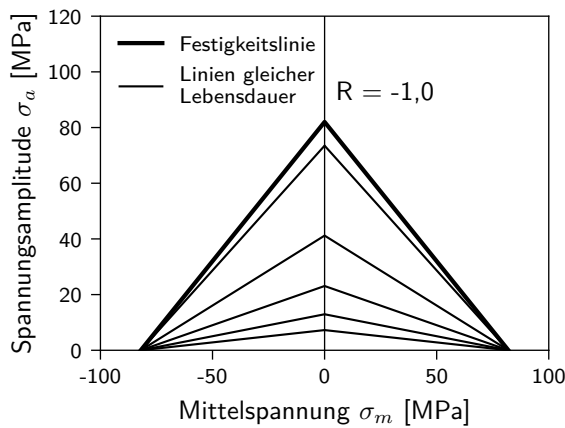
$$\sigma_{max} = A \cdot N_f^B \quad (5.20)$$

beschrieben werden. Die Parameter dieser Potenzfunktion für die verschiedenen Spannungsverhältnisse werden in Tabelle 5.11 angegeben.

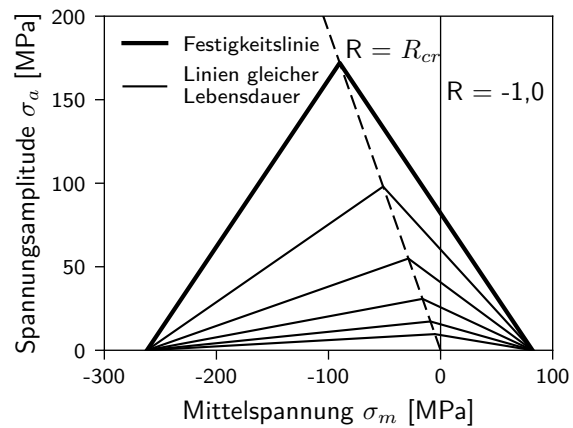
Für das Spannungsverhältnis $R = 10$ können nur sehr nahe beieinanderliegende Spannungsniveaus getestet werden. Da dies keine ausreichende Datenbasis für die Bestimmung einer Wöhlerlinie ist, wird für $R = 10$ auf die Approximation mit der Potenzfunktion verzichtet.

Tabelle 5.11: Parameter der Wöhlerlinie für das Epoxid für verschiedene Spannungsverhältnisse R

Spannungsverhältnis R	A [MPa]	B [-]
0,1	123,27	-0,120
10	-	-
-1,00	68,13	-0,177
-1,33	73,74	-0,156



(a) Symmetrisches CLD-Diagramm



(b) Asymmetrisches CLD-Diagramm

Abbildung 5.55: Schematische Haigh-Diagramme mit Linien konstanter Lebensdauer (CLL)

Zur Berücksichtigung des Mittelspannungseinflusses sind aus Ermüdungsuntersuchungen an Metallen verschiedene Zeit- und Dauerfestigkeitsschaubilder bekannt [134]. Das Haigh-Diagramm trägt die Spannungsamplitude σ_a über der Mittelspannung σ_m auf. Wird dies für verschiedene Bruchlastspielzahlen bei verschiedenen Spannungsverhältnissen durchgeführt, ergeben sich *Constant Life Lines* (dt.: Linien gleicher Bruchlastspielzahl) (CLT), weshalb das Diagramm auch *Constant Life Diagram* (dt.: Diagramm gleicher Bruchlastspielzahl) CLD [10, 86] genannt wird. Ein solches Diagramm ist schematisch in Abbildung 5.55 dargestellt. Die Linien konstanter Lebensdauer werden durch die Linie der Festigkeit unter quasi-statischer Last begrenzt. Diese und alle Linien konstanter Lebensdauern treffen sich im positiven und negativen Bereich der Abszisse jeweils in einer Nullstelle. Die Modelle unterscheiden sich in der Definition dieser Nullstelle. Für Metalle werden hier z.B. die Fließgrenze [159] oder die Zugfestigkeit [51] herangezogen. Bei CLDs für Faserverbunde werden die Zug- und die Druckfestigkeiten angetragen [4, 10, 47, 59, 86]. Experimente von Ansell et al. [10], Kawai und Koizumi [86] und Ramani und Williams [136] an Faserverbundlaminaten zeigen für diese Werkstoffklasse asymmetrische CLDs. Einige Autoren [10, 86] stellen einen Zusammenhang zwischen dieser Asymmetrie und dem Unterschied der Zug- und Druckfestigkeiten her. Nach ihrer Beobachtung erträgt das Material die maximalen Spannungsamplituden nicht bei $R = -1$ (s. Abbildung 5.55(a)), sondern bei einem sogenannten kritischen Spannungsverhältnis R_{cr} , s. Abbildung 5.55(b). Dieses entspricht dem Verhältnis der Druck- zur Zugfestigkeit, wobei die Druckfestigkeit mit einem negativen Vorzeichen belegt wird ($R_{cr} = -|X^c|/X^t$). Auch das untersuchte Epoxidharz weist unterschiedliche Druck- und Zugfestigkeiten auf. Deshalb kann auch für dieses Material von einem asymmetrischen CLD ausgegangen werden. Die von Ansell et al. [10] und Kawai und Koizumi [86] untersuchten Verbunde weisen eine höhere Festigkeit unter Zugbeanspruchung auf, weshalb das Maximum der CLLs für diese Materialien in Richtung der positiven Abszisse verschoben ist. Aufgrund

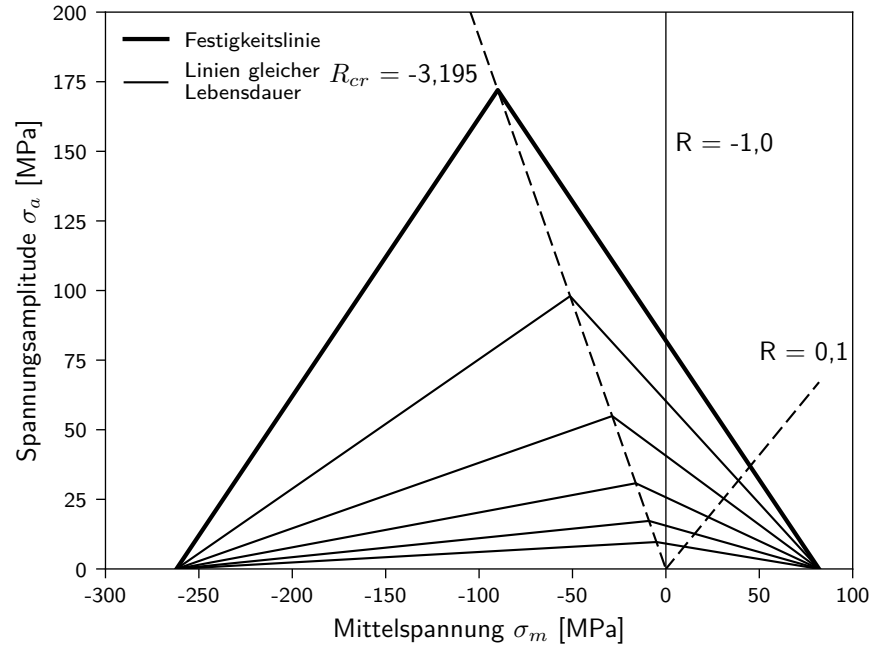


Abbildung 5.56: Modelliertes Haigh-Diagramm mit linearen Linien gleicher Lebensdauer für das untersuchte Epoxidharz

der höheren Druckfestigkeit des Epoxids sind höhere ertragbare Amplituden bei Mittelspannungen im Druckbereich und damit eine Verschiebung des Maximums in Richtung der negativen Abszisse (schematische Darstellung in Abbildung 5.55(b)) zu vermuten. Diese Annahme wird von der hohen Ermüdungsfestigkeit bei $R = 10$ im Vergleich mit $R = 0,1$, s. Abbildung 5.54, untermauert.

Kawai und Koizumi [86] haben ein Modell zur Beschreibung asymmetrischer CLDs veröffentlicht. Dabei greifen sie auf einen nichtlinearen Ansatz für die CLLs zurück. Zur Bestimmung der Modellparameter benötigt das Modell lediglich die Wöhlerlinie für das kritische Spannungsverhältnis $R_{cr} = -|X_m^c|/X_m^t$. Diese Daten sind für das in der vorliegenden Arbeit untersuchte Material nicht vorhanden. Eine linearisierte Variante kann jedoch anhand von Wöhlerdaten für ein einziges beliebiges Spannungsverhältnis kalibriert werden. Dafür ist lediglich noch die Kenntnis der Zug- und der Druckfestigkeit unter quasi-statischer Belastung erforderlich. Da dies für das untersuchte Epoxid gegeben ist, wird zur Modellierung des Mittelspannungseinflusses dieser linearisierte Ansatz implementiert.

Abbildung 5.56 zeigt das Haigh-Diagramm mit linearen CLLs für das in der vorliegenden Arbeit untersuchte Epoxidharz. Das Modell von Kawai und Koizumi [86] führt eine beliebige zyklische Beanspruchung auf eine äquivalente Spannungsamplitude σ_a^{eq} zurück. In diesem Falle ist es die Spannungsamplitude, die bei dem kritischen Spannungsverhältnis R_{cr} den Ermüdungsbruch bei gleicher Lastspielzahl verursacht wie die gegebene zyklische Beanspruchung. Die Wöhlerlinie bei dem kritischen Spannungsverhältnis R_{cr} liefert demnach die Masterkurve, welche die äquivalente Spannungsamplitude σ_a^{eq} mit der Bruchlastspielzahl ins Verhältnis setzt. Zur Beschreibung dieser Masterkurve kann, analog zur Wöhlerlinie, eine Potenzfunktion verwendet werden:

$$\sigma_a^{eq} = C \cdot N_f^D \quad (5.21)$$

Die äquivalente Spannungsamplitude ist also ein Repräsentant für zyklische Lasten mit unterschiedlichen σ_a/σ_m -Verhältnissen, die zur gleichen Bruchlastspielzahl führen. Die gleiche äquivalente Spannungsamplitude – auch wenn sie sich aus unterschiedlichen σ_a - σ_m -Kombinationen ergibt – führt

demnach immer zur selben Bruchlastspielzahl. Wird von linearen CLL ausgegangen, kann die Masterkurve auch mittels Wöhlerdaten für von R_{cr} abweichende Spannungsverhältnisse kalibriert werden. Zunächst wird dafür das kritische Spannungsverhältnis R_{cr} aus den experimentell ermittelten Zug- und Druckfestigkeit zu $R_{cr} = -262 \text{ MPa} / 82 \text{ MPa} = -3,195$ bestimmt. Damit ist das Spannungsverhältnis für maximale Spannungsamplituden und damit auch der Schnittpunkt der CLLs aus dem druck- und aus dem zugdominierten Beanspruchungsbereich bekannt, s. Abbildung 5.56. Die Ursprungsgerade, die dieses Spannungsverhältnis im Haigh-Diagramm repräsentiert, hat die Gleichung

$$\sigma_a = \underbrace{\frac{1 - R_{cr}}{1 + R_{cr}}}_{m_{cr}} \sigma_m \quad (5.22)$$

Anhand von Geradengleichungen kann auf Grundlage dieses Wissens für jedes beliebige σ_a/σ_m -Verhältnis die Amplitude für kritisches Spannungsverhältnis (R_{cr}) auf der gleichen CLL gefunden werden. Dafür muss lediglich der Schnittpunkt der CLL mit der Ursprungsgeraden für R_{cr} gefunden werden. Die Geradengleichung für die CLL ergibt sich aus dem Wissen, dass alle CLLs bei $\sigma_m = X_m^t$ bzw. $\sigma_m = X_m^c$ die Abszisse und bei $\sigma_a = \sigma_a^{eq}$ die Ursprungsgerade zu R_{cr} schneiden. Die Geradengleichungen für die linearen CLLs sind damit

$$\sigma_a = \begin{cases} \frac{\sigma_a^{eq}}{X_m^t - \sigma_m^{cr}} [X_m^t - \sigma_m] & \sigma_m < \sigma_m^{cr} \\ \frac{\sigma_a^{eq}}{X_m^c + \sigma_m^{cr}} [X_m^c + \sigma_m] & \sigma_m \geq \sigma_m^{cr} \end{cases} \quad (5.23)$$

σ_m^{cr} ist darin die Mittelspannung, bei der sich die CLLs für den Zug- und für den Druckbereich bei σ_a^{eq} schneiden und die damit den zug- und den druckdominierten Bereich voneinander trennt. Es ist gleichzeitig die Mittelspannung, die zur äquivalenten Spannungsamplitude σ_a^{eq} einer gegebenen CLL gehört. Beide stehen über das kritische Spannungsverhältnis R_{cr} in Relation zueinander. Über den Anstieg der Ursprungsgeraden für das zu der gegebenen zyklischen Beanspruchung (σ_m, σ_a) gehörende Spannungsverhältnis mit $m = \sigma_a/\sigma_m$ wird unterschieden, ob die aktuelle Beanspruchung im druck- ($\sigma_m < \sigma_m^{cr}$) oder im zugdominierten ($\sigma_m \geq \sigma_m^{cr}$) Bereich liegt. Eine zugdominierte Beanspruchung liegt vor, wenn der Anstieg $m = \sigma_a/\sigma_m$ positiv oder sein Betrag größer ist als der Betrag des Anstiegs zum kritischen Spannungsverhältnis m_{cr} . Andernfalls liegt die zyklische Beanspruchung (σ_m, σ_a) im druckdominierten Bereich. Zur Bestimmung der zu (σ_m, σ_a) gehörenden äquivalenten Spannungsamplitude σ_a^{eq} muss nun der Schnittpunkt der entsprechenden linearen CLL mit der Ursprungsgeraden von R_{cr} bestimmt werden. Dafür sind die zugehörigen Geradengleichungen aus (5.22) und (5.23) gleichzusetzen und nach σ_m^{cr} umzustellen. Mit Gleichung (5.22) ergibt sich dann die äquivalente Spannungsamplitude σ_a^{eq} zu

$$\sigma_a^{eq} = \begin{cases} \frac{\sigma_a X_m^t m_{cr}}{m_{cr} (X_m^t - \sigma_m) + \sigma_a} & \text{Zugdominierter Bereich} \\ \frac{\sigma_a X_m^c m_{cr}}{m_{cr} (X_m^c + \sigma_m) - \sigma_a} & \text{Druckdominierter Bereich} \end{cases} \quad (5.24)$$

Zur Lebensdauerbewertung einer gegebenen zyklischen Beanspruchung (σ_m, σ_a) kann mit dieser äquivalenten Spannungsamplitude σ_a^{eq} nach Umstellen der Masterkurvengleichung (5.21) die zugehörige Bruchlastspielzahl ermittelt werden. Für die Kalibrierung der Masterkurvenparameter wird Gleichung (5.24) auf die Versuchsdaten von $R = 0,1$ angewendet und die daraus berechnete σ_a^{eq}

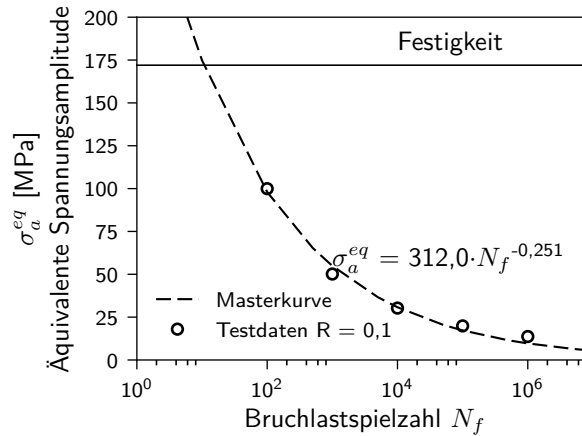


Abbildung 5.57: Kalibrierung der Masterkurve nach (5.21) anhand von Wöhlerdaten für das Spannungsverhältnis $R = 0,1$

über der zum Lastniveau gehörenden Lebensdauer aufgetragen, wie in Abbildung 5.57 dargestellt. Die Abbildung zeigt außerdem die Approximation der Testdaten über Gleichung (5.21) mit den Parametern $C = 312 \text{ MPa}$ und $D = -0,251$ und einem Bestimmungsmaß von 0,99. Das Umstellen der Gleichung (5.21) mit den genannten Parametern nach der Bruchlastspielzahl N_f führt auf eine Berechnungsvorschrift für die Lebensdauer:

$$N_f = \left(\frac{\sigma_a^{eq}}{C} \right)^{\frac{1}{D}} \quad (5.25)$$

Die äquivalente Spannungsamplitude, die einem „quasi-statischen“ Versagen bei R_{cr} entsprechen würde, wird ebenfalls in Abbildung 5.57 eingetragen. Bis zum Schnittpunkt mit der Masterkurve bei 10 Zyklen approximiert sie den Kurzzeitfestigkeitsbereich. Wie für Metalle ([134], S. 15) wird auch für Polymere [179] ein Bereich geringer Lastwechselzahlen (Kurzzeitfestigkeitsbereich, engl.: *low cycle fatigue*) beobachtet, in dem die Wöhlerlinie einen geringeren Anstieg als im Zeitfestigkeitsbereich aufweist. Aus den Experimenten von Weaver und Beatty [179] ergibt sich ein Anstieg von ungefähr null.

Das auf dem asymmetrischen CLD nach Kawai und Koizumi [86] basierende linearisierte Modell zur Lebensdauerberechnung unter Berücksichtigung des Spannungsverhältnisses ist damit kalibriert. Die Lebensdauerbewertung einer beliebigen einachsigen zyklischen Beanspruchung erfolgt nach folgenden Schritten:

1. Bestimmung von σ_a und σ_m der zyklischen Beanspruchung
2. Berechnung der äquivalenten Spannungsamplitude σ_a^{eq} mittels Gleichung (5.24)
3. Berechnung der Bruchlastspielzahl N_f aus Gleichung (5.25)

Anhand dieser Schritte wird die Modellvorhersage für die Spannungsverhältnisse $R = 10, -1,0$ und $-1,33$ bestimmt und in Abbildung 5.58 den experimentellen Daten gegenübergestellt. Die Abbildung zeigt auch die Daten und die Modellberechnung für $R = 0,1$ und demonstriert damit die Güte der Modellkalibrierung. Die anhand des Modells für die verschiedenen Spannungsverhältnisse berechneten Wöhlerparameter werden in Tabelle 5.12 mit den experimentell ermittelten verglichen. Der Trend des Mittelspannungseinflusses auf die Lebensdauer wird qualitativ abgebildet: Unter Druckschwellbeanspruchung erreicht das Material wesentlich höhere Ermüdungsfestigkeiten als unter zugschwellender

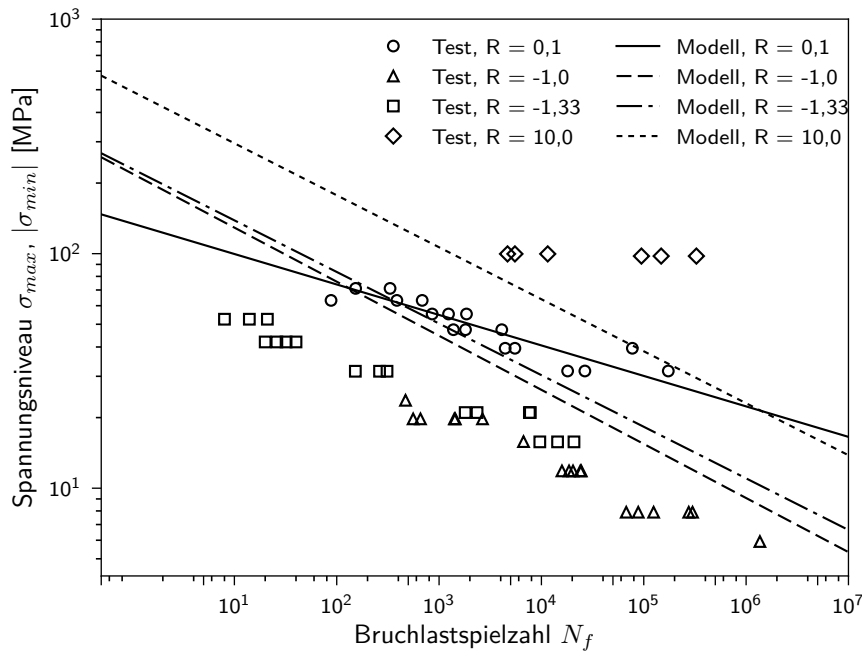


Abbildung 5.58: Verifikation der Kalibrierung des Modells zur Lebensdauerberechnung anhand der Testdaten für $R = 0,1$ und Bewertung der Modellvorhersage anhand der Testdaten für $R = 10$, $R = -1,0$ und $R = -1,33$

Beanspruchung. Beanspruchungen mit Zug- und Druckanteil reduzieren die Lebensdauer weiter, wobei das Spannungsverhältnis $R = -1,0$ kritischer ist als $R = -1,33$. Auch die Anstiege der Wöhlerlinien sind für die kombinierten Belastungen sowohl im Experiment als auch in der Simulation größer. Insgesamt liegt die Vorhersage der Ermüdungsfestigkeit für die Spannungsverhältnisse $R = -1,0$ und $R = -1,33$ über den experimentellen Werten. Eine Ursache ist die bereits diskutierte überlagerte Biegebeanspruchung in den Versuchen für Belastungen mit Druckanteil. Erwartungsgemäß hätte aus diesem Grund auch für $R = 10$ die Ermüdungsfestigkeit nach Modell höher ausfallen müssen als im Experiment. Da für dieses Spannungsverhältnis jedoch eine unzureichende Datenbasis mit zudem großen Streuungen bzgl. der Bruchlastspielzahl vorliegt, ist ein Vergleich hier schwer möglich. Insbesondere aufgrund der überlagerten Biegung in den Belastungen mit Druckanteil ist eine abschließende, quantitative Bewertung des Modellierungsansatzes an dieser Stelle nicht möglich. Eine weitere Bewertung erfährt das Modell durch die spätere Anwendung zur Ermüdungsvorhersage des Verbunds. Hier kommen jedoch noch weitere Aspekte, z.B. die Bewertung multiaxialer Beanspruchungen, hinzu, sodass der Ansatz zur Lebensdauerberechnung mit Mittelspannungseinfluss daran nicht isoliert bewertet werden kann.

Zyklische Materialdegradation

Verstärkte Polymere zeigen unter zyklischer Belastung für einige Lastfälle eine graduelle Materialdegradation, d.h. die Moduln und Festigkeiten nehmen kontinuierlich über die Lebensdauer ab [3, 157, 158]. Ein solches Verhalten muss in einer progressiven Ermüdungsschädigungsanalyse berücksichtigt werden, da Restfestigkeiten und Reststeifigkeiten sonst überschätzt werden. Durch das Aufzeichnen des minimalen und des maximalen Dehnungs- und Spannungswerts für jeden Zyklus kann für jeden Zyklus der Sekantenmodul bestimmt werden. Dessen Änderung über der Zyklenzahl kann als Maß für die zyklische Degradation des E-Moduls angesehen werden. In Abbildung 5.59 ist die relative Entwicklung dieses Sekantenmoduls über der normierten Lebensdauer für verschiedene Lastniveaus der Zugschwellbelastung ($R = 0,1$) aufgetragen. Zwar ist für die höheren Lastniveaus durchaus eine Abnahme des Moduls erkennbar. Jedoch beträgt der Modul bei Eintritt

Tabelle 5.12: Vergleich der berechneten und der gemessenen Wöhlerparameter für das Epoxidharz bei verschiedenen Spannungsverhältnissen R

Wöhlerparameter	Experiment	Simulation
$R = 0,1$		
A [MPa]	123,27	134,44
B [-]	-0,120	-0,130
$R = -1,0$		
A [MPa]	68,13	219,64
B [-]	-0,177	-0,231
$R = -1,33$		
A [MPa]	73,74	230,155
B [-]	-0,156	-0,220
$R = 10$		
A [MPa]	-	492,36
B [-]	-	-0,222

des Ermüdungsversagens immer noch mindestens 98% seines Ausgangswertes. Die Abnahme des Sekantenmoduls wird daher als zu vernachlässigend klein angesehen. Zudem muss die Abnahme des Sekantenmoduls nicht zwangsläufig auf Materialermüdung zurückzuführen sein. In zyklischen Versuchen an Polymeren mit spannungsgesteuerter Belastung kann ein sogenanntes zyklisches Kriechen auftreten. Dabei kommt es bei Lasten, die die Fließgrenze des Materials überschreiten, also vor allem bei hohen Lastniveaus, zur Dehnungsakkumulation [153, 154]. Obwohl diese Dehnungsakkumulation mit dem plastischen Verhalten des Materials zusammenhängt (sie tritt erst bei Spannungen über der Fließgrenze auf), ist das zyklische Kriechen visko-elastischer Natur, denn die akkumulierten Dehnungen bauen sich nach einiger Zeit der Entlastung wieder ab [153]. Da die Degradation des Sekantenmoduls mit zunehmender Zyklenzahl in Abbildung 5.59 lediglich für die höheren (in dunklerem Grau dargestellten) Lastniveaus zu beobachten ist, lässt sich diese eher mit zyklischen Kriecheffekten als mit Materialdegradation erklären. Letztere müsste auch für niedrigere Lastniveaus auftreten. Ein graduelles Degradationsmodell für die elastischen Eigenschaften ist demnach für das Epoxidharz nicht erforderlich. Die für einige zyklische Lastfälle beobachtete Steifigkeitsdegradation von Verbunden resultiert damit vorrangig aus der Entstehung von Mikroschädigungen in der Matrix.

Erweiterung auf multiaxiale Spannungszustände

Das abgeleitete Lebensdauermodell für das Epoxidharz ermöglicht bisher die Bewertung einachsiger Spannungszustände. Um die Lebensdauer für einen beliebigen mehrachsigen Spannungszustand zu bewerten, muss dieser zunächst in eine äquivalente Spannungsgröße überführt werden. Die einachsige Beanspruchung (σ_m , σ_a) in den bisherigen Modellformulierungen muss dann durch diese äquivalente Spannung ersetzt werden. Die Problemstellung ist ähnlich der Fragestellung nach einer äquivalenten Beanspruchungsgröße für die Versagensbewertung unter quasi-statischer Last. Daher werden in der Literatur auch oft die Vergleichsgrößen herangezogen, die sich bereits für die Versagensbewertung etabliert haben. So verwenden Liu und Yan [102] die Vergleichsspannung nach von Mises als äquivalente Spannung zur Bewertung multiaxialer Spannungszustände in Metallen. Damit werden Spannungszustände mit hohem gestaltändernden Anteil als ermüdungskritisch bewertet, was dem druckabhängigen Versagensverhalten von Polymeren nicht gerecht wird. Tao und Xia [168] leiten daher eine Vergleichsspannung aus dem Versagenskriterium nach Stassi-D'Alia [160], s.

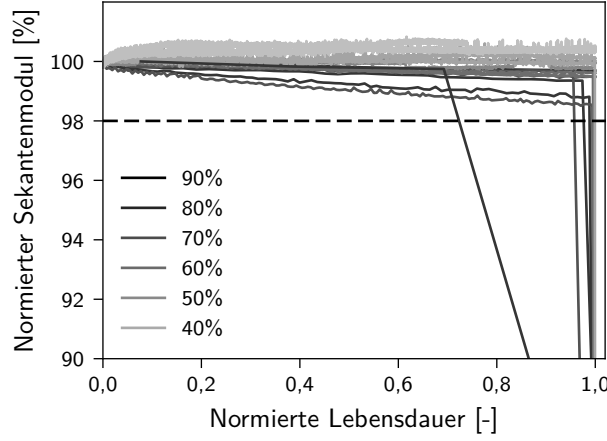


Abbildung 5.59: Normierter Sekantenmodul über der relativen Lebensdauer bei einem Spannungsverhältnis von $R = 0,1$ für verschiedene auf die Zugfestigkeit ($X_m^t = 82 \text{ MPa}$) bezogene Oberspannungen

Gleichung (5.14), ab. Tao und Xia [168] lösen diese Gleichung mit $X_m^c = \kappa X_m^t$ nach der in zweiter Potenz auftretenden Zugfestigkeit auf und fassen diese dann als äquivalente Beanspruchung auf. Sie entspricht einer gedachten Zugfestigkeit, die das Material haben müsste, um unter dem aktuellen Spannungszustand zu versagen. Bei der Lösung der quadratischen Gleichung betrachten Tao und Xia [168] lediglich die folgende der beiden mathematisch möglichen Lösungen als physikalisch relevant:

$$\sigma_{eq} = \frac{\kappa - 1}{2\kappa} I_1 + \frac{\sqrt{(\kappa - 1)^2 I_1^2 + 4\kappa \sigma_{VM}^2}}{2\kappa} \quad (5.26)$$

Gleichung (5.26) führt immer auf eine positive äquivalente Spannung und gibt diese für eine einachsige Zugbeanspruchung mit $\sigma_{11} = \sigma$ exakt wieder. Für eine einachsige Druckbeanspruchung mit $\sigma_{11} = -\sigma$ ergibt sich jedoch $\sigma_{eq} = \sigma/\kappa$. Eine Druckbeanspruchung wird in der äquivalenten Spannung damit nicht als Druckbeanspruchung und zudem mit falschem Betrag wiedergegeben. Die von Tao und Xia [168] verwendete äquivalente Spannungsberechnung ist demnach nicht für die Bewertung von zyklischen Lasten mit Druckanteil anwendbar. Um sie dahingehend zu erweitern, kann die erste Invariante I_1 zur Unterscheidung von Zug- und Drucklasten herangezogen werden. Ist I_1 positiv, liegt eine Zugbeanspruchung vor und Gleichung (5.26) kann weiterhin als Berechnungsvorschrift für die äquivalente Spannung $\sigma_{eq}(I_1 \geq 0)$ verwendet werden. Liegt eine Druckbeanspruchung vor (I_1 ist negativ), gilt es, die virtuelle *Druckfestigkeit* zu finden, die für den aktuellen Spannungszustand zum Versagen führen würde. Das Auflösen von Gleichung (5.14) nach X_m^c mit $X_m^t = 1/\kappa X_m^c$ führt auf die positive Lösung $\sigma_{eq}(I_1 < 0) = \sigma_{eq}(I_1 \geq 0) \cdot \kappa$. Da X_m^c im Versagenskriterium über den Betrag berücksichtigt wird, ist die positive Lösung auch für $I_1 < 0$ physikalisch plausibel. Durch die Multiplikation mit -1 wird sichergestellt, dass eine Druckbeanspruchung zu einer äquivalenten Druckspannung führt. Gleichung (5.27) fasst die Berechnung der äquivalenten Spannung für multiaxiale Beanspruchungen zusammen:

$$\sigma_{eq} = \begin{cases} \frac{\kappa - 1}{2\kappa} I_1 + \frac{\sqrt{(\kappa - 1)^2 I_1^2 + 4\kappa \sigma_{VM}^2}}{2\kappa} & I_1 \geq 0 \\ \frac{\kappa - 1}{2} I_1 - \frac{\sqrt{(\kappa - 1)^2 I_1^2 + 4\kappa \sigma_{VM}^2}}{2} & I_1 < 0 \end{cases} \quad (5.27)$$

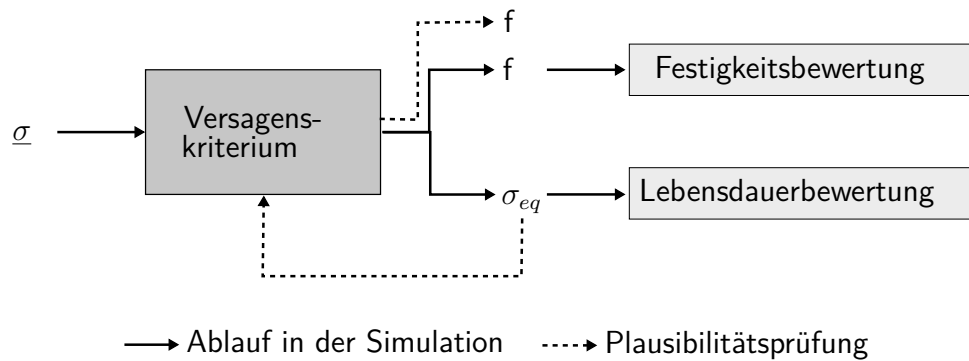


Abbildung 5.60: Bewertung eines beliebigen multiaxialen Spannungszustands $\underline{\sigma}$ anhand des Versagensindex f bzgl. der Festigkeit und anhand der äquivalenten Beanspruchung σ_{eq} bzgl. Lebensdauer; Plausibilitätsprüfung der Äquivalenz von σ_{eq} und $\underline{\sigma}$ bzgl. des Versagensindex

Die Festigkeitsbewertung wird, wie Abbildung 5.60 verdeutlicht, weiterhin anhand des Versagensindex f aus dem Versagenskriterium nach [160] durchgeführt (durchgezogene Pfeile). Die basierend auf dem Versagenskriterium mit Gleichung (5.27) ermittelte σ_{eq} dient lediglich als Beanspruchungsmaß für die Lebensdauerbewertung. Da aus dem Versagenskriterium abgeleitet, ist jedoch folgende Erwartung an die äquivalente Beanspruchung naheliegend: Als uniaxiale Beanspruchung mit $\sigma = \sigma_{eq}$ in das Versagenskriterium eingesetzt, sollte sie auf den gleichen Versagensindex führen wie die multiaxiale Beanspruchung, die sie repräsentieren soll. Für einachsige Beanspruchungen ist diese Plausibilitätsüberprüfung (gestrichelte Pfeile in Abbildung 5.60) erfüllt. Dies ist jedoch nicht für jeden beliebigen multiaxialen Spannungszustand der Fall. Demnach gibt es multiaxiale Spannungszustände, für die es – bzgl. des Versagenskriteriums – kein einachsiges Äquivalent gibt. Die mit Gleichung (5.27) berechnete äquivalente Spannung kann also nicht für alle Spannungszustände den Grad der Materialausnutzung wiedergeben. Jedoch ist es die Grundidee des äquivalenten Spannungsansatzes, diese in der Lebensdauerberechnung als repräsentative einachsige Beanspruchung für alle multiaxialen Spannungszustände aufzufassen. Aktuell existiert kein Ansatz für die Berechnung einer äquivalenten Spannungsgröße, die bzgl. eines in σ_{VM} nichtlinearen Versagenskriteriums äquivalent ist. Wenn auch nicht äquivalent bzgl. des Versagensindex, so bleibt σ_{eq} aus Gleichung (5.27) dennoch ein Beanspruchungsmaß für den vorliegenden multiaxialen Spannungszustand. Daher wird die auf Tao und Xia [168] basierende und für Drucklastfälle erweiterte Berechnung der äquivalenten Beanspruchung für die weiteren Untersuchungen verwendet.

Die Berechnung der äquivalenten Spannung σ_{eq} wird über den kompletten Lastzyklus nach der Spannungsberechnung durchgeführt. Aus der minimalen und der maximalen im Zyklus auftretenden äquivalenten Spannung werden deren Mittellast $\sigma_{eq,m}$ und Amplitude $\sigma_{eq,a}$ bestimmt. Mit diesen äquivalenten Größen wird die Lebensdauerberechnung unter Berücksichtigung des Mittelspannungseffekts entsprechend den Beschreibungen im vorherigen Abschnitt durchgeführt.

Akkumulation der Ermüdungsschädigung

Die bisherigen Gleichungen erlauben die Vorhersage der Lebensdauer bei einstufiger Beanspruchung, bei der Mittelwert und Amplitude der äquivalenten Spannung im Zyklus über die gesamte Lebensdauer konstant bleiben. Mittelspannung oder Spannungsamplitude können jedoch in einem Materialpunkt während der Lebensdauer nicht nur durch eine mehrstufige äußere Belastung, sondern auch durch Lastumlagerungen innerhalb des Verbunds variieren. Um dies zu erfassen, wird für homogene

Materialien häufig die Schadensakkumulation nach Palmgren [127] und Miner [119] genutzt. Dafür wird für alle n Lastblöcke mit gleicher zyklischer Beanspruchung, für die die Lebensdauer $N_{f,i}$ beträgt, aus ihren Zyklenzahlen Δn_i ein Inkrement der relativen Lebensdauer $\Delta n_{f,i}$

$$\Delta n_{f,i} = \frac{\Delta n_i}{N_{f,i}} \quad (5.28)$$

berechnet. Dieses gibt an, wie groß der Lebensanteil ist, der durch jeden dieser Zyklenblöcke „verbraucht“ wird. Diese Inkremente der relativen Lebensdauer werden über alle Zyklenblöcke $i = 1 \dots n$ zur relativen Lebensdauer n_f aufsummiert:

$$n_f = \sum_{i=1}^n \Delta n_{f,i} = \sum_{i=1}^n \frac{\Delta n_i}{N_{f,i}} \quad (5.29)$$

Wird der Wert der relativen Lebensdauer n_f zu eins, ist die Lebensdauer des Materialpunkts erreicht und Ermüdungsversagen tritt ein. In diesem Fall werden, wie beim quasi-statischen Versagen, der E-Modul auf 0,1 % seines Ausgangswerts reduziert und die Nichtlinearitätsparameter δ^n und δ^s zu null gesetzt.

Übertragung auf andere Temperaturen und thermische zyklische Lasten

Das Ermüdungsverhalten von Polymeren ist temperaturabhängig. Im Allgemeinen ist eine erhöhte Lebensdauer bei geringeren Temperaturen festzustellen, wobei die Quantität dieses Trends materialabhängig ist (s. [179] und [141], S. 79). Der Anstieg der Wöhlerlinie im Zeitfestigkeitsbereich kann als temperaturunabhängig angesehen werden (s. [179] und [141], Abbildung 6.21 auf S. 77). Weaver und Beatty [179] stellen zudem einen Zusammenhang mit der temperaturabhängigen Festigkeit bzw. mit dem Verhalten des Materials unter quasi-statischer Last fest: Die Wöhlerlinie verläuft im Kurzzeitfestigkeitsbereich horizontal auf Höhe der zur jeweiligen Temperatur gehörenden Festigkeit. Der Dauerfestigkeitsbereich beginnt bei einem Spannungsniveau, das dem Spannungsniveau entspricht, ab dem die Spannungs-Dehnungs-Kurve unter quasi-statischer Last für die jeweilige Temperatur nichtlinear verläuft. Unterschiedliche Beobachtungen gibt es hinsichtlich des Übergangs vom Kurzzeit- in den Zeitfestigkeitsbereich. Während Remmerswaal [141] für geringere Temperaturen eine Verschiebung zu kürzeren Zyklenzahlen beobachtet, stellen Weaver und Beatty [179] für Polysterene das Gegenteil fest. Die Grenze zwischen diesen beiden Bereichen scheint demnach materialabhängig zu sein.

Für das in der vorliegenden Arbeit untersuchte Epoxidharz liegen ausschließlich Daten aus Ermüdungsversuchen bei Raumtemperatur vor. Aus den beschriebenen Beobachtungen kann jedoch die über die Festigkeit skalierte Wöhlerlinie als Approximation zur Beschreibung der Lebensdauer für verschiedene Temperaturen angesehen werden. Wird also die Masterkurve in Gleichung (5.21), auf die Festigkeit normiert, über

$$\frac{\sigma_a^{eq}}{X_m^t(T)} = \frac{C}{X_m^t(T)} \cdot N_f^D = \bar{C} \cdot N_f^D \quad (5.30)$$

ausgedrückt, kann sie zur Bewertung mechanischer zyklischer Lasten bei unterschiedlichen Umgebungstemperaturen T herangezogen werden. Ändert sich während eines Belastungszyklus zusätzlich zur mechanischen Last die Temperatur, liegt also neben der zyklischen mechanischen eine zyklische thermische Belastung vor, ändert sich während des Zyklus folglich nicht nur die Beanspruchung, sondern auch die Festigkeit des Materials. Dadurch sind die kleinsten und die größten im Zyklus auftretenden Spannungen kein geeignetes Maß mehr für die Materialbeanspruchung. Aufgrund der

über den Zyklus variierenden temperaturabhängigen Festigkeit muss die maximale Materialbeanspruchung (Versagensindex) nicht zwangsläufig zum Zeitpunkt der Spannungsextrema auftreten. Es bietet sich daher an, zur Bestimmung der zyklischen Beanspruchung (σ_m , σ_a) nicht die Spannungswerte, sondern die auf die Festigkeit normierten Spannungen zu betrachten. Zur Bestimmung der Maximal- und der Minimalbeanspruchung im Zyklus werden dann nicht mehr die Oberspannung σ_o und die Unterspannung σ_u herangezogen, sondern stattdessen die im Zyklus auftretenden Maxima

$$\left(\frac{\sigma_{eq}}{X_m^t(T)} \right)_{max} \quad (5.31)$$

und Minima

$$\left(\frac{\sigma_{eq}}{X_m^t(T)} \right)_{min} \quad (5.32)$$

der festigkeitsnormierten Spannung verwendet. Zur Berücksichtigung multiaxialer Spannungszustände wird hier direkt die äquivalente Spannung eingesetzt. Aus diesen Werten werden die festigkeitsnormierte mittlere Beanspruchung

$$\left(\frac{\sigma_{eq}}{X_m^t(T)} \right)_m \quad (5.33)$$

und die dazu gehörige Amplitude

$$\left(\frac{\sigma_{eq}}{X_m^t(T)} \right)_a \quad (5.34)$$

des Zyklus bestimmt. Diese werden dann zur Berechnung der bzgl. des Mittelspannungseffekts äquivalenten Amplitude in Gleichung (5.35) eingesetzt.

$$\frac{\sigma_a^{eq}}{X_m^t} = \begin{cases} \frac{\left(\frac{\sigma_{eq}}{X_m^t(T)} \right)_a m_{cr}}{m_{cr} \left[1 - \left(\frac{\sigma_{eq}}{X_m^t(T)} \right)_m \right] + \left(\frac{\sigma_{eq}}{X_m^t(T)} \right)_a} & \text{Zugdominierter Bereich} \\ \frac{\left(\frac{\sigma_{eq}}{X_m^t(T)} \right)_a |R_{cr}| m_{cr}}{m_{cr} \left[|R_{cr}| + \left(\frac{\sigma_{eq}}{X_m^t(T)} \right)_m \right] - \left(\frac{\sigma_{eq}}{X_m^t(T)} \right)_a} & \text{Druckdominierter Bereich} \end{cases} \quad (5.35)$$

Das Einsetzen der mittels Gleichung (5.35) berechneten festigkeitsnormierten Spannungsamplitude σ_a^{eq}/X_m^t in Gleichung (5.30) und die Umstellung dieser nach N_f liefert die Bruchlastspielzahl für den gegebenen thermomechanischen Lastzyklus. Da das Verhältnis aus Druck- und Zugfestigkeit als temperaturunabhängig angenommen wird, sind auch das kritische Spannungsverhältnis R_{cr} und der Parameter m_{cr} über der Temperatur konstant. Die erforderlichen Materialparameter für die Lebensdauerberechnung werden in Tabelle 5.13 zusammengefasst.

Tabelle 5.13: Parameter für das Ermüdungsmodell des Epoxidharzes

Parameter	Beschreibung	Wert
R_{cr}	kritisches Spannungsverhältnis	-3,195
m_{cr}	Anstieg zum kritischen Spannungsverhältnis	-1,911
\bar{C}	Faktor der Masterkurve	3,804
D	Exponent der Masterkurve	-0,251

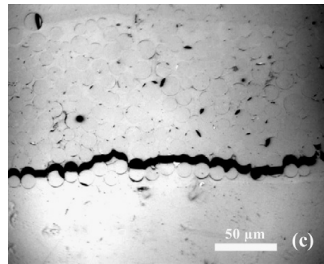


Abbildung 5.61: Cross-sectional photomicrographs of the fatigue fracture patterns of laminates with APS/PU (dt.: Mikroskopaufnahme des Rissmusters von Laminaten aus E-Glasfaser und Polyurethan-Matrix), entnommen aus [109], Abbildung 7c; schwarze Bereiche kennzeichnen Matrixschädigungen

5.3.2 Numerische Aspekte der zyklischen Ermüdungsberechnung

Zur FE-Berechnung zyklischer Lasten werden die Lastrandbedingungen zeitabhängig entsprechend ihrer Periodendauer, Amplitude und Mittellast definiert. Die Berechnung erfolgt dann transient¹⁵ Zyklus für Zyklus. Dem FE-Programm werden dafür die Periodendauern der Zyklen vorgegeben, sodass die Zeitpunkte für Start und Ende eines Zyklus bekannt sind. Innerhalb eines jeden Zyklus werden Maximum, Gleichung (5.31), und Minimum, Gleichung (5.32), der auftretenden, auf die Festigkeit normierten äquivalenten Spannungen gespeichert. Entsprechend dem Flussdiagramm in Abbildung 5.1 werden diese dann am Ende jedes Zyklus mit dem Ermüdungsmodell ausgewertet und bei Eintritt von ermüdungsbedingtem Materialversagen die Materialkennwerte reduziert. Im Gegensatz zur Implementierung von Krause [93] wird auch innerhalb eines Zyklus für jedes Lastinkrement des inkrementell-iterativen Lösungsprozesses das Eintreten eines Festigkeitsversagens geprüft und bei Bedarf die Materialkennwerte degradiert. Das nächste Lastinkrement wird dann unter Verwendung dieser degradierten Materialkennwerte berechnet. Da dies im Falle von eintretender Schädigung durch die dann stattfindenden Lastumlagerungen die Beanspruchungen benachbarter Materialpunkte erhöht, wird ein signifikanter Einfluss auf die berechnete Schädigungsentwicklung vermutet. Das von Mäder et al. [109] in zyklischen Querkzugexperimenten beobachtete Schadensmuster in Abbildung 5.61 zeigte einen einzelnen Matrixriss, der das Rissbild dominiert. In den mikromechanischen Simulationen kann Krause [93] die Ausbildung eines solchen dominierenden Matrixrisses unter zyklischer Querkzugbelastung nicht abbilden. Dies wird beispielhaft an einem Ergebnis aus [93] in Abbildung 5.62 gezeigt. Eine mögliche Ursache kann die fehlende Festigkeitsbewertung innerhalb eines Lastzyklus sein. Untersuchungen zu diesem Aspekt der mikromechanischen Ermüdungssimulation wurden bisher noch nicht veröffentlicht. Daher wird dazu im Rahmen der vorliegenden Arbeit eine Studie – zur Vergleichbarkeit mit den Berechnungen von Krause [93] – am RVE mit randomisierter Faseranordnung mittels vereinfachter Ermüdungsmodellierung¹⁶ durchgeführt. Da zum Zeitpunkt der

¹⁵Die Belastungsgeschwindigkeit ist weiterhin ausreichend gering, um die Belastung als quasi-statisch zu betrachten und Trägheitseffekte vernachlässigen zu können.

¹⁶Die vereinfachte Ermüdungsmodellierung wird ausführlich in [108] beschrieben. Da sie eine Vorstufe des in der vorliegenden Arbeit abgeleiteten Modells darstellt, wird sie nicht näher erläutert.

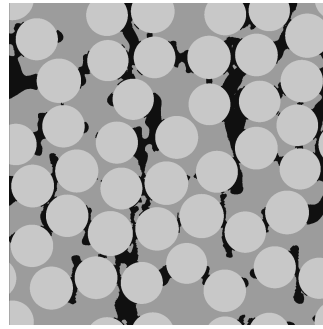


Abbildung 5.62: Ermüdungsrisse in der Matrix, simuliert von Krause [93]; mit angepasster Skala entnommen aus [93], Abbildung 5.5 (rechtes Bild der mittleren Reihe); schwarze Bereiche kennzeichnen Matrixschädigungen

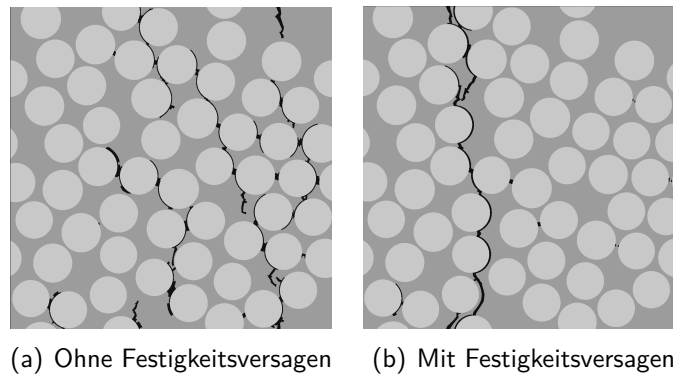


Abbildung 5.63: Einfluss des Festigkeitsversagens innerhalb eines Lastzyklus auf die Matrixrissbildung bei einer zyklischen Querkzugbelastung mit maximal 83,3 % der Festigkeit bei quasi-statischer Belastung; schwarze Bereiche kennzeichnen Matrixschädigungen

Durchführung dieser Studie noch keine Materialdaten vorlagen, wurden die Materialmodelle für die Berechnungen mit generischen Werten (in [108] veröffentlicht) kalibriert. Die Ergebnisse sind daher lediglich qualitativ zu bewerten und alle Ergebnisse werden normiert dargestellt. Die im Folgenden vorgestellten Ergebnisse dieser Untersuchung wurden bereits in [108] veröffentlicht.

Abbildung 5.63 und Abbildung 5.64 vergleichen die Rissbildung für eine Berechnung unter Berücksichtigung des Festigkeitsversagens innerhalb eines Zyklus mit dem Ergebnis einer Rechnung, in der dies nicht berücksichtigt ist. Abbildung 5.63 vergleicht dies für eine hohe Oberspannung (83,3 % der Verbundfestigkeit) und Abbildung 5.64 für eine mittlere Oberspannung (41,6 % der Verbundfestigkeit). Die Unterspannung liegt in beiden Fällen bei null. Das progressive Schädigungsverhalten wird physikalisch plausibler (Ausbildung eines einzelnen dominanten Matrixrisses) abgebildet, wenn das Festigkeitsversagen innerhalb eines Lastzyklus berücksichtigt wird.

Wie Abbildung 5.65 zeigt, werden auch die globale Steifigkeitsdegradation und die Bruchlastspielzahl beeinflusst. Die Lebensdauer wird stark überschätzt (fast doppelte Lebensdauer), wenn das Festigkeitsversagen innerhalb eines Lastzyklus vernachlässigt wird. Der Einfluss auf die globale Steifigkeitsdegradation und die Lebensdauer ist bei niedrigerer Belastung weniger ausgeprägt (siehe Abbildung 5.65(b)). Die Lebensdauer bei einer maximalen Belastung von 41,6 % der Festigkeit wird um nur 1 % überschätzt. Auch der Einfluss auf den gebildeten Matrixriss ist bei diesem niedrigeren Spannungsniveau weniger ausgeprägt (siehe Abbildung 5.64). In beiden Fällen entsteht ein dominanter Riss. Bei zyklischen Lasten nahe der Festigkeitsgrenze gewinnt die Berücksichtigung des Festigkeitsversagens innerhalb des Lastzyklus an Bedeutung, da die Materialpunkte ohnehin schon im oberen Bereich der Materialauslastung beansprucht werden. Wird diese durch das Versagen be-

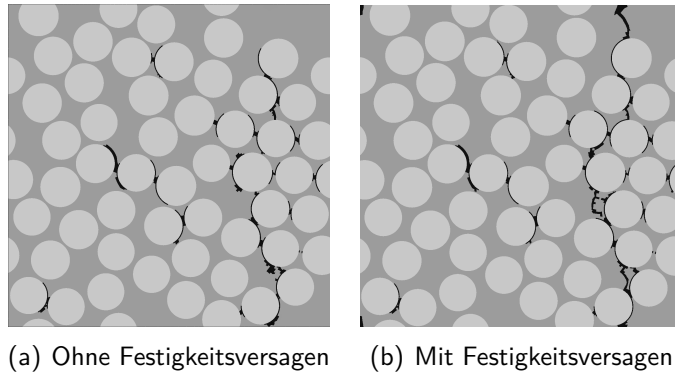


Abbildung 5.64: Einfluss des Festigkeitsversagens innerhalb eines Lastzyklus auf die Matrixrissbildung bei einer zyklischen Querkzugbelastung mit maximal 41,6 % der Festigkeit unter quasi-statischer Belastung; schwarze Bereiche kennzeichnen Matrixschädigungen

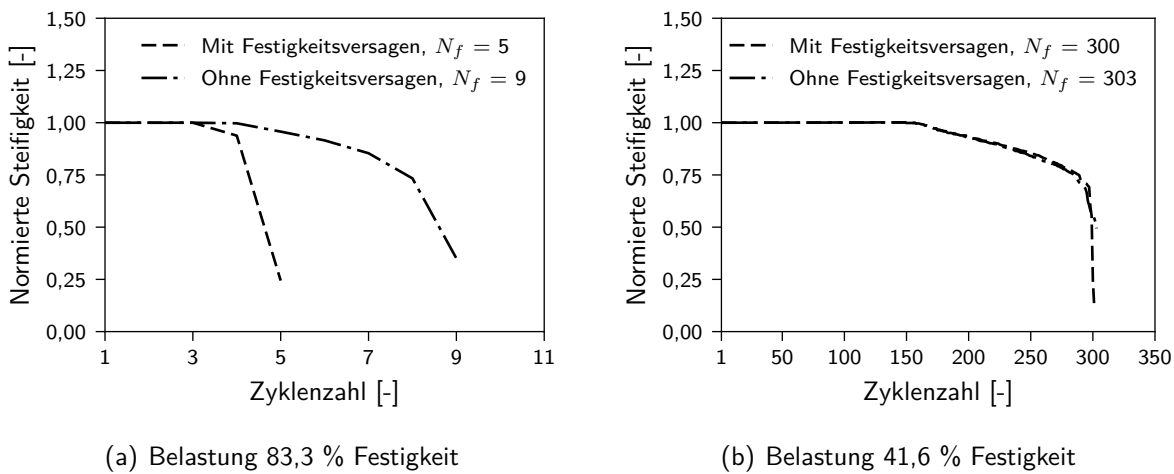


Abbildung 5.65: Einfluss des Festigkeitsversagens innerhalb eines Lastzyklus auf die globale Steifigkeitsdegradation bei Querkzugbelastung

nachbarter Materialpunkte und die daraus folgende Lastumlagerung weiter erhöht, kann es schnell zur Überschreitung der Festigkeitsgrenze kommen. Dadurch versagen die Materialpunkte in der Nähe der bereits versagten. Wird der Verbund ausreichend weit unterhalb seiner Festigkeit belastet, überschreiten die lokalen Spannungen innerhalb der Matrix auch nach Lastumlagerungen noch nicht deren Festigkeit und es tritt innerhalb der Lastzyklen kein Festigkeitsversagen ein. Stattdessen wird erst weiteres Versagen initiiert, wenn die Lebensdauer der Materialpunkte erreicht ist. Die Beanspruchung in Materialpunkten in der Nähe bereits versagter Elemente ist erhöht. Dadurch erhöht sich die Wahrscheinlichkeit für das Fortschreiten der Ermüdungsschädigung in diesen Materialpunkten. Deshalb bildet sich der initiierte Matrixriss weiter aus. Die Berücksichtigung des Festigkeitsversagens innerhalb der Lastzyklen kann jedoch auch für niedrigere Lasten relevant werden, sobald für ein Material eine graduelle, zyklenzahlabhängige Steifigkeitsdegradation abgebildet werden muss. Denn dann nimmt die Festigkeit über die Zyklen kontinuierlich ab und auch bei niedrigeren Beanspruchungen kann die Festigkeitsgrenze unter die Beanspruchung fallen. Dann ist es wichtig, das Festigkeitsversagen innerhalb eines Lastzyklus zu berücksichtigen.

Der Berechnungsablauf zur Festigkeits- und Ermüdungsberechnung in Abbildung 5.1 wird für jeden Integrationspunkt des FEM-Modells und für jeden Lastzyklus durchlaufen. Die Ermüdungsberechnung kann daher sehr rechenzeitintensiv werden, wenn jeder reale Zyklus der Belastung rechnerisch

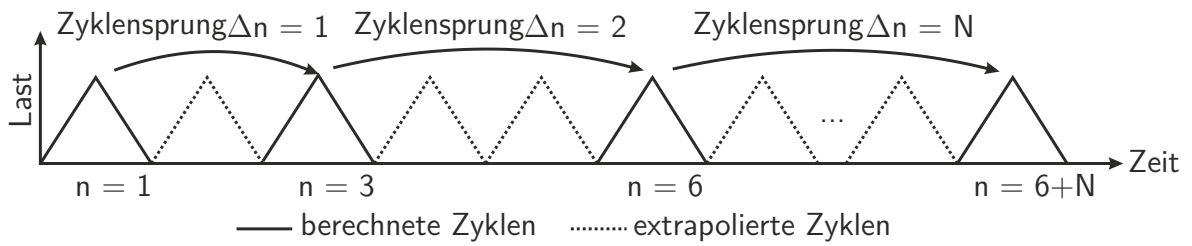
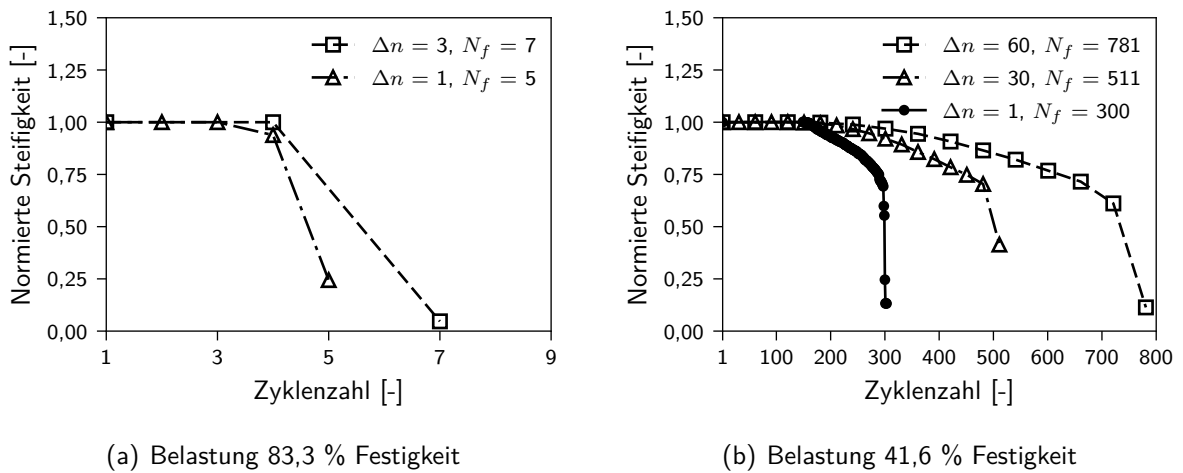


Abbildung 5.66: Zyklensprungalgorithmus, visualisiert am Last-Zeit-Verlauf



(a) Belastung 83,3 % Festigkeit

(b) Belastung 41,6 % Festigkeit

Abbildung 5.67: Einfluss der Größe eines konstanten Zyklensprungs Δn auf die globale Steifigkeitsdegradation bei Querkzugbelastung

nachgebildet wird. Deshalb bietet sich ein Zyklensprungalgorithmus an. Hierbei wird die Schädigung von einem Zyklus über eine bestimmte Anzahl von Δn Zyklen hinweg extrapoliert, wodurch Δn Zyklen in der Berechnung „übersprungen“ werden können. Das Prinzip des Zyklensprungansatzes wird in Abbildung 5.66 skizziert. Die „übersprungenen“ realen Zyklen werden in der Grafik gestrichelt dargestellt. Somit steht ein gerechneter – virtueller – Zyklus stellvertretend für eine bestimmte Anzahl an realen Zyklen. In Abbildung 5.66 repräsentiert z.B. der dritte gerechnete Zyklus (dritter mit durchgezogener Linie gezeichneter Zyklus) die realen Zyklen $n = 4$ bis $n = 6$. Das Vorgehen setzt konstante Lasten und Materialparameter über den repräsentierten („übersprungenen“) Zyklenblock voraus. Die Wahl des Zyklensprungs Δn muss eine ausreichend kleine Änderung in den Materialkennwerten durch die Ermüdungsschädigung sicherstellen. Innerhalb des Programmablaufs nach Abbildung 5.1 erfolgt die Festlegung des Zyklensprungs nach der Ermüdungsschädigungsberechnung und gilt dann für den nächsten zu berechnenden Zyklus. Die einfachste Vorschrift ist ein über die Ermüdungsrechnung konstanter Zyklensprung. Damit wird der Ermüdungsfortschritt in gleich großen Zyklenabständen Δn berechnet. Um die Materialdegradation während der Lebensdauer in der Berechnung korrekt zu erfassen, muss sichergestellt sein, dass dieser konstant vorgegebene Zyklensprung für *jeden* Zyklenblock ausreichend klein ist, damit die Änderung der Materialkennwerte in jedem Zyklenblock zu vernachlässigend gering ist. Wie stark der Einfluss der Größe eines solchen konstanten Zyklensprungs Δn ist, zeigt Abbildung 5.67 für die globale Steifigkeitsdegradation. Für das Lastniveau von 41,6 % der Festigkeit werden Berechnungen mit $\Delta n = 1$, 30 und 60 durchgeführt. Für das höhere Spannungsniveau wird zum Vergleich mit der Berechnung jedes Zyklus ein Zyklensprung von $\Delta n = 3$ untersucht. Der Einfluss des Zyklensprungs auf den Rissbildungsprozess bei einer zyklischen Querkzugbelastung mit 83,3 % Festigkeit wird in Abbildung 5.68 und Abbildung 5.69 dargestellt. Wird jeder reale Zyklus berechnet, bildet sich ein einzelner dominanter Riss aus (s. Abbildung 5.68(c)). Wird der Zyklensprung auf $\Delta n = 3$ gesetzt, bilden sich an den Seiten des RVEs mehrere parallele Risse aus (s. Abbildung 5.69(b)). Aufgrund der materiellen Inhomogenität

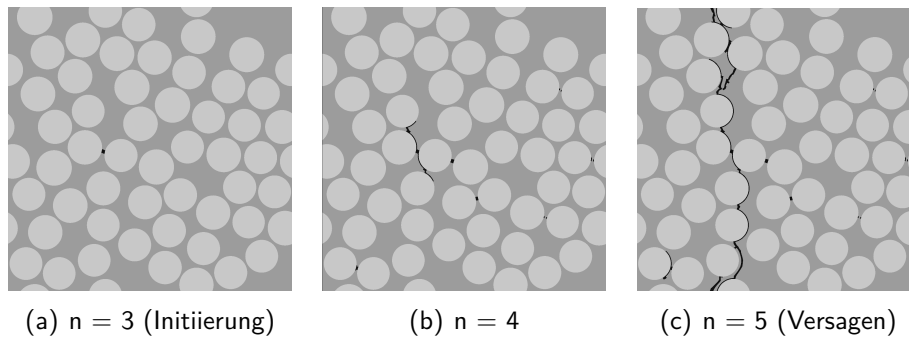


Abbildung 5.68: Entwicklung des Matrixrisses bei zyklischer Querkzugbelastung mit maximal 83,3% der Festigkeit für einen konstanten Zyklensprung von $\Delta n = 1$; schwarze Bereiche kennzeichnen Matrixschädigungen

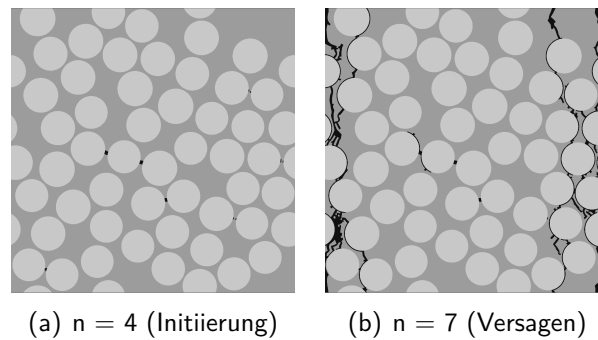


Abbildung 5.69: Entwicklung des Matrixrisses bei zyklischer Querkzugbelastung mit maximal 83,3% der Festigkeit für einen konstanten Zyklensprung von $\Delta n = 3$; schwarze Bereiche kennzeichnen Matrixschädigungen

des Verbunds wird die Matrix lokal sehr unterschiedlich beansprucht und die Materialpunkte weisen unterschiedliche Bruchlastspielzahlen auf. Innerhalb eines Zyklensprungs versagen alle Materialpunkte, bei denen innerhalb dieses Blocks die Lebensdauer überschritten wird, ermüdungsbedingt. Für das mit 83,3% der Festigkeit belastete RVE führt ein Zyklensprung vom ersten zum vierten (realen) Lastzyklus zum Versagen der schwarz markierten Materialpunkte in Abbildung 5.69(a). Die Schadensinitiierung tritt in mehreren, über das RVE verteilten Materialpunkten auf. Alle diese sind Ausgangspunkt von Matrixrissen, die sich schließlich im siebten Lastzyklus ausbilden (s. Abbildung 5.69(b)). Bei der Berechnung jedes realen Lastzyklus ($\Delta n = 1$) versagen nur die wenigen am stärksten beanspruchten Elemente, sobald ihre Lebensdauer erreicht ist. Für das mit 83,3% Festigkeit belastete RVE ist dies Zyklus $n = 3$ (s. Abbildung 5.68(a)). Dieser Zyklus, bei dem die erste Schadensinitiierung stattfindet, wird in der Berechnung mit $\Delta n = 3$ übersprungen. Dadurch werden die Lastumlagerungen und Spannungskonzentrationen im Zyklus $n = 3$ nicht ermöglicht, die zu weiteren Schäden in der Nähe der Schadensinitiierung führen würden. Dies wird für die Berechnung mit $\Delta n = 1$ in Abbildung 5.68(b) im vierten Lastzyklus beobachtet. Da das Versagen weiterer Materialpunkte in der unmittelbaren Nähe der Schadensinitiierung stattfindet, konzentriert sich die Schädigungsprogression auf diesen Bereich und nach fünf Lastzyklen wird ein ausgeprägter Riss ausgebildet (s. Abbildung 5.68(c)). Dieser markiert auch das Ende der Lebensdauer. Werden Lastzyklen, in denen neue Schäden auftreten, übersprungen, können die Lastumverteilung und der daraus resultierende lokal konzentrierte Schädigungsfortschritt nicht stattfinden, bevor die Lebensdauer von niedriger beanspruchten Materialpunkten überschritten wird. Der Pfad der Schädigungsentwicklung wird dann von der Simulation nicht ausreichend genau verfolgt. Das wirkt sich auch auf die globale zyklische Steifigkeitsdegradation aus, s. Abbildung 5.67(a). Die mit $\Delta n = 1$ im vierten Zyklus

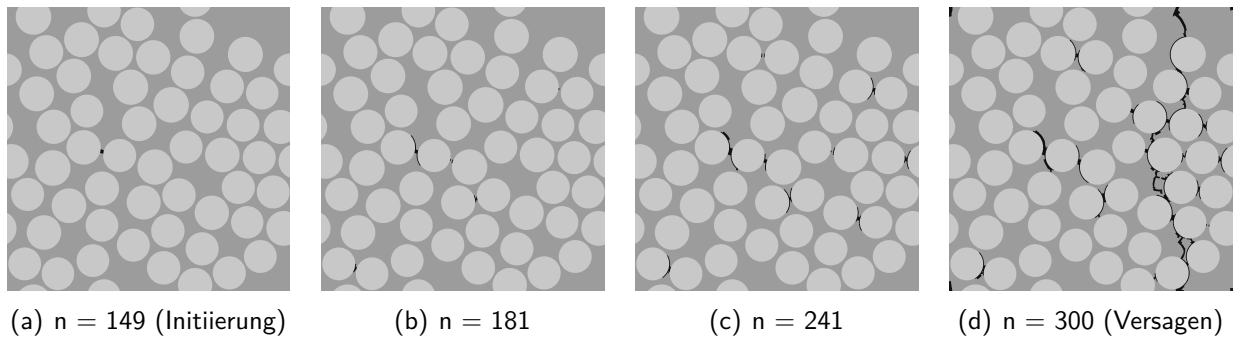


Abbildung 5.70: Entwicklung des Matrixrisses bei zyklischer Querkzugbelastung mit maximal 41,6% der Festigkeit für einen konstanten Zyklensprung von $\Delta n = 1$; schwarze Bereiche kennzeichnen Matrixschädigungen

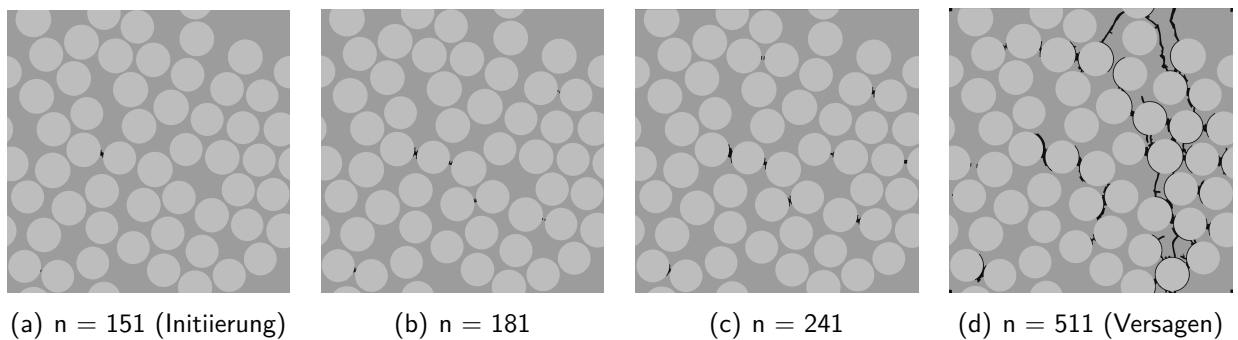


Abbildung 5.71: Entwicklung des Matrixrisses bei zyklischer Querkzugbelastung mit maximal 41,6% der Festigkeit für einen konstanten Zyklensprung von $\Delta n = 30$; schwarze Bereiche kennzeichnen Matrixschädigungen

ausgebildete Rissstruktur führt zu einer Steifigkeitsreduktion um 6%. Dagegen verursacht die mit $\Delta n = 3$ für den vierten Zyklus berechnete mikroskopische Schädigung keine merkliche Steifigkeitsdegradation. Die Differenz zwischen den berechneten Bruchlastspielzahlen ($N_f = 5$ für $\Delta n = 1$ und $N_f = 7$ für $\Delta n = 3$) könnte mit dem diskreten Charakter des Zyklensprungs selbst verbunden sein: Da der fünfte Zyklus mit $\Delta n = 3$ nicht berechnet wird, kann das Ermüdungsversagen erst im nächsten berechneten Zyklus (in diesem Fall $n = 7$) erfasst werden. Die Überschätzung der Lebensdauer bei einer zyklischen Belastung mit 41,6% Festigkeit kann nicht nur dem diskreten Charakter des Zyklensprungs zugeordnet werden. In diesem Fall ist die Abweichung der berechneten Lebensdauern ($N_f = 300$ für $\Delta n = 1$, $N_f = 511$ für $\Delta n = 30$ und $N_f = 781$ für $\Delta n = 60$) größer als der Zyklensprung und muss daher aus dem unterschiedlich erfassten Schädigungsentwicklungsprozess resultieren. Mit den Zyklensprüngen $\Delta n = 30$ und $\Delta n = 60$ wird der Zyklus der ersten Schadensinitiierung ($n = 149$, s. Abbildung 5.70(a)) übersprungen. Der konstante Zyklensprung von $\Delta n = 30$ ist klein genug, um im nächsten berechneten Zyklus eine lokale erste Schadensinitiierung zu erfassen ($n = 151$, s. Abbildung 5.71(a)). Dies ist für $\Delta n = 60$ nicht der Fall. Hier wird bei $n = 181$ an mehreren Materialpunkten eine Schädigung initiiert, s. Abbildung 5.72(a). Abbildung 5.70(b) zeigt das Schadensbild für den gleichen Zyklus, wenn jeder Zyklus berechnet wird. Aufgrund von Lastumlagerungen, die in der Zwischenzeit auftreten konnten, wächst die initiierte Faser-Matrix-Ablösung weiter. Auch wenn es sich hierbei nicht um die Ablösung handelt, die zum finalen Riss führt, zeigt diese Entwicklung dennoch sehr gut den Einfluss des Zyklensprungs auf das Stattfinden lokaler Lastumlagerungen. Schäden im Bereich des finalen Risses (nahe der rechten Kante des RVEs) werden bei $n = 241$ mit allen Zyklensprüngen beobachtet. Aufgrund der ermöglichten Lastumlagerungen ist die dortige Schädigung für $\Delta n = 1$ jedoch am weitesten entwickelt. Dies führt letztlich bei $N_f = 300$

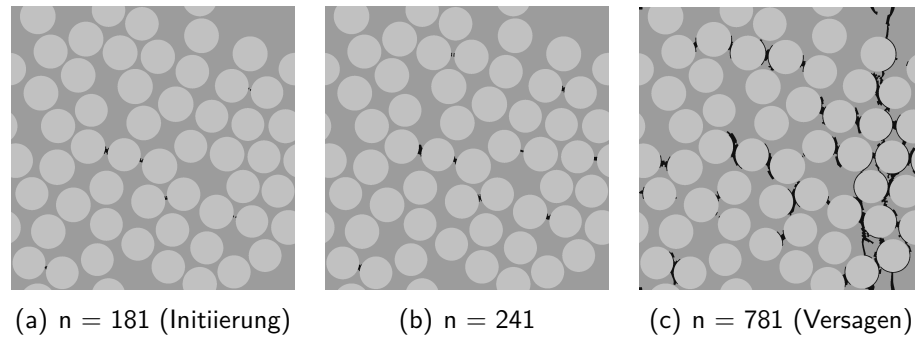


Abbildung 5.72: Entwicklung des Matrixrisses bei zyklischer Querkzugbelastung mit maximal 41,6% der Festigkeit für einen konstanten Zyklensprung von $\Delta n = 60$; schwarze Bereiche kennzeichnen Matrixschädigungen

zum ausgeprägtesten Einzelriss im Vergleich mit den anderen gewählten konstanten Zyklensprüngen. Zudem bildet sich bei größeren Zyklensprüngen der finale Riss erst bei viel höheren Zyklenzahlen aus. Dadurch wird die Bruchlastspielzahl um 70 % für $\Delta n = 30$ bzw. 160 % für $\Delta n = 60$ überschätzt. Zu große Zyklensprünge verlangsamen also den Schadensfortschritt, da Lastumlagerungen nicht in demselben Maß stattfinden können, wie sie in der Berechnung jedes realen Zyklus auftreten.

Auch wenn Van Paepegem et al. [173] bereits die Relevanz adäquat gewählter Zyklensprünge für makromechanische Lebensdaueranalysen beschreiben, zeigt die vorliegende Untersuchung erstmalig, wie relevant dies für die lokale Schädigungsentwicklung und das daraus resultierende globale Verhalten in mikromechanischen progressiven Lebensdaueranalysen ist. Die Ergebnisse deuten auf eine Konvergenz der Lösung mit kleiner werdenden Zyklensprüngen hin. Diese kann durch weitere Berechnungen mit weiteren Zyklensprüngen verifiziert werden. Das ist jedoch sehr zeitaufwendig. Darüber hinaus ist die Notwendigkeit eines kleinen Zyklensprungs möglicherweise nicht über die gesamte Lasthistorie gegeben. Stattdessen könnten in einigen Lebensabschnitten geringere Schadenswachstumsraten vorliegen, die größere Zyklensprünge erlauben. Allerdings wird die Größe eines konstanten Zyklensprungs, der zu einer konvergierenden Lösung führt, durch den Schadenswachstumsbereich bestimmt, der den kleinsten Zyklensprung erfordert. Dabei ist es nicht unwahrscheinlich, dass eine solche Konvergenzanalyse einen zulässigen konstanten Zyklensprung von $\Delta n = 1$ ergibt. Ein konstanter Zyklensprung wird demnach der Ermüdungsschädigungsentwicklung unter dem Gesichtspunkt einer effizienten Berechnung nicht gerecht. Krause [93] versucht dem mit über den simulierten Lebensdauerbereich logarithmisch verteilten virtuellen (berechneten) Zyklen zu begegnen. Die Anzahl berechneter Zyklen wird dabei fest vorgegeben. Eine vergleichende Studie zum Einfluss der Gesamtanzahl berechneter Zyklen wird nicht dokumentiert. Damit kann eine Beeinflussung des numerischen Aspekts „Zyklensprung“ in den Ergebnissen von Krause [93] nicht ausgeschlossen werden. Die in den Simulationen von Krause [93] beobachteten Schadensmuster mit multiplen Rissen (s. Abbildung 5.62) sind daher mit hoher Wahrscheinlichkeit nicht auf das Materialmodell zur Ermüdungsberechnung, sondern auf den Zyklensprungalgorithmus sowie auf die fehlende Festigkeitsbewertung innerhalb der Lastzyklen zurückzuführen.

Die zulässige Größe des Zyklensprungs hängt von der aktuellen Schädigungswachstumsrate ab und ist nicht a priori bekannt. Daher ist für eine effiziente, aber dabei dem Schädigungspfad folgende Ermüdungsberechnung ein adaptiver Algorithmus erforderlich, der die Größe des Zyklensprungs anpasst. Ein solches Vorgehen wird von Van Paepegem et al. [173] für das von ihnen entwickelte makromechanische Ermüdungsschädigungsmodell vorgeschlagen. Für in mikromechanischen Simulationen eingesetzte Ermüdungsmodelle von Polymeren wurde ein solcher Algorithmus bisher noch

nicht abgeleitet. Generell können bei der mikromechanischen Ermüdungssimulation des Verbunds ohne Beeinträchtigung der Genauigkeit so viele Zyklen übersprungen werden, bis das Versagen eines weiteren Materialpunkts eintritt. Denn solange die lokalen Schädigungszustände konstant bleiben, ist die Annahme konstanter Materialeigenschaften innerhalb der extrapolierten Zyklen korrekt. Mithilfe der Schadensakkumulationsregel nach Palmgren [127] und Miner [119] in Gleichung (5.29) kann auf Basis der Beanspruchung im aktuellen Zyklus für jeden Materialpunkt die Zyklenzahl Δn_F berechnet werden, die dieser bei gleichbleibender Last noch erträgt. Dies erfolgt unter Berücksichtigung der bereits verstrichenen relativen Lebensdauer Δn_f und anhand der Bruchlastspielzahl N_f für die aktuelle Beanspruchung über Gleichung (5.36), die sich durch Umstellung der Schadensakkumulationsgleichung (5.29) ergibt.

$$\Delta n_F = (1 - \Delta n_f) \cdot N_f \quad (5.36)$$

Dieser Wert wird nach der Lebensdauerberechnung nach jedem virtuellen, gerechneten Zyklus für jeden Materialpunkt bestimmt und gespeichert. Im darauffolgenden ersten Inkrement des neuen virtuellen Zyklus wird daraus der kleinste Wert Δn_F^{min} ermittelt und global für alle Materialpunkte als Zyklensprung Δn vorgegeben. So wird sichergestellt, dass der Zyklensprungalgorithmus den Versagenseintritt jedes Materialpunkts zum richtigen Zeitpunkt (bzw. Zyklus) erfasst und Lastumlagerungen in vollem Maße stattfinden können. Van Paepegem et al. [173] lassen innerhalb eines Zyklenblocks nicht nur das Versagen der Materialpunkte bzw. des Materialpunkts zu, dessen Wert für Δn_F am geringsten ist. Sie ermitteln aus allen Werten von Δn_F die kumulative relative Häufigkeitsverteilung und bestimmen daraus das 10 %-Perzentil. Dieses geben sie als globalen Zyklensprung für alle Materialpunkte vor. Nach Van Paepegem et al. [173] würde andernfalls der adaptive Zyklensprung einem konstanten Zyklensprung von $\Delta n = 1$ entsprechen, da es immer einen Materialpunkt im Modell geben würde, der diesen fordert. Diese Problematik kann für die mikromechanischen Simulationen der einachsigen mechanischen Lastfälle und auch für die thermische Zyklierung nicht beobachtet werden. Die adaptiven Zyklensprünge sind ausreichend groß, um eine akzeptable Rechenzeit zu gewährleisten.

Die Berechnung der verbleibenden Lastzyklen bis zum Versagenseintritt für die Materialpunkte nach Gleichung (5.36) erfolgt basierend auf der Beanspruchung im vorangegangenen Zyklenblock. Natürlich kann die Beanspruchung im nächsten gerechneten Zyklus (für den die Vorgabe des neuen Zyklensprungs gilt) von der des vorangegangenen Blocks abweichen. Das tritt ein, wenn Lastumlagerungen auftreten, die aus einem Versagen benachbarter Materialpunkte im letzten Lastblock resultieren können und durch die Beanspruchung des betrachteten Materialpunkts nun ansteigt. Dies ist im Simulationsergebnis i.d.R. an der Ausbildung einer homogenen Verteilung der Schädigung über das RVE anstelle der Ausbildung eines dominanten Einzelrisses zu erkennen. Ein zusätzlicher Algorithmus kann den adaptiven Zyklensprung dann zwingen, vom Nutzer vorgegebene reale Zyklen nicht zu überspringen.

Entsprechend den Erkenntnissen aus der vorliegenden numerischen Untersuchung ist der entwickelte adaptive Zyklensprungalgorithmus zusammen mit der Berücksichtigung des Festigkeitsversagens innerhalb eines Belastungszyklus eine notwendige Anforderung an mikromechanische progressive Ermüdungssimulationen. Die von Krause [92, 93] simulierten unphysikalischen Rissbilder lassen sich mit hoher Wahrscheinlichkeit auf das Fehlen dieser Modellaspekte zurückführen.

Die in der vorliegenden Arbeit vorgestellte adaptive Zyklensprungmethode ist auch auf andere Lebensdauerberechnungsansätze übertragbar. Solange für die Schädigungsakkumulation die Gleichung (5.29) nach Palmgren [127] und Miner [119] verwendet wird, gilt Gleichung (5.36) zur Berechnung der verbleibenden ertragbaren Lastzyklenzahl unabhängig vom verwendeten Lebensdauermodell. Es müssen lediglich die mit dem verwendeten Modell ermittelte Bruchlastspielzahl N_f und die sich aus

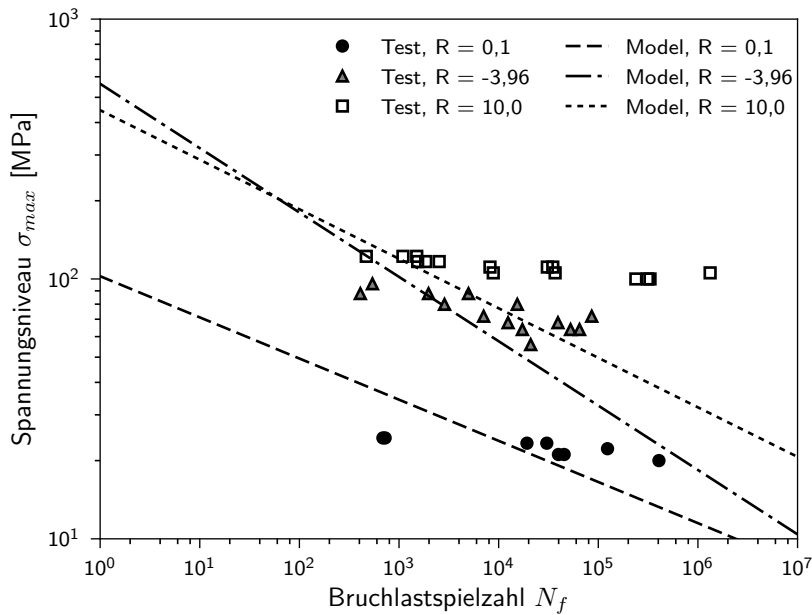


Abbildung 5.73: Mikromechanische Lebensdauervorhersage für den UD-Verbund unter Belastung quer zur Faserrichtung im Vergleich mit experimentell ermittelten Wöhlerdaten aus [56, 72]

den vorherigen Zyklen ergebende relative Lebensdauer n_f eingesetzt werden. Anpassungen können erforderlich sein, sobald eine zyklenzahlabhängige kontinuierliche Materialdegradation berücksichtigt wird, da diese andere Kriterien für den Zyklensprung ermöglicht. Das wird in Kapitel 8.1 bei der Modellierung der makroskopischen Ermüdungseffekte diskutiert.

5.3.3 Anwendung für mechanische und thermische Lasten

Es sind nun die erforderlichen Modellierungsansätze abgeleitet und kalibriert, um mikromechanische Ermüdungssimulationen durchzuführen. Mithilfe des beschriebenen Zyklensprungalgorithmus können zudem auch niedrigere Lasten mit hohen Bruchlastspielzahlen unter Berücksichtigung der Schädigungsentwicklung berechnet werden. Vor der Anwendung für Temperaturwechsellasten soll die Vorhersagequalität des Modells für mechanische Lasten überprüft werden. Dafür stehen Ergebnisse aus Lebensdauerversuchen am UD-Verbund für Querbelastungen mit drei Spannungsverhältnissen aus [56, 72] und für schwellende und wechselnde Schubbelastungen¹⁸ zur Verfügung. Die Schubversuche wurden an Rohrproben [133] durchgeführt. Bei der Schubwechselast ($R = -1,0$) ändert sich die Richtung der aufgetragenen Torsionslast im Rhythmus eines halben Lastzyklus. Die lokalen Matrixspannungen sind jedoch unabhängig von der Richtung der äußeren aufgetragenen Schubbelastung. Dadurch sind sie in beiden Zyklushälften identisch und nehmen bei der Hälfte des Zyklus ihr Minimum und bei einem Viertel und bei drei Viertel des Zyklus ihr Maximum an. Es treten damit zwei (gleich große) Spannungsmaxima in einem Zyklus auf. Die aufgetragene äußere wechselnde Schubbelastung wirkt lokal demnach wie eine Schubbelastung mit $R = 0$ mit doppelter Frequenz bzw. mit doppelter Zyklenzahl. Der Algorithmus zur Lebensdauerberechnung kann im aktuellen Stadium lediglich den Minimal- und den Maximalwert der Beanspruchung feststellen, nicht aber, wie oft ein Maximum oder Minimum im Zyklus auftritt. Der Zyklus für die Schubwechselast wird daher in zwei Zyklen einer Schubschwelllast mit $R = 0$ mit halber Periodendauer aufgeteilt. Die berechnete

¹⁸Messdaten verwendet mit freundlicher Genehmigung der IABG

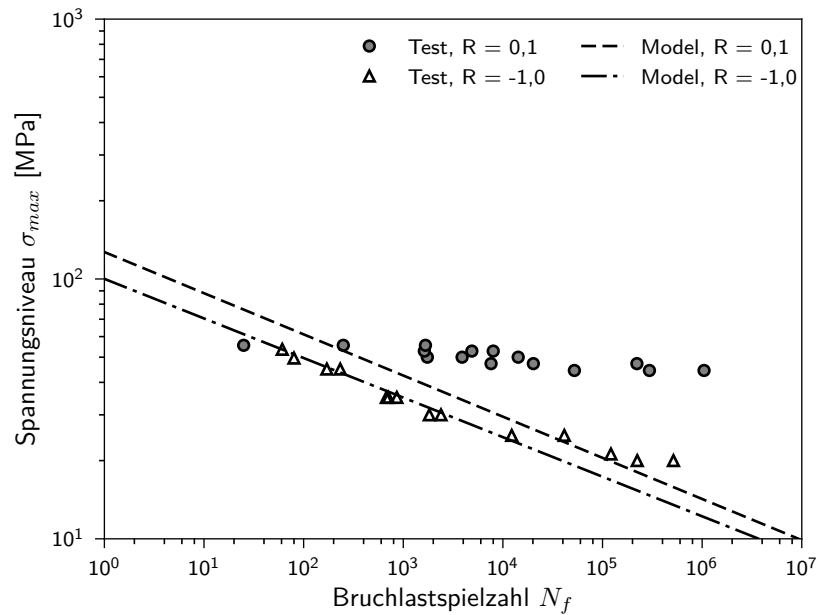


Abbildung 5.74: Mikromechanische Lebensdauervorhersage für den UD-Verbund unter Schubbelastung im Vergleich mit experimentell ermittelten Wöhlerdaten¹⁷

Bruchlastspielzahl wird anschließend, zum Vergleich mit der Schubwechsellast aus dem Experiment, halbiert.

Abbildung 5.73 und Abbildung 5.74 stellen die Lebensdauervorhersage der mikromechanischen Simulation den am UD-Verbund gemessenen Wöhlerlinien gegenüber. Auf der Ordinate ist als Spannungsniveau σ_{max} für zugdominierte Lasten ($|R| \leq 1$) die Oberspannung und für druckdominierte Lasten ($|R| > 1$) der Betrag der Unterspannung angetragen. Tabelle 5.14 und Tabelle 5.15 vergleichen die berechneten und gemessenen Parameter der Wöhlerlinie nach Gleichung (5.20). Insgesamt sind die Anstiege der berechneten Wöhlerlinien im Vergleich mit dem Experiment zu steil bzw. der Betrag des Parameters B ist zu groß. Ursache kann die Verwendung linearer CLLs sein, die – für Verbundlaminat – die Ermüdungsfestigkeit im Bereich höherer Zyklenzahlen unterschätzen [86]. Mit Wöhlerdaten für das kritische Spannungsverhältnis $R_{cr} = -262 \text{ MPa} / 82 \text{ MPa} = -3,195$ könnte das Modell mit nichtlinearen CLLs kalibriert [86] und die Lebensdauervorhersage verbessert werden.

Der Trend des Mittelspannungseffektes wird abgebildet: Die Ermüdungsfestigkeit ist für schwellende Druckbelastung höher als für schwellende Quersugbelastung. Die Ermüdungsfestigkeit für die Wechsellast mit $R = -3,96$ liegt dazwischen. Für den niedrigen Zyklenzahlbereich stimmen auch die Verhältnisse zwischen den bei gleicher Bruchlastspielzahl ertragbaren Spannungsniveaus für Druck- und Zugschwelllasten von 4,8 für das Experiment und 4,4 für die Simulation gut überein. Während im Versuch jedoch die gleichen Anstiege der Wöhlerlinien gemessen werden, ist der Anstieg gemäß Simulation für die Druckschwelllast etwas steiler als für die Zugschwelllast. Eine Ursache hierfür können fehlende Daten im Druckbereich für die Modellkalibrierung sein.

Im Gegensatz zu den bisher diskutierten Lastfällen liefert die Lebensdauerberechnung für die Schubwechsellast (Abbildung 5.74) gute Ergebnisse. Wie im Experiment sind die ertragbaren Lastwechsel für schwellende Schublasten etwas höher. Jedoch wird hierfür die Neigung der Wöhlerlinie stark überschätzt. Das Lebensdauermodell bildet demnach den Mittelspannungseinfluss für reine Schublasten nicht korrekt ab.

¹⁷Messdaten verwendet mit freundlicher Genehmigung der IABG

Tabelle 5.14: Vergleich der über die mikromechanische Simulation bestimmten Wöhlerparameter mit den gemessenen Wöhlerparametern für den quer zur Faser belasteten Verbund IM7/Epoxid bei verschiedenen Spannungsverhältnissen R

Wöhlerparameter	Experiment	Simulation
$R = 0,1$		
A [MPa]	29,66	102,47
B [-]	-0,028	-0,158
$R = -3,96$		
A [MPa]	145,24	563,83
B [-]	-0,074	-0,248
$R = 10$		
A [MPa]	143,10	446,19
B [-]	-0,027	-0,191

Tabelle 5.15: Vergleich der über die mikromechanische Simulation bestimmten Wöhlerparameter mit den gemessenen Wöhlerparametern für den unter Schub belasteten Verbund IM7/Epoxid bei verschiedenen Spannungsverhältnissen R

Wöhlerparameter	Experiment	Simulation
$R = 0,1$		
A [MPa]	66,09	126,94
B [-]	-0,031	-0,158
$R = -1,0$		
A [MPa]	75,87	100,10
B [-]	-0,109	-0,152

Eine Unsicherheit des Modells, die auch für andere spannungs- und dehnungsbasierte Ermüdungsberechnungen besteht, liegt in der Berechnung der äquivalenten Spannung für die Bewertung multiaxialer Spannungszustände. Obwohl aus dem Versagenskriterium abgeleitet, führt die äquivalente Spannung, als uniaxiale Beanspruchung in das Versagenskriterium eingesetzt, nicht für alle multiaxialen Beanspruchungszustände zu deren Versagensindex. Sie kann damit nicht für alle Spannungszustände den Grad der Materialausnutzung abbilden, wird in der Lebensdauerberechnung jedoch als repräsentativ für diesen aufgefasst. Da in einem global uniaxial belasteten UD-Verbund lokal stark multiaxiale Spannungszustände auftreten, kann dies eine grundlegende Ursache für die von den Experimenten abweichende Lebensdauerprognose sein.

Um auch für den zyklischen Lastfall die Plausibilität der berechneten Matrixrissbilder zu prüfen, werden diese in Abbildung 5.75 für die Querlastfälle und in Abbildung 5.76 für den *In-plane*-Schublastfall dargestellt. Dabei wird exemplarisch jeweils nur ein Spannungsniveau (σ_o für $|R| \leq 1$ und $|\sigma_u|$ für $|R| > 1$) dargestellt.

In Querbelastung sind die Rissbilder für die schwellenden Belastungen qualitativ identisch mit denen für die äquivalenten quasi-statischen Belastungen (Abbildung 5.42) und damit genauso plausibel. Bei einem Spannungsverhältnis von $R = -3,96$ verläuft der Matrixriss auch zwischen den Fasern, da die wechselnde Druck- und Zugbelastung dort zu kritischen zyklischen äquivalenten Spannungen führt. Die Plausibilität dieses Versagensbilds muss anhand mikroskopischer Aufnahmen von unter Wechsellast zyklisch getesteter Verbundproben überprüft werden. Bisher sind solche Daten in der Literatur nicht zu finden. Untersuchungen zur Rissbildung unter zyklischer Wechsellast finden sich

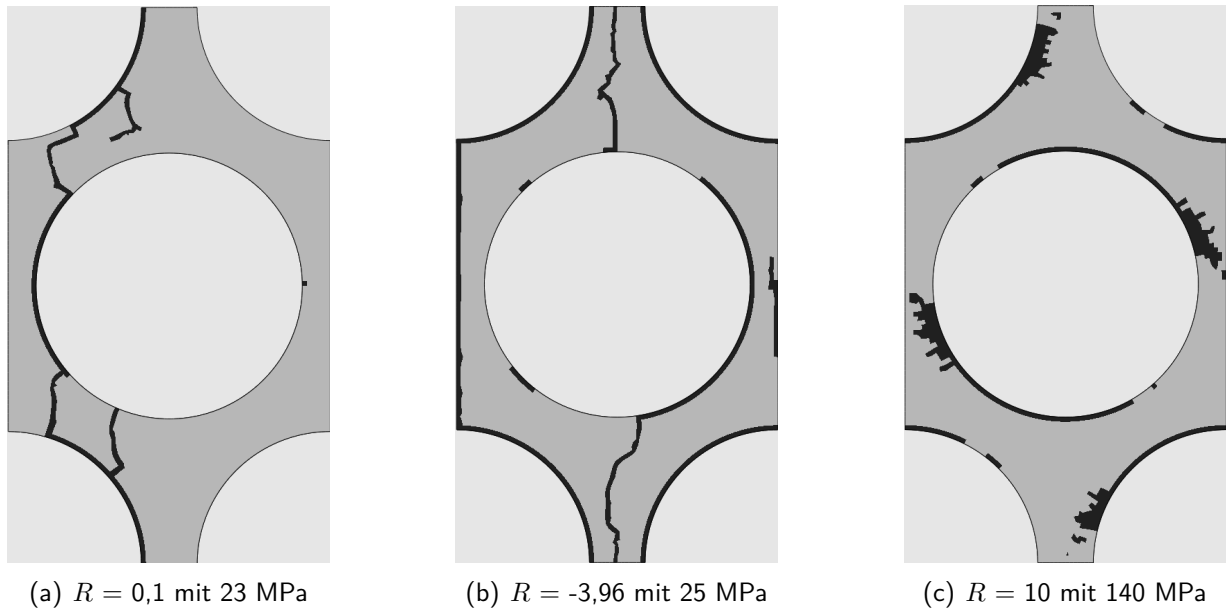


Abbildung 5.75: Simulierte Ermüdungsrissmuster bei Belastung quer zur Faser für verschiedene Spannungsverhältnisse R , jeweils exemplarisch für ein Spannungsniveau; schwarze Bereiche kennzeichnen Matrixschädigungen

in [45] lediglich für Proben mit einer einzelnen eingebetteten Faser. Aufgrund der fehlenden Wechselwirkung zwischen benachbarten Fasern sind die Ergebnisse daher nicht auf Mehrfaserverbunde übertragbar.

Die Rissmuster in Abbildung 5.76, die sich unter zyklischer Schubbelastung ausbilden, sind für die Schwell- und die Wechsellast qualitativ identisch und auch mit dem Rissmuster vergleichbar, das sich unter quasi-statischer Schubbelastung ausbildet, s. Abbildung 5.42. Da für beide Spannungsverhältnisse (bei gleicher Oberspannung) die gleichen lokalen Spannungen auftreten, waren ähnliche Rissbilder zu erwarten.

Die Möglichkeit zur Erfassung der Materialdegradation während der Lebensdauer ist ein Vorteil der progressiven Ermüdungsschädigungsanalysen gegenüber *Fatigue-Life*-Modellen. Abbildung 5.77 zeigt die mit der mikromechanischen Simulation berechnete Herabsetzung der Elastizitätsmoduln im Vergleich mit der experimentell ermittelten Degradation. Unter Zugschwellbelastung quer zur Faserrichtung (s. Abbildung 5.77(a)) wird während der Lebensdauer keine Herabsetzung des Querkzugmoduls berechnet, bis die Lebensdauer erreicht ist. Im Experiment ist dagegen eine leichte Herabsetzung des Kennwerts ab ca. 70 % der Lebensdauer zu verzeichnen. Auch die stetige zyklische Materialdegradation unter Schubbelastung wird von der mikromechanischen Berechnung nicht abgebildet, s. Abbildung 5.77(b). Wie unter Querkzugbelastung tritt in der Simulation auch unter Schubbelastung ein schlagartiges Versagen ein. Für den Querkzuglastfall hat das am HexRVE berechnete Ermüdungsverhalten einen stärker ausgeprägten *Sudden-death*-Charakter als das im Rahmen der numerischen Untersuchungen am RVE mit zufälliger Faseranordnung (s. Abschnitt 5.3.2) berechnete Ermüdungsverhalten. Aufgrund der symmetrischen Beanspruchung im HexRVE wächst ein einmal initiiertes Riss schneller als innerhalb einer unregelmäßigen Faseranordnung. Hier kann er während des Wachstums Bereiche erreichen, in denen aufgrund der lokalen Faserkonstellation eine etwas geringere Beanspruchung vorliegt und das Risswachstum dadurch zeitweise verlangsamt wird. Dies kann auch eine Ursache für die weniger ausgeprägte Materialdegradation für das HexRVE unter *In-plane*-Schubbelastung sein.

¹⁹Messdaten verwendet mit freundlicher Genehmigung der IABG

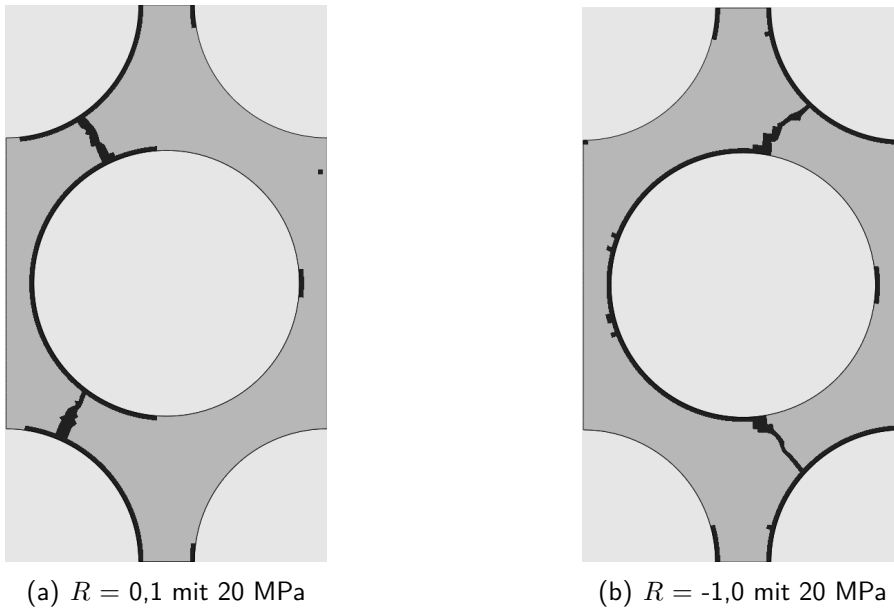


Abbildung 5.76: Simulierte Ermüdungsrissmuster bei *In-plane*-Schubbelastung für verschiedene Spannungsverhältnisse R , jeweils exemplarisch für ein Spannungsniveau; schwarze Bereiche kennzeichnen Matrixschädigungen

Das mit dem mikromechanischen Modellansatz berechnete Rissbild für eine zyklische Temperaturlast zwischen 293 K und 90 K wird in Abbildung 5.78 gezeigt. Erste Schäden treten bereits nach 72 Zyklen auf. Das Rissmuster nach Versagen ($N_f = 75$) weist, wie das berechnete Rissbild nach einmaliger Abkühlung in Abbildung 5.51(a), mehrere von den Fasern ausgehende Matrixrisse auf. Wie bereits bei einmaliger Abkühlung beobachtet, bleibt der Faserversagensindex auch unter thermischer zyklischer Belastung gering, s. Abbildung 5.78(c). Bei derartig geringen Beanspruchungen ist nicht von einer Ermüdung der Faser auszugehen.

Die experimentelle Datenbasis zur Bewertung des Matrixrissbilds ist begrenzt. In den in der vorliegenden Arbeit untersuchten UD-Verbunden können auch nach 1000 Temperaturzyklen keine Matrixrisse festgestellt werden, s. Kapitel 4. Lediglich Fahmy und Cunningham [41] und Mahdavi et al. [110] berichten vom Auftreten mehrerer Matrixrisse in thermisch zyklerten UD-Verbunden. Eine so hohe Matrixrissdichte wie in der Simulation können sie allerdings nicht beobachten. In Kapitel 6 werden auf Seite 134 mögliche Ursachen für diesen Unterschied diskutiert. Da es insgesamt wenige Veröffentlichungen zu durch Temperaturzyklen hervorgerufene Matrixrissbildung gibt und die veröffentlichten Mikroskopaufnahmen zudem nicht den Zustand bei Ermüdungsversagen zeigen, kann das berechnete Rissbild nicht abschließend bewertet werden. In jedem Fall wird die Lebensdauer für die aufgebrachte Temperaturlast mit $N_f = 75$ signifikant unterschätzt, denn im Experiment treten nach 1000 Zyklen noch keine beobachtbaren Matrixschädigungen im UD-Verbund auf. Zur vergleichenden Untersuchung der Ermüdungsschädigung unter mechanischer und thermischer Last kann der Modellansatz dennoch herangezogen werden.

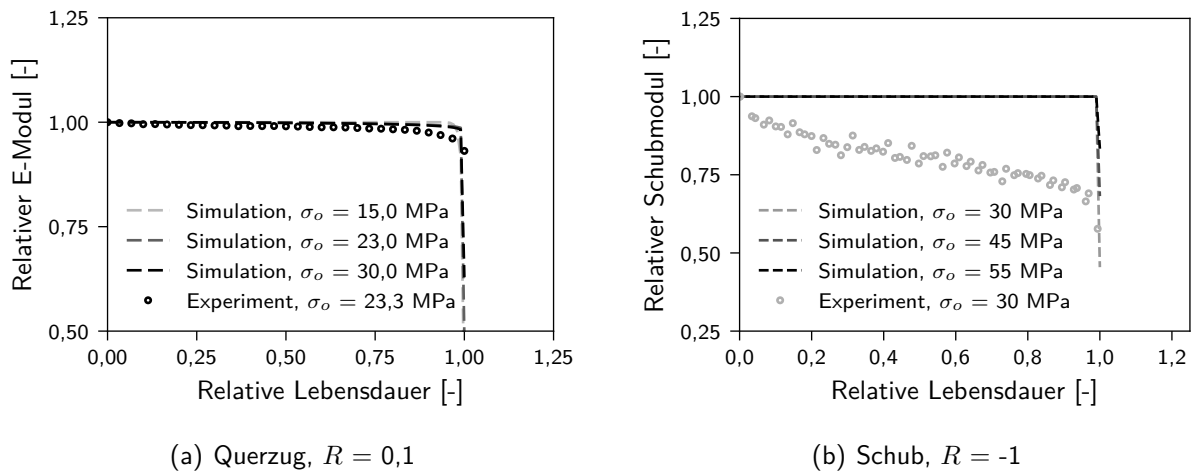


Abbildung 5.77: Degradation des E-Moduls des Verbunds während der Lebensdauer für Quer- und Schubbelastung; Vergleich des Ergebnisses der mikromechanischen Simulation mit Versuchsdaten¹⁹

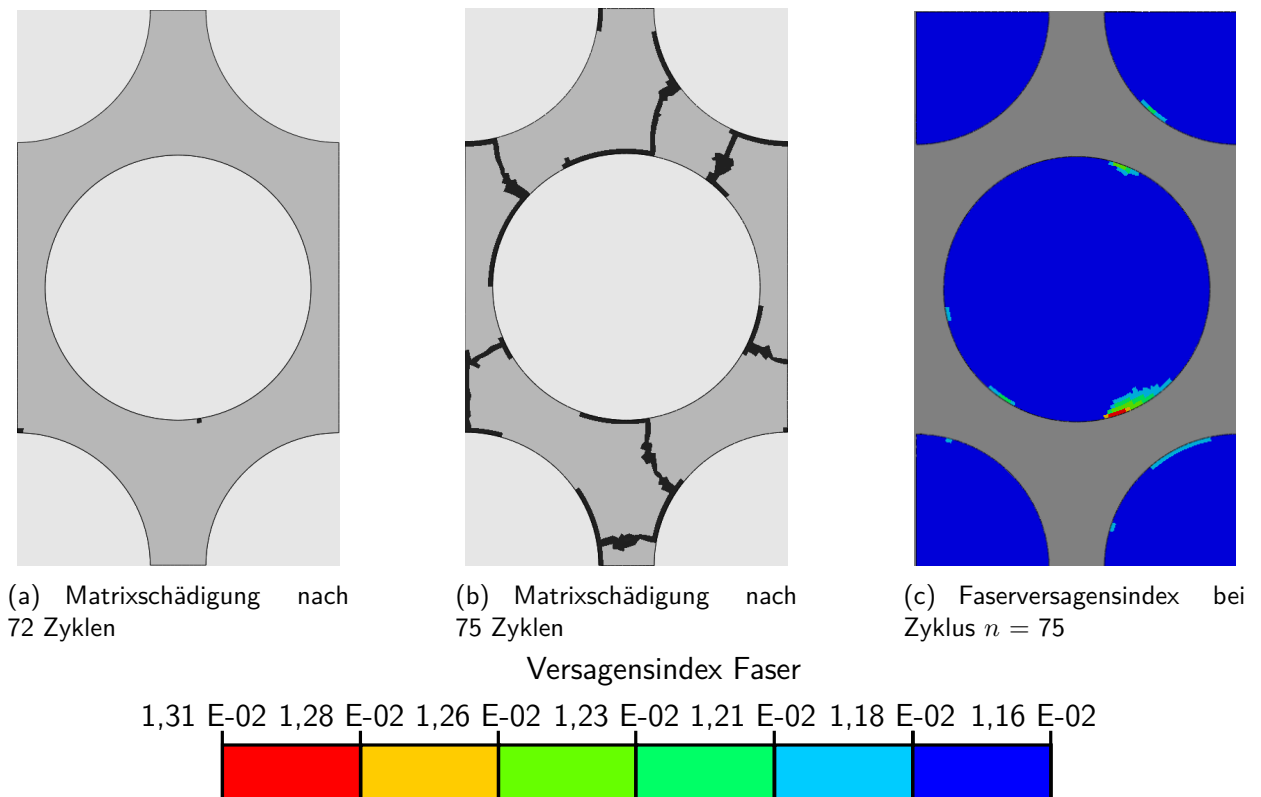


Abbildung 5.78: Simuliertes Ermüdungsrisssmuster in der Matrix durch wiederholte Abkühlung und Erwärmung zwischen 293 K und 90 K (schwarze Bereiche kennzeichnen Matrixschädigungen) und Versagensindex in der Faser bei Zyklus $n = 75$

5.4 Annahmen des Modells im Überblick

Zur mikromechanischen Simulation des Schädigungs- und Ermüdungsverhaltens unter mechanischer und thermischer Belastung wird die Geometrie der Mikroebene über ein Repräsentatives Volumenelement mit einer regelmäßigen, hexagonalen Faseranordnung (HexRVE) und periodischen Randbedingungen abgebildet. Die betrachteten Verbundbestandteile sind die Fasern und die Matrix. Ein Interface wird nicht ausmodelliert. Für die Faser wird lediglich Festigkeitsversagen, jedoch kein Ermüdungsversagen abgebildet.

Für die konstitutive Modellierung des Matrixverhaltens haben sich folgende Modellannahmen als geeignet erwiesen, um das Steifigkeits- und das Festigkeitsverhalten uniaxial belasteter UD-Verbunde unter quasi-statischer mechanischer Last zufriedenstellend abzubilden:

- orthotropes Materialverhalten zur Berücksichtigung der Zug/Druck-Asymmetrie
- nichtlinear-elastisches Materialverhalten, differenziert für Zug-, Druck- und Schubbelastung
- Versagensindizierung über das auf Spannungsinvarianten basierende Versagenskriterium nach Stassi-D'Alia [160]
- schlagartige Materialdegradation mit viskoser Regularisierung zur Verbesserung des Konvergenzverhaltens

Die Berücksichtigung der Zug/Druck-Asymmetrie hat sich als sehr wichtig für die Vorhersage des Steifigkeits- und des Festigkeitsverhaltens erwiesen. Plastische Effekte scheinen dagegen für das globale Verbundverhalten vernachlässigbar zu sein. Der Vorhersagefehler bzgl. experimenteller Ergebnisse liegt für die Querfestigkeiten und die Schubfestigkeit unter 10% und ist damit etwas kleiner als der durchschnittliche Fehler anderer veröffentlichter mikromechanischer Vorhersagen von Verbundkennwerten. In der Literatur veröffentlichte Experimente und/oder Simulationen bestätigen die in der vorliegenden Arbeit berechneten Rissbilder qualitativ. Die Schädigungsmodellierung bildet demnach die Schädigungsmechanismen im UD-Verbund unter mechanischer Belastung ausreichend gut ab.

In der Ermüdungsschädigungsmodellierung werden die folgenden Effekte berücksichtigt:

- Der Mittelspannungseinfluss wird über eine linearisierte Variante asymmetrischer *Constant Life Lines* (dt.: Linien gleicher Bruchlastspielzahl) nach Kawai und Koizumi [86] abgebildet.
- Schädigungsakkumulation zur Berücksichtigung variabler Amplituden wird über das Modell von Palmgren [127] und Miner [119] abgebildet.
- Die Bewertung multiaxialer Spannungszustände erfolgt anhand der von Tao und Xia [168] aus dem Versagenskriterium nach Stassi-D'Alia [160] abgeleiteten und für Drucklasten erweiterten Vergleichsspannung.
- Mit Eintritt des Ermüdungsversagens werden die Elastizitätsparameter schlagartig degradiert, um Lastumlagerungen im Verbund abzubilden.
- Das Festigkeitsversagen innerhalb eines Belastungszyklus wird – wie unter quasi-statischer Belastung – über das Versagenskriterium nach Stassi-D'Alia [160] und eine schlagartige Materialdegradation abgebildet.
- Ein adaptiver Zyklensprungalgorithmus ermöglicht der Simulation, numerisch effizient der progressiven Schädigungsentwicklung zu folgen.

Insbesondere der adaptive Zyklensprung hat sich – zusammen mit der Berücksichtigung des Festigkeitsversagens innerhalb eines Belastungszyklus – als notwendige Anforderung an die mikromechanische progressive Ermüdungssimulation erwiesen. Damit ergeben sich für die zyklische Querszugbelastung aus einer mikromechanischen progressiven Ermüdungsanalyse erstmals physikalisch plausible Rissbilder. Für Querdruck- und Schubbelastung wird eine solche Analyse in der vorliegenden Arbeit erstmals vorgestellt. Auch die mikromechanische progressive Schädigungssimulation für quasi-statische und zyklische Abkühlung erfolgt erstmals in der vorliegenden Arbeit.

Der Einfluss des Mittelspannungseffekts auf die Ermüdung zyklisch mechanisch belasteter UD-Verbunde wird durch die mikromechanischen Simulationen qualitativ abgebildet. Das Modell überschätzt jedoch die Lebensdauer für hohe Spannungsniveaus und unterschätzt sie für niedrige. Die Lebensdauer unter thermischer Belastung wird stark unterschätzt. Die möglichen Ursachen sind vielschichtig. Für die mikromechanische Festigkeitsvorhersage für Verbunde unter quasi-statischer mechanischer Last hat sich die nichtlinear-elastische Modellierung der Matrix als ausreichend erwiesen. Unter zyklischer Belastung könnten ratenabhängige und zyklische plastische Effekte auch in ihrer makroskopischen Wirkung eine größere Rolle spielen, da sie sich über die Lebensdauer hinweg akkumulieren. Allerdings nehmen die plastischen Effekte im Materialverhalten bei kryogenen Umgebungsbedingungen ab, sodass unklar ist, ob deren Berücksichtigung tatsächlich zu einer besseren Vorhersage für die hier betrachtete wiederholte Abkühlung führen würde. Als große Schwierigkeit hat sich weiterhin die Ableitung eines für multiaxiale Spannungszustände äquivalenten Beanspruchungsmaßes erwiesen, mit dem die Lebensdauerbewertung anhand von Modellen durchgeführt werden kann, die für uniaxiale Spannungszustände formuliert sind. Die fehlende Repräsentativität des verwendeten Beanspruchungsmaßes für einige multiaxiale Spannungszustände kann eine weitere Ursache für die Modellabweichungen sein. Da aber die Matrixschädigung unter mechanischer Last qualitativ plausibel abgebildet wird, kann mithilfe des Modells das Ermüdungsverhalten unter mechanischer und thermischer Belastung qualitativ verglichen werden.

6 Gegenüberstellung der Schädigungsmechanismen unter mechanischer und thermischer Last

Im vorherigen Kapitel wurde ein Modellierungsansatz zur Beschreibung der mikromechanischen Schädigungs- und Ermüdungsphänomene in FVK abgeleitet. Die mit dem Ansatz berechneten Rissbilder unter quasi-statischer und zyklischer mechanischer Belastung und die gute Genauigkeit der Festigkeitsvorhersage lassen auf eine gute Abbildung der relevanten Versagensmechanismen im Modell schließen. Deshalb wird dieser Ansatz zur simulationsbasierten Untersuchung der zweiten Forschungshypothese angewendet:

„Die Schadensmodi und Schädigungsmechanismen sind bei zyklischer thermischer und bei zyklischer mechanischer Belastung die gleichen. Aufgrund des abweichenden inneren Spannungszustands entstehen jedoch Unterschiede im Schadensbild und in der Schadensentwicklung.“

Dafür werden die mikromechanischen Simulationsergebnisse mechanisch und thermisch belasteter UD-Verbunde einander gegenübergestellt. Entsprechend den im vorherigen Kapitel dargestellten Simulationsergebnissen, ruft die thermische Belastung im UD-Verbund ausschließlich Matrixschädigungen, jedoch keine Faserschäden hervor. Da Matrixschädigungen unter mechanischer Belastung vor allem durch Lastfälle quer zur Faserrichtung und durch Schub verursacht werden, beschränkt sich die Untersuchung der mechanischen Lastfälle auf die Lastfälle Querdruck, Querkzug und *In-plane*-Schub¹. Dabei wird in Kapitel 6.1 die quasi-statische und in Kapitel 6.2 die zyklische Belastung betrachtet. Zum Vergleich der Schädigungs- und Ermüdungsmechanismen werden die folgenden Merkmale der Matrixschädigung untersucht:

- Position der Rissinitiierung
- maßgeblicher Spannungsanteil an der Rissinitiierung (deviatorisch, dilatatorisch)
- Richtung des Risswachstums
- qualitatives Rissbild (durchgängige/dominante Einzelrisse vs. multiple (Teil-)Risse)
- zyklenzahlabhängiges Degradationsverhalten der effektiven Verbundkennwerte

6.1 Quasi-statische Belastung

Dieses Kapitel widmet sich der Untersuchung der Schädigungsmechanismen im quasi-statisch mechanisch und thermisch belasteten UD-Verbund. Dabei werden die ersten vier der oben genannten Merkmale vergleichend untersucht.

¹Die Lastfälle werden in Abbildung 5.10 dargestellt.

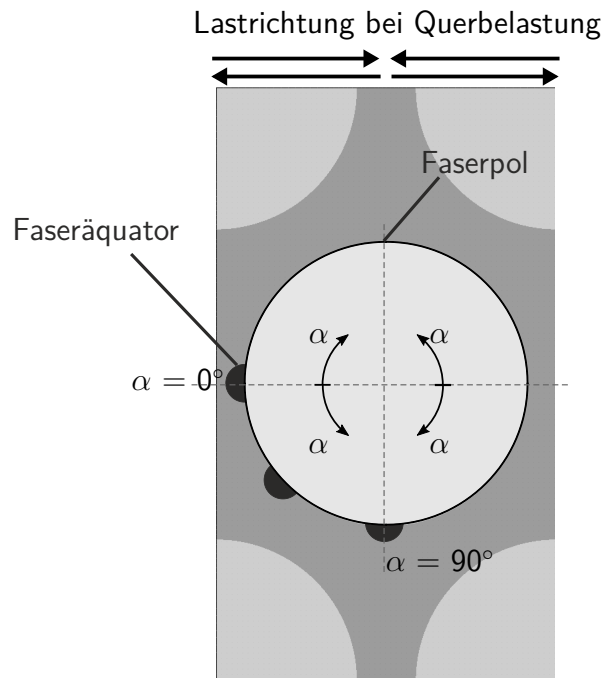


Abbildung 6.1: Begrifflichkeiten zur Beschreibung der Positionen der Schadensinitiiierung im HexRVE; schwarze Bereiche kennzeichnen Matrixschädigungen

6.1.1 Position der Versagensinitiiierung und maßgebliche Spannungsanteile

Für mechanisch unter Querkzug belastete Verbunde liefern Asp et al. [13] ausführliche Untersuchungen zur Position der Versagensinitiiierung. Gamstedt und Sjögren [45] untersuchen die Entstehung und das Wachstum von Faser-Matrix-Ablösungen vergleichend für Querkzug- und Querkdruckbelastungen. Die Experimente und Simulationen finden an Proben aus einer einzelnen, in Epoxid eingebetteten Faser statt. Da in diesen Proben die Interaktion zwischen benachbarten Fasern fehlt, sind die Erkenntnisse nicht vollständig auf Mehrfaserverbunde übertragbar. Einige Veröffentlichungen stellen den in der numerischen Simulation ausgebildeten Matrixriss für verschiedene Lastfälle gegenüber [163, 165]. Die dazu führenden Spannungsanteile werden jedoch nicht diskutiert. Auch Vergleiche der Schadensinitiiierung für mechanische Lasten bei verschiedenen Temperaturen und für thermische Belastungen finden sich bisher nicht in der Literatur. Deshalb sollen diese Aspekte im folgenden Abschnitt diskutiert werden.

Zur Beschreibung und zum Vergleich der Positionen der Schadensinitiiierung haben sich bei Querlastfällen die in Abbildung 6.1 dargestellten Begriffe etabliert [13, 45]. Die Begriffe werden von der äußeren Last unabhängig definiert und genutzt. Zur Beschreibung von einer zwischen Pol und Äquator liegenden Versagensinitiiierung wird der Winkel θ eingeführt. Aufgrund der symmetrischen Geometrie des HexRVEs kann die Betrachtung im Winkelbereich $0^\circ \leq \theta \leq 90^\circ$ erfolgen. Schadensinitiiierungspositionen in anderen Quadranten werden in diesen Winkelbereich umgerechnet.

Die berechnete Schadensinitiiierung im HexRVE ist für die Querlastfälle und für den Schublastfall bei 293 K in Abbildung 6.2 der Schadensinitiiierung durch eine Abkühlung um 227 K gegenübergestellt. Abbildung 6.3 zeigt diesen Vergleich für die bei einer konstanten Umgebungstemperatur von 77 K aufgetragenen mechanischen Belastungen. Um den Effekt veränderter mechanischer Eigenschaften isoliert vom Einfluss der durch die Abkühlung induzierten Spannungen betrachten zu

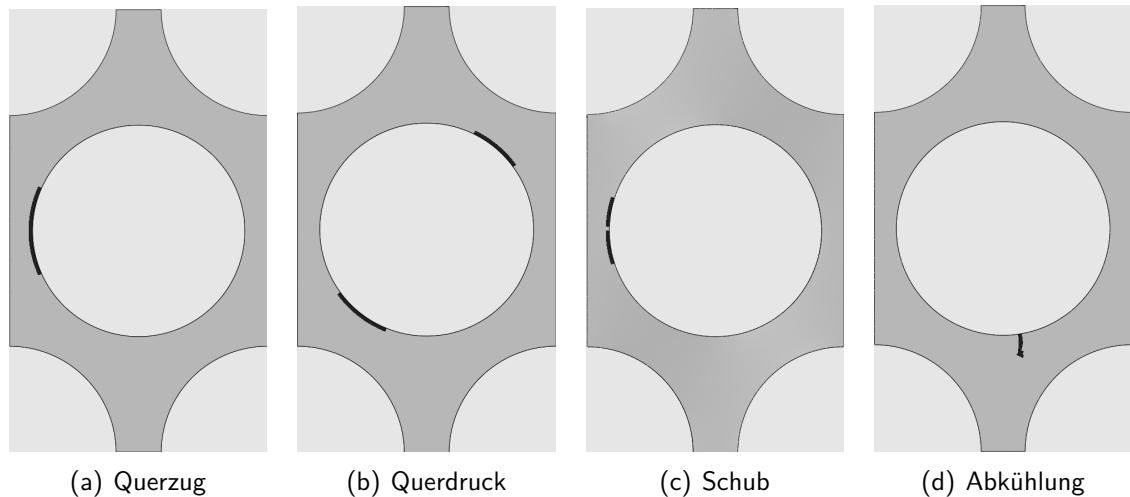


Abbildung 6.2: Position der Schadensinitiierung für mechanische Lastfälle bei 293 K im Vergleich mit dem thermischen Lastfall; schwarze Bereiche kennzeichnen Matrixschädigungen

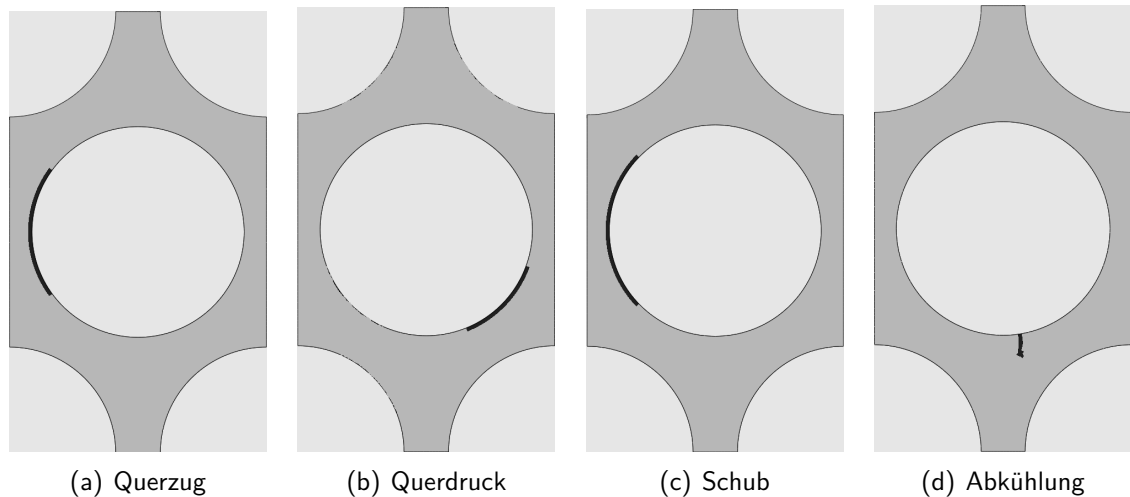


Abbildung 6.3: Position der Schadensinitiierung für mechanische Lastfälle bei 77 K im Vergleich mit dem thermischen Lastfall; schwarze Bereiche kennzeichnen Matrixschädigungen

können, werden für die Berechnung die Materialkennwerte für 77 K verwendet, die Abkühlung auf Umgebungstemperatur jedoch nicht mitsimuliert.

Die ersten Schäden am Faser-Matrix-Interface treten unter Querzugbelastung am Faseräquator bei $\theta = 3^\circ$ auf. Nach Asp et al. [13] kann die Schadensinitiierung weiter zum Pol wandern, wenn der Faser-volumengehalt steigt. Die Position der ersten Faser-Matrix-Ablösung ändert sich bei 77 K gegenüber 293 K nicht. Für die *In-plane*-Schubbelastung beginnt die Schädigung ebenfalls am Faseräquator. Sie variiert etwas mit der Temperatur: Bei $T = 293$ K liegt sie – wie bei der Querzugbelastung – bei $\theta = 3^\circ$ und wandert bei $T = 77$ K noch etwas mehr zum Äquator ($\theta = 1,5^\circ$).

Wie auch Gamstedt und Sjögren [45] an der eingebetteten Einzelfaser beobachten, wird die Faser-Matrix-Ablösung unter Querdruck zwischen Pol und Äquator initiiert. In der Simulation liegt der Schadensbeginn bei $T = 293$ K bei $\theta = 51^\circ$ und bei $T = 77$ K bei 59° .

Bei der Abkühlung von 293 K auf 66 K tritt die erste Schädigung am Faserpol bei $\theta = 79^\circ$ auf. Wie die spätere Beanspruchungsanalyse zeigt, treten aber auch kritische Beanspruchungen in Äquatornähe auf. Die Initiierung am Pol resultiert auch aus den gestreuten Festigkeitskennwerten.

Die Position der Schadensinitiierung deckt sich mit Beobachtungen aus Experimenten und Simulationen anderer Forscherinnen und Forscher. Die Frage, weshalb die Schädigung für die verschiedenen Lastfälle an den beschriebenen Positionen beginnt, wurde in der Literatur noch nicht vollständig geklärt und soll deshalb im Folgenden simulationsbasiert anhand der lokalen Spannungsverteilung in der Matrix analysiert werden. Lediglich für den Querkzuglastfall beobachten Asp et al. [13] in ihren Simulationen dilatatorisches Versagen, das durch einen hohen positiven volumetrischen Spannungsanteil begünstigt wird. Das Versagen von Polymeren ist jedoch durch eine Interaktion von deviatorischen und dilatatorischen Spannungsanteilen geprägt [14, 55]. Dilatatorisches Versagen wird durch den volumetrischen Spannungsanteil (erste Invariante I_1 oder hydrostatischer Druck $p = \frac{1}{3}I_1$) ausgelöst. Unter reinem hydrostatischem Druck tritt – so die in der Literatur verbreitete Annahme – im Epoxid kein Versagen ein. Dilatatorisches Versagen tritt demnach nur bei positiven volumetrischen Spannungsanteilen (hydrostatischer „Zug“) auf. Sobald der volumetrische Spannungsanteil negativ ist (hydrostatischer „Druck“), liegt rein dilatatorisches Versagen vor, da das Versagen durch die gestaltändernden Spannungsanteile (Vergleichsspannung nach von Mises σ_{VM}) ausgelöst wird. Eine äußere, globale Belastung des Verbunds ruft eine lokale Spannungsverteilung in der Matrix hervor, in der sich die Zusammensetzung des lokalen Spannungszustands bzgl. der dilatatorischen und deviatorischen Anteile je nach Position unterscheidet. Um zu untersuchen, welcher Spannungsanteil beim Versagen dominiert, wird der lokale Spannungszustand am Element der Versagensinitiierung ausgewertet. Die Kombination aus volumetrischem und gestaltänderndem Spannungsanteil kann als Datenpunkt in einem σ_{VM} - p -Diagramm dargestellt werden. In Abbildung 6.4 wird in einem solchen Diagramm die Ursprungsgerade, die durch diesen Datenpunkt verläuft, für alle Lastfälle eingetragen. Zusätzlich zeigt die Abbildung auch die Versagenskurve ($f = 1$). Am Schnittpunkt der Ursprungsgeraden mit der Versagenskurve kann der für das Versagen verantwortliche Spannungszustand abgelesen werden. Das Verhältnis der dilatatorischen und deviatorischen Spannungsanteile kann über den Anstieg der Geraden bzw. ihren Steigungswinkel ψ beschrieben werden. Bei Winkeln kleiner als 90° liegt ein positiver volumetrischer Spannungsanteil vor, bei Winkeln größer als 90° hydrostatischer Druck. Bei einem Winkel von genau 90° liegt ein reiner Schubspannungszustand und damit nur deviatorische Spannungsanteile vor. Je flacher der Anstieg der Geraden, desto mehr dominiert der volumetrische Spannungszustand das Versagen. Im positiven Fall führt dies zu einem dilatatorisch dominierten Versagen, im negativen Fall sorgt es dafür, dass ein höherer gestaltändernder Spannungsanteil ertragen werden kann. Wie von Asp et al. [13] bereits herausgearbeitet, ist es unter Querkzugbelastung der positive volumetrische Spannungsanteil, der das Versagen hervorruft. Dies gilt gemäß der in der vorliegenden Arbeit durchgeführten Berechnungen nicht nur für $T = 293\text{ K}$, sondern auch für $T = 77\text{ K}$: Der Winkel ψ beträgt 27° bei $T = 293\text{ K}$ und 36° bei $T = 77\text{ K}$.

Die in den Simulationen von Sun et al. [163] und Tan et al. [165] beobachteten Schubblätter unter Querdruckbelastung lassen ein deviatorisch geprägtes Versagen vermuten. Die Lage der Ursprungsgeraden zum versagenskritischen lokalen Spannungszustand unter Querdruckbelastung bestätigt diese Vermutung: Der vorliegende volumetrische Spannungszustand ist negativ (hydrostatischer Druck), sodass nur die gestaltändernden Spannungsanteile das Versagen hervorrufen können. Zudem liegt der Winkel der Ursprungsgeraden mit $\psi = 101^\circ$ ($T = 293\text{ K}$) und $\psi = 109^\circ$ ($T = 77\text{ K}$) sehr nahe bei $\psi = 90^\circ$. Dies deutet auf einen hohen Schubanteil im versagenskritischen Beanspruchungszustand hin.

Im unter *In-plane*-Schub belasteten Verbund ist auch lokal der kritische Spannungszustand sowohl bei Raumtemperatur mit $\psi = 88^\circ$ als auch bei Tieftemperatur mit $\psi = 90^\circ$ ein (nahezu) reiner Schubspannungszustand. Das Versagen ist demnach eindeutig deviatorischer Natur.

Das Versagen durch die Abkühlung ist, vergleichbar mit dem Querkzuglastfall, durch volumetrische Spannungsanteile geprägt ($\psi = 60^\circ$). Der an der Versagensposition vorliegende volumetrische Spannungsanteil ist jedoch geringer als im Querkzuglastfall, wodurch etwas höhere gestaltändernde Spannungsanteile ertragbar sind.

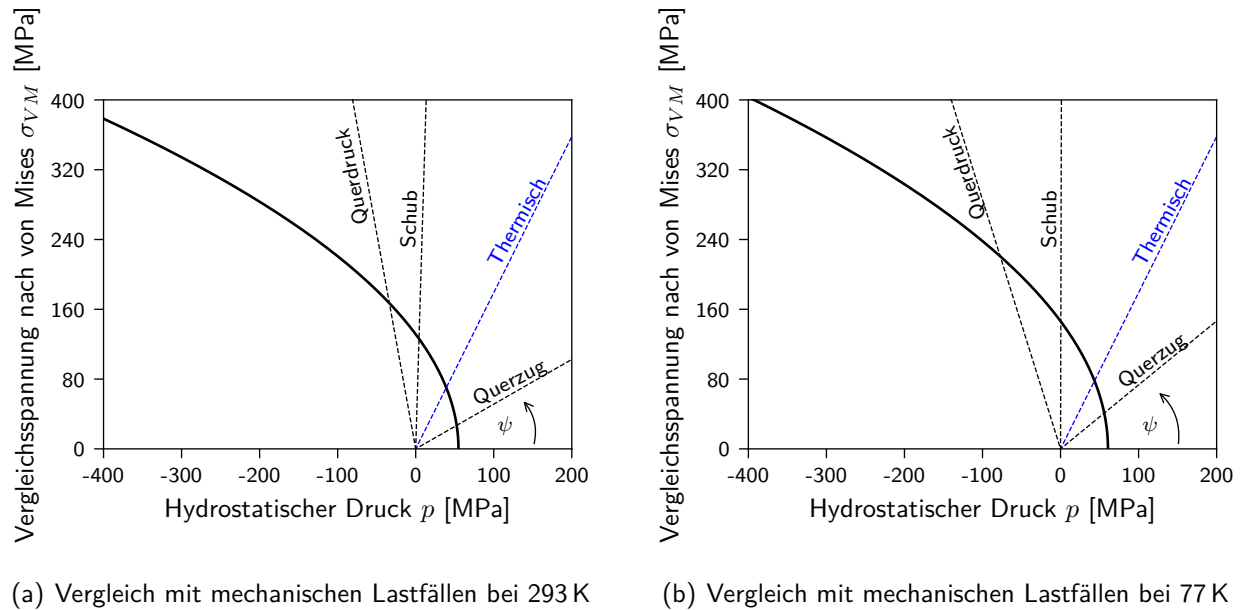


Abbildung 6.4: Vergleich der zum Versagen führenden Spannungszustände (gestrichelte Linien) im σ_{VM} - p -Spannungsraum für Abkühlung und matrixdominierte mechanische Lastfälle bei verschiedenen Temperaturen; die dicke schwarze Linie ist die Versagenskurve nach [160], Gleichung (5.14)

Die Grafiken in Abbildung 6.5 und Abbildung 6.6 zeigen, warum es zur Versagensinitiierung an den beschriebenen Positionen kommt. Dafür sind entlang des Umfangs der mittleren Faser der hydrostatische Spannungsanteil und die Vergleichsspannung nach von Mises im Polardiagramm aufgetragen. Schwarze Bereiche im Hintergrundbild zeigen die Matrixschädigung. Aufgrund der symmetrischen Geometrie sind auch die Beanspruchungsverläufe symmetrisch. Durch die lokal gestreuten Festigkeiten tritt die Schadensinitiierung jedoch nur an einer Position auf.

Im Querzuglastfall (Abbildung 6.5(a) und Abbildung 6.6(a)) treten entlang der Faser nur positive hydrostatische Spannungen auf, die an den Faseräquatoren maximal sind. Bei positiver volumetrischer Spannung ist eben diese versagenskritisch, weshalb die Schädigung in der Nähe der maximalen volumetrischen Spannungen initiiert wird. Im Schublastfall (Abbildung 6.5(c) und Abbildung 6.6(c)) wird die Schädigung auch am Äquator initiiert. Dies resultiert aber aus den hier auftretenden Maxima der gestaltändernden Spannungsanteile. Die volumetrischen Spannungsanteile entlang des Faserumfangs sind für diesen Lastfall nahezu null und deshalb in der Abbildung nicht aufgetragen. Im Querdrucklastfall (Abbildung 6.5(b) und Abbildung 6.6(b)) wird die Interaktion zwischen gestaltändernden und volumetrischen Spannungsanteilen bei der Versagensinitiierung deutlich. Entlang des Faserumfangs treten nur negative hydrostatische Spannungsanteile auf. Damit sind die gestaltändernden Spannungsanteile verantwortlich für das Materialversagen. Dennoch tritt das Versagen nicht exakt an den Maxima der Vergleichsspannung nach von Mises auf, sondern etwas versetzt dazu. Dies liegt an dem vom Faseräquator hin zu den Polen betragsmäßig abnehmenden hydrostatischen Druck. Dieser bestimmt die ertragbare Vergleichsspannung nach von Mises. Das Versagen tritt zwischen Äquator und Pol dort ein, wo das kritische Verhältnis zwischen gestaltändernden und volumetrischen Spannungsanteilen vorliegt. Dies ist materialabhängig und wird von der materialspezifische Sensitivität des Versagens gegenüber hydrostatischem Druck bestimmt. Ein Indiz für diese Sensitivität ist das Verhältnis der Zug- und der Druckfestigkeit. Die beschriebenen Beobachtungen gelten für die mechanischen Lastfälle sowohl bei $T = 293 \text{ K}$ als auch bei $T = 77 \text{ K}$.

Unter thermischer Belastung ist die Beanspruchung entlang des Faserumfangs periodisch (s. Abbildung 6.5(d) oder Abbildung 6.6(d)). Da die Matrix bei Abkühlung eine stärkere Kontraktion

anstrebt als die Fasern, diese aber durch die Fasern behindert wird, erfährt die Matrix vorrangig Zugspannungen. Der hydrostatische Spannungsanteil ist daher durchweg im Zugbereich. An allen Vielfachen von $\psi = 60^\circ$ werden diese positiven volumetrischen Spannungsanteile minimal. Für den gestaltändernden Spannungsanteil liegen hier die Maxima. Für die hexagonale Faseranordnung verläuft durch diese Positionen die radiale Verbindungslinie benachbarter Fasermittelpunkte, d.h. die Fasern liegen hier am dichtesten beieinander. Die Maxima der hydrostatischen Zugspannungen – und gleichzeitig die Minima der Gestaltänderung – treten um 30° versetzt dazu auf. Eine unbeschränkte Wärmeausdehnung eines homogenen Materials ruft eine reine Volumenänderung hervor. Damit erzeugt eine allseitig gleichmäßig behinderte Wärmeausdehnung eines homogenen Materials einen rein volumetrischen Spannungszustand. Die Wärmeausdehnung der Matrix im Verbund wird jedoch sehr heterogen gestört. An den Positionen $\psi = 30^\circ, 90^\circ, 120^\circ, 150^\circ, 210^\circ, 270^\circ$ und 330° sind in der hexagonalen Faseranordnung die benachbarten Fasern gleich weit entfernt, die Wärmeausdehnung wird hier also gleichmäßig behindert und die dilatorischen Spannungsanteile sind daher hier am größten. An den Vielfachen von $\psi = 60^\circ$ hingegen wird die Wärmeausdehnung aufgrund der Faseranordnung besonders in radialer Richtung bzgl. der mittleren Faser behindert, während eine stärkere thermische Kontraktion in Umfangsrichtung möglich ist. Daher sind die gestaltändernden Spannungsanteile hier höher. Wie unter Querdruckbelastung tritt das Versagen dann an der Position mit der kritischen Kombination beider Spannungsanteile, aber nahe der Maxima der hohen volumetrischen Zugbeanspruchungen auf. Auch hier bestimmt die materialspezifische Sensitivität gegenüber hydrostatischem Druck die genaue Position der Versagens. Durch die hohen volumetrischen Zugspannungen wird der Unterschied auf die genaue Versagensposition für verschiedene Materialien jedoch gering ausfallen. Aufgrund der periodischen Beanspruchungsverläufe entlang des Faserumfangs hätte die Versagensinitiierung auch in der Nähe von $\psi = 30^\circ, 90^\circ, 120^\circ, 150^\circ, 210^\circ, 270^\circ$ oder 330° stattfinden können. Wie auf Seite 49 bereits erwähnt, bringt die lokale Variation der Festigkeitskennwerte im Rahmen von $\pm 2\%$ ausreichend Imperfektionen in das Modell, um die Versagensinitiierung auf einen Punkt zu beschränken. Daher ist die Aussage „Die Schädigung wird bei Abkühlung in der Nähe des Faserpols initiiert.“ unvollständig, denn auch am Faseräquator treten kritische Beanspruchungen auf. Allgemeingültiger ist die Aussage „Die Schädigung wird bei Abkühlung in Bereichen hoher hydrostatischer Zugspannungen initiiert.“. Wo diese auftreten, hängt von der Faseranordnung ab. Wie auch bei mechanischer Belastung wird die genaue Initiierungsposition außerdem von materiellen oder geometrischen Imperfektionen bestimmt. Im hier untersuchten HexRVE ist dies die lokale Variation der Festigkeiten. Bei einer unregelmäßigen Faseranordnung kommen die lokal unterschiedlichen Faserkonstellationen als geometrische Imperfektion hinzu.

Aufgrund des Einflusses des hydrostatischen Spannungsanteils auf das Versagen ist bei Erwärmung eine andere Versagensart und damit ggf. eine andere Versagensposition als bei der in der vorliegenden Arbeit untersuchten Abkühlung zu vermuten. Das Matrixmaterial wird dann in seiner thermischen Expansion behindert und Druckspannungen werden induziert. Da hydrostatischer Druck nicht versagenskritisch ist, wird die Schädigung in der Nähe der maximalen gestaltändernden Beanspruchungen, also an den Positionen mit geringen Faserabständen, auftreten.

Tabelle 6.1 fasst die Erkenntnisse zur Position der Versagensinitiierung und den maßgeblichen Spannungsanteilen zusammen. Die beschreibenden Angaben zur Versagensposition (Faseräquator/Pol) und zur Versagensart (dilatorisch/deviatorisch) sind auf andere Faser-Epoxid-Verbunde übertragbar. Die quantitativen Angaben der Winkel θ und ψ sind jedoch von der Sensitivität des Matrixmaterialversagens gegenüber hydrostatischem Druck, angezeigt über das Verhältnis von Druck- und Zugfestigkeit, und vom hervorgerufenen Spannungszustand, maßgeblich beeinflusst von Faseranordnung und Faservolumengehalt, abhängig. Da die mechanischen Kennwerte bei 77 K mit Annahmen aus den Raumtemperaturkennwerten abgeleitet werden, müssen die quantitativen Angaben von ψ und θ für diese Umgebungstemperatur als vorläufig betrachtet werden. Das Verhältnis von Druck- und Zugfestigkeit beeinflusst das kritische Verhältnis von dilatorischem und deviatorischem Spannungs-

Tabelle 6.1: Position der Versagensinitiierung und maßgeblicher Spannungsanteil in UD-Verbunden bei verschiedenen mechanischen Lastfällen mit unterschiedlicher Umgebungstemperatur und bei Abkühlung

Lastfall	Temperatur	Position Versagensinitiierung (θ)	Versagensart (ψ)
Querzug	293 K	Faseräquator (3°)	dilatorisch (27°)
Querzug	77 K	Faseräquator (3°)	dilatorisch (36°)
Querdruck	293 K	Zwischen Äquator und Pol (51°)	deviatorisch (101°)
Querdruck	77 K	Zwischen Äquator und Pol (59°)	deviatorisch (109°)
Schub	293 K	Faseräquator (3°)	deviatorisch (88°)
Schub	77 K	Faseräquator ($1,5^\circ$)	deviatorisch (90°)
Abkühlung	293 K ↓ 66 K	Bereiche mit hohen hydrostatischen Zugspannungen	dilatorisch (60°)

anteil und damit die Versagensposition. Das Festigkeitsverhältnis wird in der vorliegenden Arbeit jedoch als konstant über die Temperatur angenommen. Doch auch bei niedrigen Temperaturen liegt die Druckfestigkeit stets über der Zugfestigkeit und die Größenordnung des Festigkeitsverhältnisses bleibt gleich [43]. Daher behalten die qualitativen Aussagen ihre Gültigkeit.

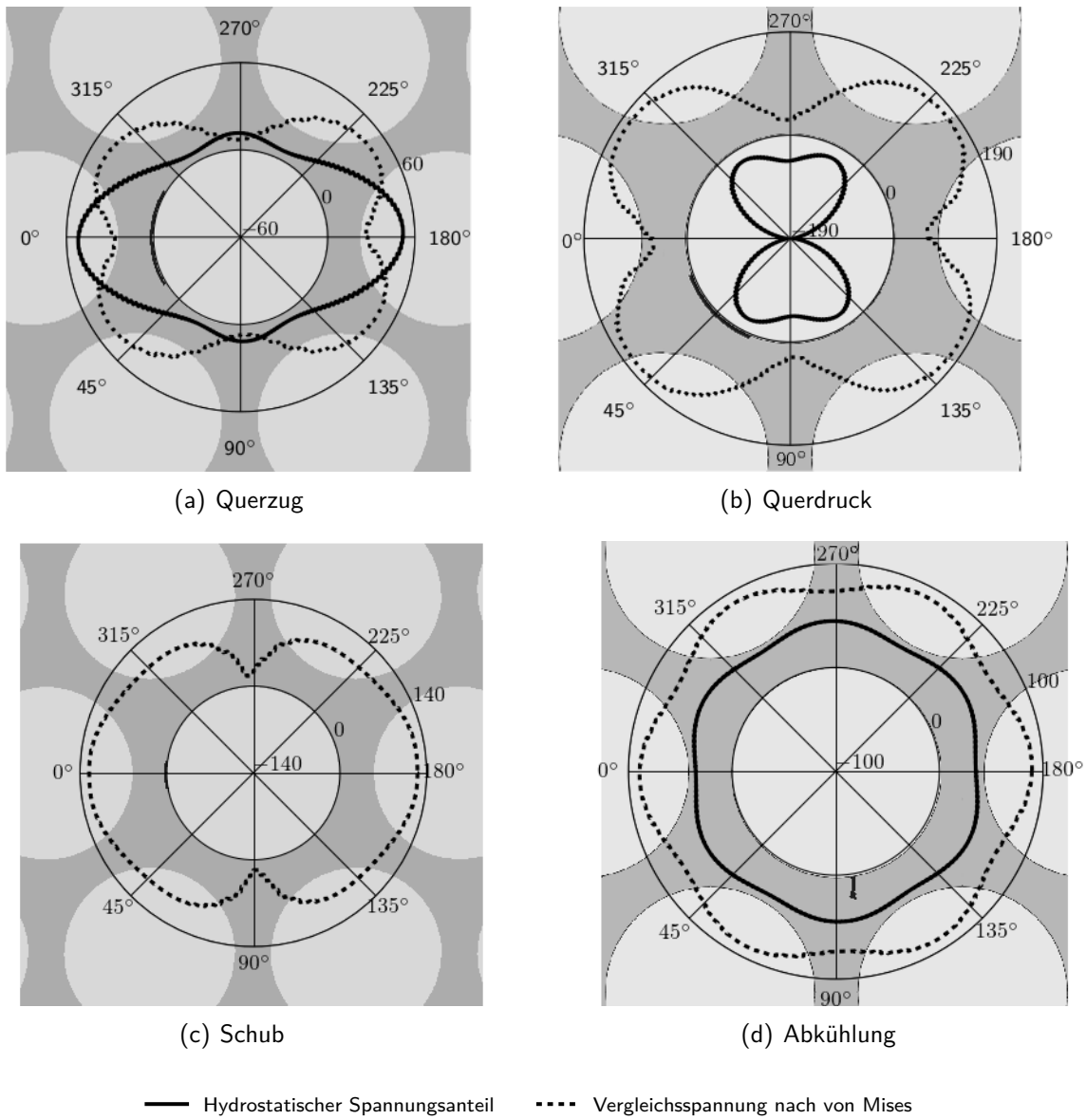
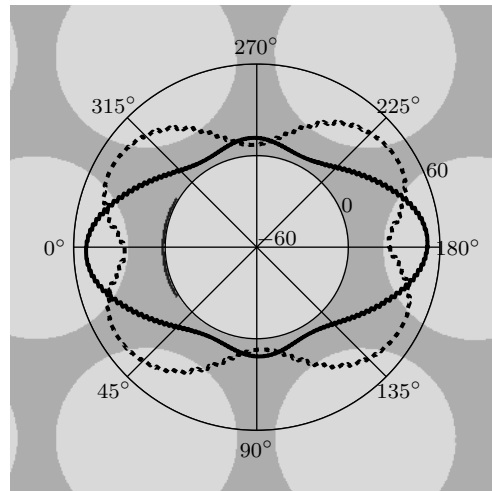
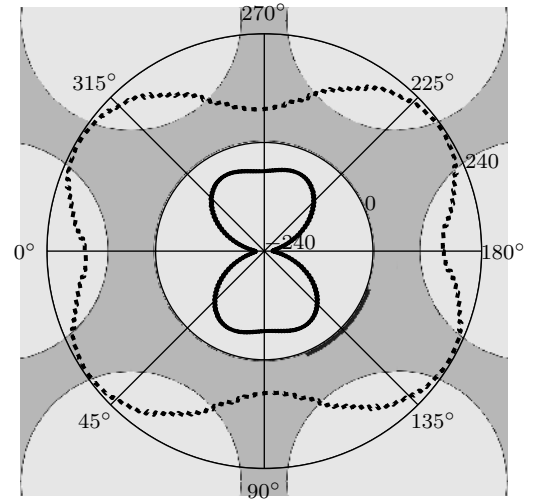


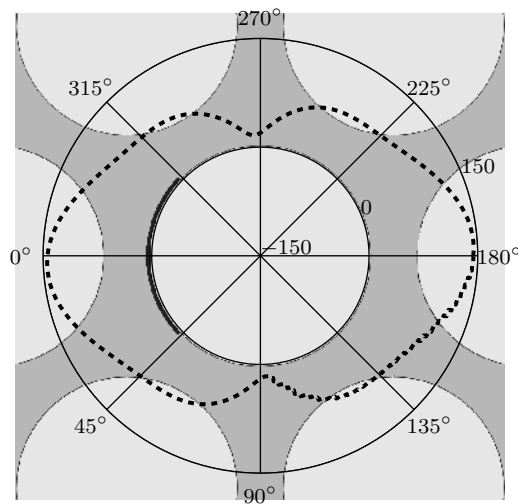
Abbildung 6.5: Hydrostatischer Spannungsanteil und Vergleichsspannung nach von Mises in der Matrix entlang der mittleren Faser bei $T = 293\text{ K}$; schwarze Bereiche in Fasernähe kennzeichnen Matrixschädigungen



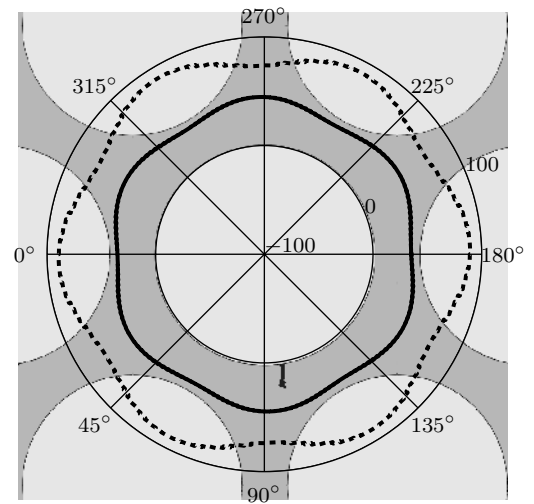
(a) Querzug



(b) Querdruck



(c) Schub



(d) Abkühlung

— Hydrostatischer Spannungsanteil ---- Vergleichsspannung nach von Mises

Abbildung 6.6: Hydrostatischer Spannungsanteil und Vergleichsspannung nach von Mises in der Matrix entlang der mittleren Faser bei $T = 77$ K; schwarze Bereiche in Fasernähe kennzeichnen Matrixschädigungen

6.1.2 Richtung des Risswachstums und qualitatives Rissbild

Die Schadensausbreitung normal zur äußeren Belastungsrichtung für Querkzugbelastung und das schräg zur Belastungsrichtung verlaufende Schadenswachstum unter Querdruckbelastung werden in der Literatur bereits beschrieben [163, 165, 174] und werden auch in den Simulationen der vorliegenden Arbeit beobachtet, s. Abbildung 6.7(a) und Abbildung 6.7(b).

Unter *In-plane*-Schubbelastung (s. Abbildung 6.7(c)) wächst die Grenzflächenschädigung in den in der vorliegenden Arbeit durchgeführten Simulationen sehr weit am Faserumfang entlang, bevor sie sich über die Matrix mit der Interfaceschädigung an einer benachbarten Faser verbindet.

Für thermische Lasten wurden bisher keine mikromechanischen Berechnungen zur Matrixrissbildung veröffentlicht. Die Simulationen im Rahmen der vorliegenden Arbeit zeigen in Abbildung 6.7(d) ein Rissbild durch Abkühlung von 293 K auf 66 K, das sich stark von den Rissbildern unter mechanischer Last unterscheidet. Es tritt kein einzelner dominanter Riss auf, sondern es bilden sich sehr viele Matrixrisse, die die Grenzflächenschäden an benachbarten Fasern radial verbinden. Außerdem wachsen die Risse kaum – wie unter mechanischer Last – entlang der Faser-Matrix-Grenzfläche, sondern wandern sehr früh in die Matrixregion.

Welche vorliegenden lokalen Spannungszustände diese unterschiedlichen Rissverläufe hervorrufen oder begünstigen, wurde bisher – auch für die mechanischen Lastfälle – noch nicht vergleichend diskutiert. Um das unterschiedliche Risswachstum für die verschiedenen Belastungsfälle zu verstehen, zeigen die Abbildungen von 6.8 bis 6.11 die lokale Spannungsverteilung im HexRVE für verschiedene Stadien des Schadensfortschritts. Die geschädigten Matrixbereiche werden im Modell weiterhin als Kontinuum, jedoch mit degradierten Materialeigenschaften, betrachtet. Auch wenn demnach im Modell keine geometrische Diskontinuität abgebildet ist, wird nachfolgend, zur Vereinfachung der Beschreibungen, dennoch von einem „Riss“, von „Risswachstum“ und von „Risspitze“ gesprochen.

Unter Querkzugbelastung (Abbildung 6.8) bilden sich an der initiierten Schädigung Überhöhungen im volumetrischen Spannungsanteil aus. Parallel zum bestehenden Risspfad bildet sich hydrostatischer Druck aus, wodurch die Ausbreitung des Schadens quer zur äußeren Belastungsrichtung begünstigt wird. Solange der Riss noch entlang des Interface verläuft (oberes und unteres Bild ganz links in Abbildung 6.8), liegen an der Risspitze auch hohe gestaltändernde Spannungsanteile vor. Diese nehmen zum Faserpol hin ab und der Riss wächst dann nicht weiter entlang der Faser, sondern läuft in Bereiche hoher positiver volumetrischer Spannungsanteile (grüne Bereiche in der unteren Bildreihe in Abbildung 6.8). Wie die Initiierung ist unter Querkzugbelastung auch der Rissfortschritt dilatatorisch getrieben.

Unter Querdruckbelastung wird die Schädigung zwischen Pol und Äquator in einem Bereich mit hohen gestaltändernden Spannungsanteilen und geringem hydrostatischem Druck initiiert.

Am Faseräquator liegt ein Bereich mit hohem hydrostatischem Druck vor. Das ist der gleiche Bereich, in dem unter Querkzugbelastung die hohen positiven volumetrischen Spannungen entstehen. Der Riss wächst entlang des Faserumfangs, bis er von dem hohen hydrostatischen Druck „gestoppt“ und „umgelenkt“ wird. An der Risspitze entstehen hohe gestaltändernde Spannungsanteile, die das Spannungsfeld bis weit vor die Risspitze beeinflussen. Dadurch entsteht der unter Querdruckbelastung in UD-Verbunden charakteristische abgewinkelte Rissverlauf. Der im ganz rechten Bild in der oberen Bildreihe in Abbildung 6.9 dargestellte Bereich hoher Vergleichsspannungen nach von Mises markiert das bereits in der Literatur beschriebene Schubband.

Das Risswachstum im UD-Verbund unter Querdruckbelastung ist von den gestaltändernden Spannungsanteilen getrieben.

Bei *In-plane*-Schubbelastung bildet sich am Faseräquator ein großräumiger Bereich mit hohen gestaltändernden Spannungsanteilen aus. Innerhalb dieses Bereichs wächst der Riss weiter entlang der Faser-Matrix-Grenzfläche. Zudem bildet sich an der Risspitze auch eine Überhöhung positiver

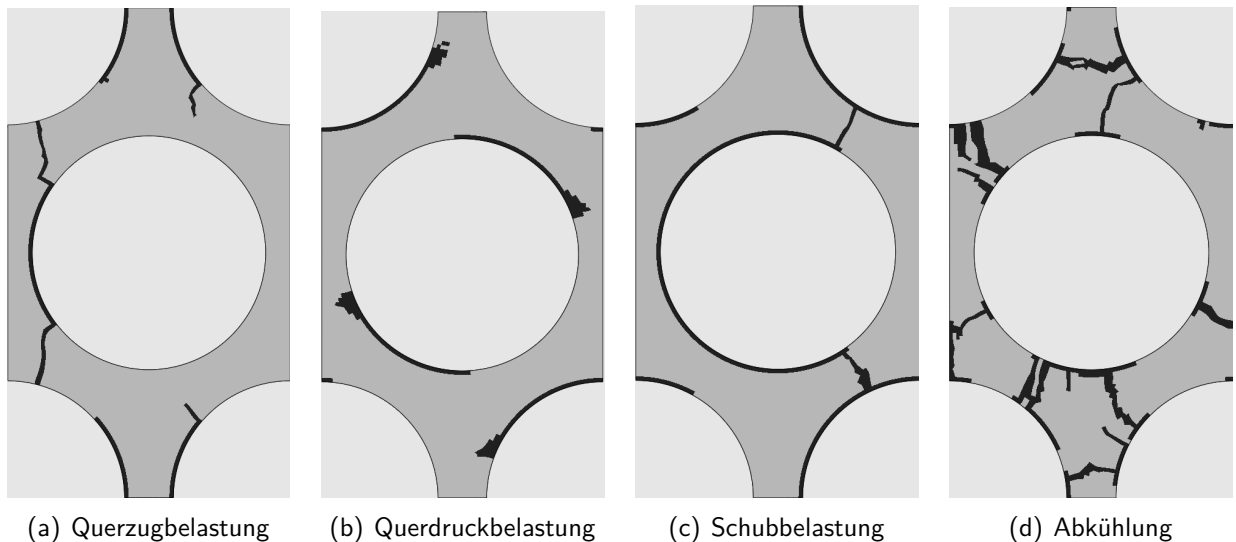


Abbildung 6.7: Matrixrisse bei Versagen unter verschiedenen mechanischen Lastfällen im Vergleich mit Matrixrissen durch Abkühlung; schwarze Bereiche kennzeichnen Matrixschädigungen

volumetrischer Spannungsanteile aus (s. untere Bildreihe in Abbildung 6.10). Diese ist betragsmäßig gegenüber der Von-Mises-Vergleichsspannung jedoch gering, sodass der Schädigungsfortschritt deviatorisch getrieben bleibt. Am Pol trifft der Riss schließlich auf den unter der äußeren Schubbelastung weniger beanspruchten Bereich. An der Rissspitze bildet sich ein Bereich hoher Beanspruchung, der sich bis in den Bereich hoher gestaltändernder Spannungen der benachbarten Fasern ausbreitet (zweites Bild von links in der oberen Bildreihe der Abbildung 6.10). Wächst der Riss an dieser Stelle zum Interface der benachbarten Faser, würde sich das Rissbild mit veröffentlichten Rissbildern [38, 39, 163, 165] decken. Aufgrund der kritischen Kombination aus vorliegenden Spannungsanteilen, der materialspezifischen Drucksensitivität des Matrixversagens und der lokal gestreuten Festigkeiten wächst der Riss hier jedoch entlang des Faserumfangs weiter. An der Rissspitze treten weiter Spannungsüberhöhungen auf und die geringer beanspruchten Bereiche (blau in der oberen Bildreihe in Abbildung 6.10) wandern vom Faserpol zum Äquator. Erst wenn der Riss am Punkt des geringsten Abstands zur nächsten Faser ankommt, wächst er durch die Matrixregion zum Interface der benachbarten Faser, da dort Bereiche hoher gestaltändernder Spannungen vorliegen.

Bei Abkühlung wächst der Riss in Bereiche mit geringen gestaltändernden Spannungsanteilen (blaue Bereiche in der oberen Bildreihe in Abbildung 6.11). Zudem tritt keine Überhöhung der deviatorischen Spannungen an der Rissspitze auf. Eine Überhöhung der dilatatorischen Beanspruchung an der Rissspitze ist in der unteren Bildreihe in Abbildung 6.11 dagegen deutlich zu erkennen. Bei Abkühlung ist das Risswachstum demnach dilatatorisch geprägt. Das Matrixrisswachstum in Bereiche mit hohen volumetrischen Zugspannungen verdeutlicht Abbildung 6.12. Die Abbildung zeigt qualitativ die volumetrische Spannungsverteilung in der Matrix bei Abkühlung, *bevor* ein Riss initiiert wird. Zusätzlich ist das Matrixrissmuster beim Versagen durch die thermische Last in weiß in den Bildern dargestellt. Schädigungsgefährdet sind demnach Bereiche mit hohen volumetrischen Zugspannungen (rot). Das entlang des Faserumfangs betrachtete periodische Spannungsbild (vgl. Abbildung 6.5(d)) erklärt, warum Risse an mehreren Positionen initiiert werden. Das Risswachstum entlang des Interface wird durch die entlang des Faserumfangs wieder abnehmenden dilatatorischen Spannungsanteile verhindert. Stattdessen wandert der Riss zum volumetrischen Spannungsmaximum der benachbarten Faser, wodurch der annähernd radiale Verlauf der Risse entsteht. Mit abnehmendem dilatatorischem Spannungsanteil nimmt entlang des Faserumfangs allerdings der deviatorische Spannungsanteil zu.

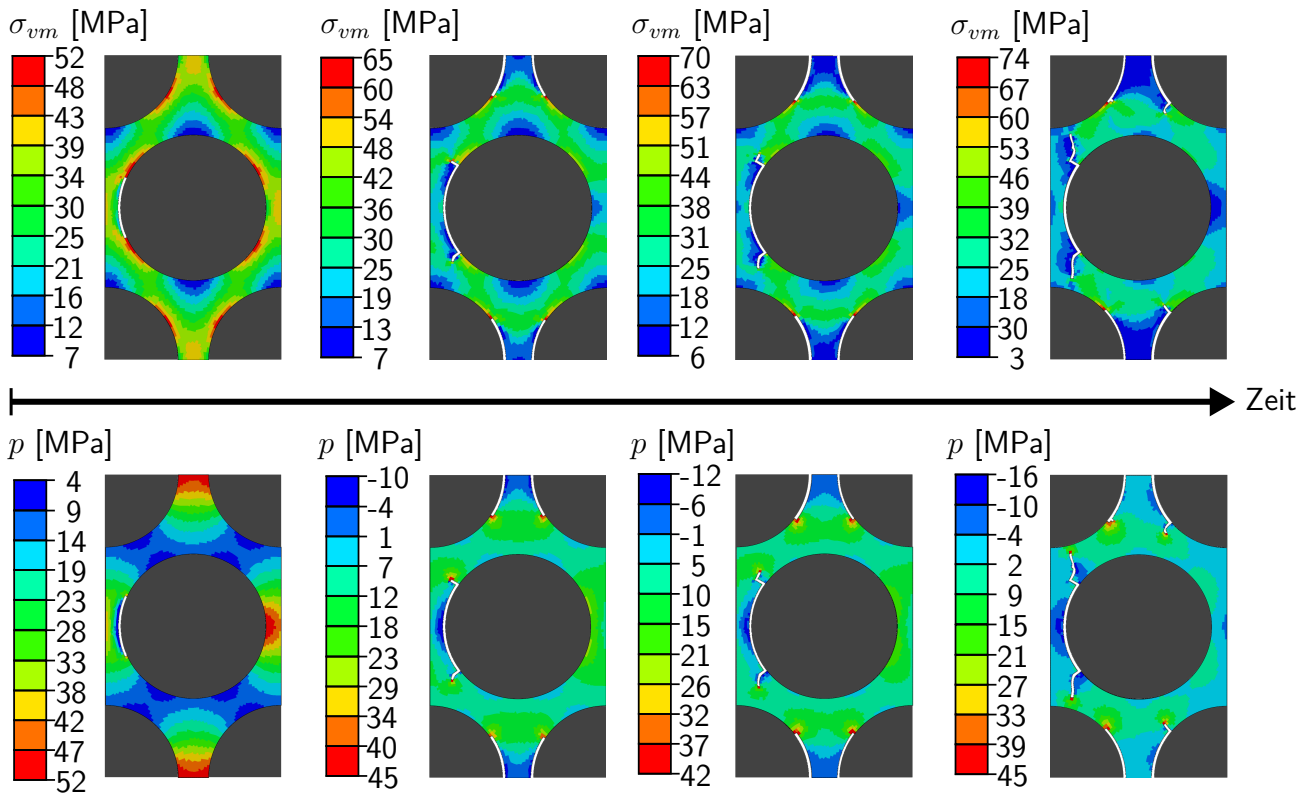


Abbildung 6.8: Spannungszustände (volumetrisch p und gestaltändernd σ_{VM}) für verschiedene Stadien des Schadenswachstums unter Querkzugbelastung; dunkelgraue Bereiche sind die Fasern und weiße Bereiche visualisieren die Schäden

Für Matrixmaterialien mit einer anderen Sensitivität gegenüber hydrostatischem Druck kann der Riss also durchaus etwas weiter entlang des Interface verlaufen. Bei geringeren Faservolumengehalten könnten die Einflussbereiche hoher dilatorischer Spannungen an den Grenzflächen benachbarter Fasern stärker voneinander separiert sein und dazwischen Bereiche mit geringeren dilatorischen Spannungen entstehen, die ein Risswachstum in die Matrixregion verhindern und stattdessen das Risswachstum entlang der Faser-Matrix-Grenzfläche begünstigen könnten.

Das Rissmuster bei Abkühlung scheint sehr stark von der Faseranordnung geprägt zu sein, da diese die „Periodizität“ der lokalen Spannungsverteilung bestimmt. Das grundlegende Schadensbild findet sich aber auch in zufälliger Faseranordnung wieder, s. Abbildung 6.13. Auch hier werden Risse an verschiedenen Positionen initiiert und wachsen dann in Bereiche mit hohem volumetrischem Zuganteil (rote Bereiche in Abbildung 6.13(a)), wodurch auch hier ein Rissmuster mit radial zu den Fasern wachsenden Rissen entsteht.

Die berechneten Rissmuster durch Abkühlung unterscheiden sich von den wenigen veröffentlichten experimentellen Beobachtungen zu in thermisch belasteten UD-Verbunden entstandenen Rissen [41, 110]. Zwar werden in den Experimenten mehrere Matrixrisse detektiert, jedoch nicht in derart hoher Rissdichte und nicht mit den in der Simulation berechneten radialen Verläufen. In den zitierten Untersuchungen wird der UD-Verbund jedoch nicht bis zum Versagen belastet, sodass bisher keine experimentell gewonnenen Erkenntnisse zum Matrixrissmuster bei Versagen thermisch belasteter UD-Proben vorliegen. Zudem beschränken sich die zitierten Untersuchungen nicht auf die Abkühlung in den Tieftemperaturbereich. Der Belastungszyklus enthält dort auch eine Erwärmung in hohe Temperaturbereiche. Bei einer Erwärmung tritt statt des positiven dilatorischen Spannungszustands hydrostatischer Druck auf, sodass die gestaltändernden Spannungsanteile für das Versagen relevant werden. Des Weiteren geht aus den Veröffentlichungen nicht hervor, ob die Proben für die mikroskopischen Untersuchungen eingebettet wurden. Bezüglich der Bewertung der Versuchsergebnisse ist das Wissen, ob ein Einbetten vor oder nach der thermischen Zyklierung erfolgte, relevant. Werden

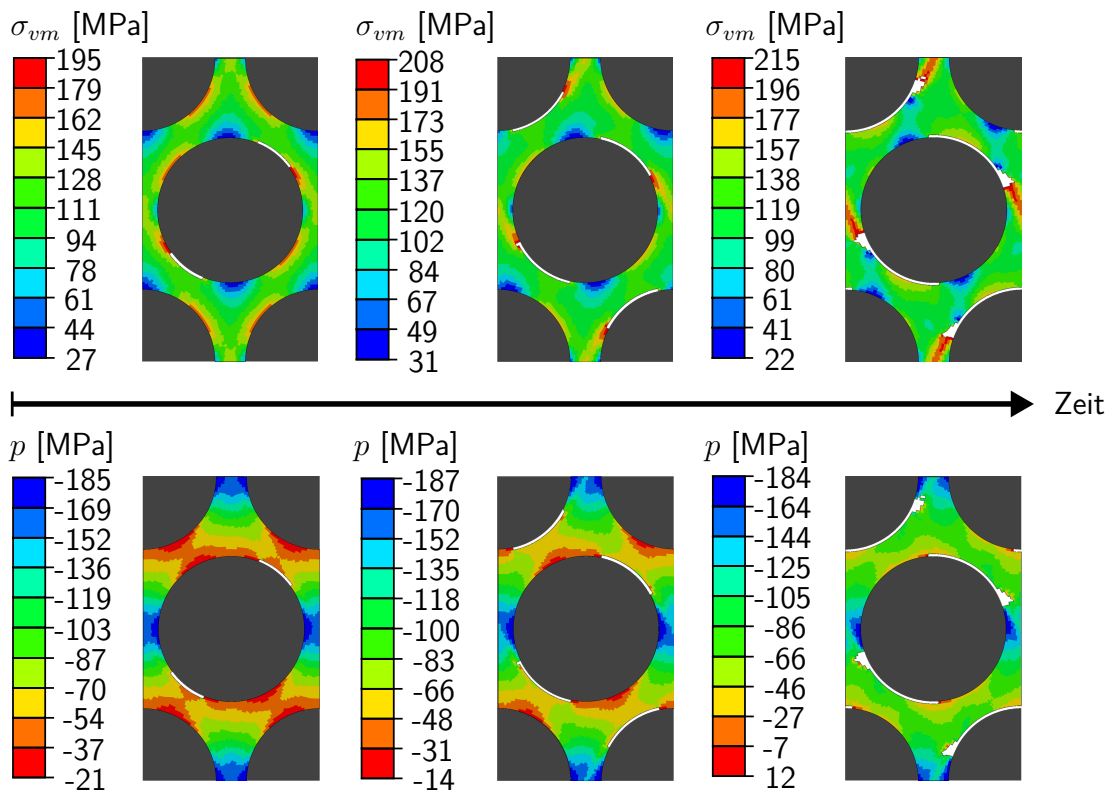


Abbildung 6.9: Spannungszustände (volumetrisch p und gestaltändernd σ_{VM}) für verschiedene Stadien des Schadenswachstums unter Querdruckbelastung; dunkelgraue Bereiche sind die Fasern und weiße Bereiche visualisieren die Schäden

die Mikroskopproben vor der thermischen Zyklierung eingebettet, wie in [98], wird die thermische Dehnung der Probe – zusätzlich zu den inneren Zwängen – auch von außen durch die Einbettmasse behindert. Das generiert einen anderen inneren Spannungszustand als in einer äußerlich frei gelagerten Verbundprobe. Dadurch könnte eine Vorzugslastrichtung entstehen, wie es bei den einachsigen mechanischen Lastfällen der Fall ist. Damit wird eine „weniger periodische“ lokale Spannungsverteilung induziert. Das begünstigt möglicherweise die Entstehung dominanter Risse.

Sowohl mechanisch als auch thermisch wird das Matrixrisswachstum vom druckabhängigen Versagensverhalten der Matrix geprägt. Aufgrund der positiven volumetrischen Spannungen in der Matrix führt das unter Querkzugbelastung und Abkühlung zu einem dilatatorisch getriebenen Schadenswachstum und unter Querdruck- und Schubbelastung zu einem deviatorisch getriebenen. Insgesamt bestimmt also das drucksensitive Versagensverhalten des Matrixmaterials in Kombination mit dem vorliegenden lokalen Spannungszustand das unter mechanischer und thermischer Belastung hervorgerufene Rissbild. Der Mechanismus ist bei allen Lastfällen gleich: Bei lokalen positiven volumetrischen Spannungsanteilen – egal ob durch eine äußere thermische oder mechanische Last hervorgerufen – wandern Risse in Bereiche hoher volumetrischer Zugbeanspruchung initiiert. Liegt lokal vorwiegend hydrostatischer Druck vor, werdend die Risse in Bereiche gedrängt, die eine kritische Kombination aus niedrigem hydrostatischem Druck und hohen gestaltändernden Spannungsanteilen aufweisen. Bereiche mit hohem hydrostatischem Druckanteil wirken als Rissstopper.

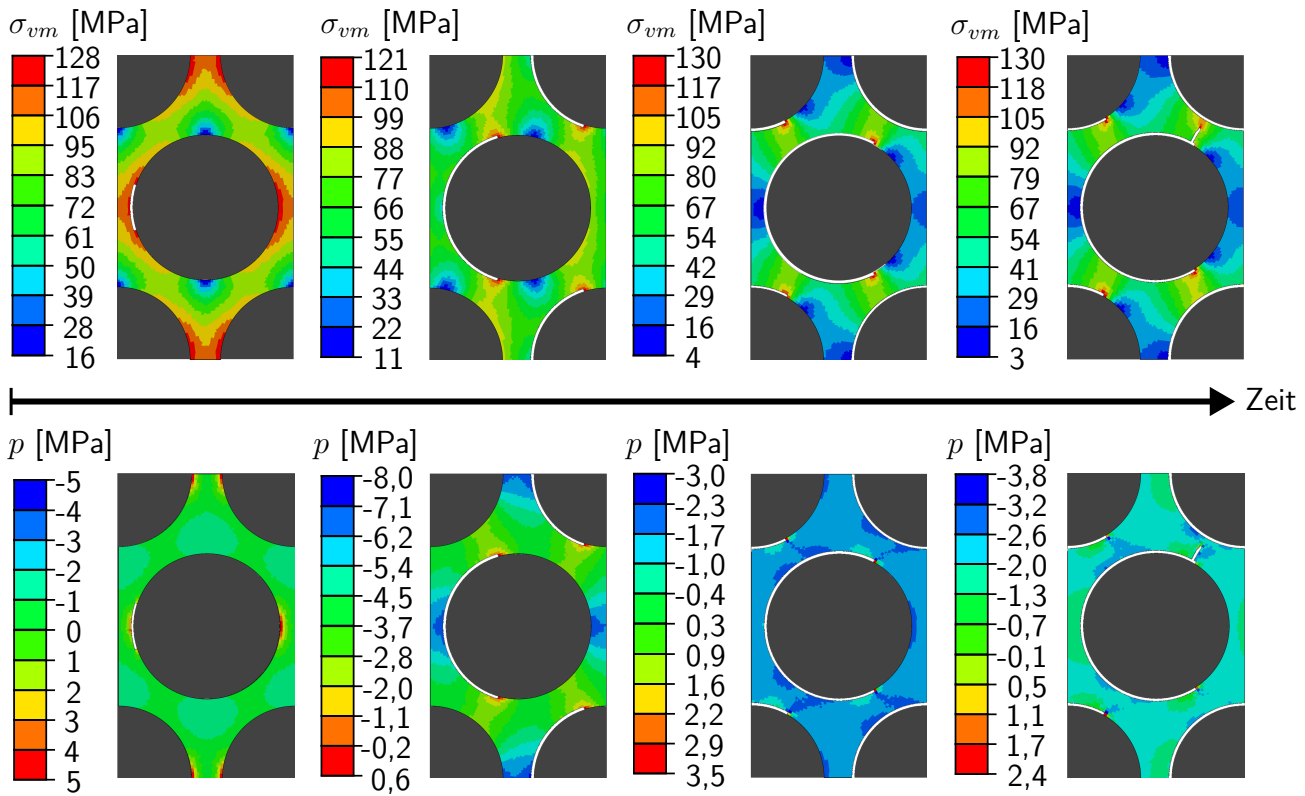


Abbildung 6.10: Spannungszustände (volumetrisch p und gestaltändernd σ_{VM}) für verschiedene Stadien des Schadenswachstums unter *In-plane*-Schubbelastung; dunkelgraue Bereiche sind die Fasern und weiße Bereiche visualisieren die Schäden

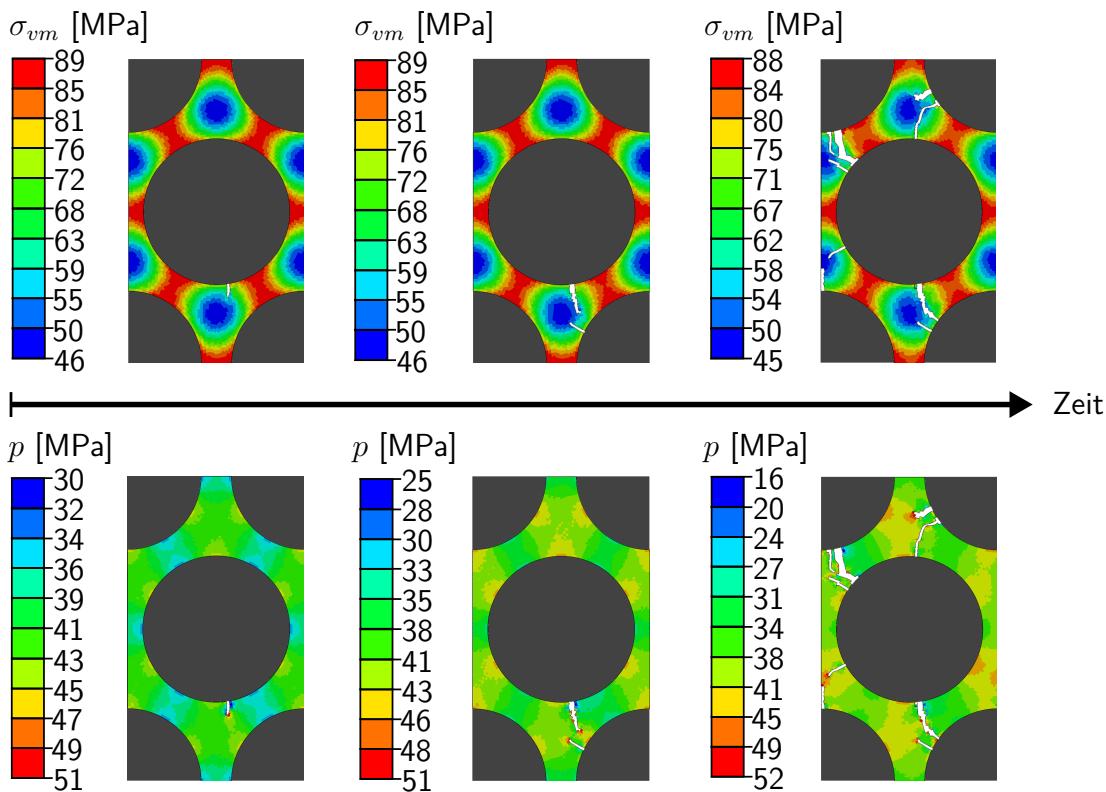


Abbildung 6.11: Spannungszustände (volumetrisch p und gestaltändernd σ_{VM}) für verschiedene Stadien des Schadenswachstums unter thermischer Belastung (Abkühlung); dunkelgraue Bereiche sind die Fasern und weiße Bereiche visualisieren die Schäden

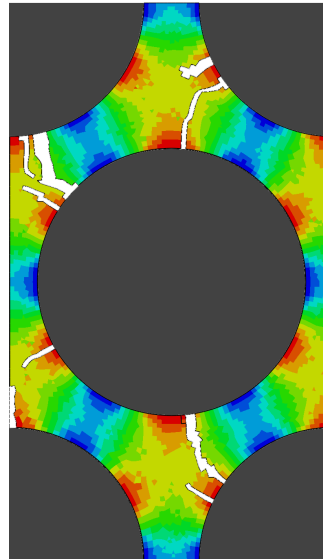


Abbildung 6.12: Überlagerung der Matrixrisse (weiße Bereiche) durch Abkühlung mit dem volumetrischen Spannungszustand in der Matrix vor Schadenseintritt; Rot kennzeichnet Bereiche mit hoher volumetrischer Spannung, Blau Bereiche mit geringen volumetrischen Spannungen; dunkelgraue Bereiche stellen die Fasern dar

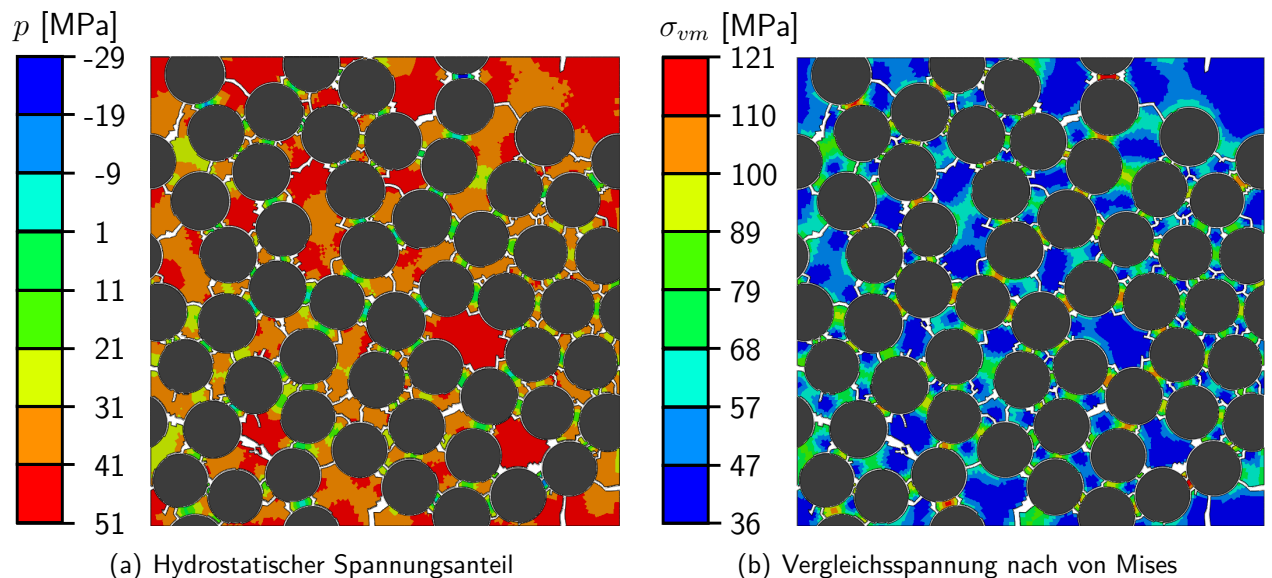


Abbildung 6.13: Überlagerung der Matrixrisse (weiße Bereiche) durch Abkühlung von 293 K auf 65 K mit dem volumetrischen und gestaltändernden Spannungszustand in der Matrix eines RVEs mit zufälliger Faseranordnung vor Schadenseintritt; dunkelgraue Bereiche stellen die Fasern dar

6.2 Zyklische Belastung

Die für die quasi-statische Belastung herausgearbeiteten Mechanismen bei der Schadensinitiierung und beim Schadenswachstum sind auch unter zyklischer Belastung gültig. Deshalb bilden sich die gleichen Schadensbilder aus. Ein für FVK unter zyklischer Belastung wichtiger Aspekt ist die kontinuierliche Degradation der Materialkennwerte mit zunehmender Zyklenzahl. Die zyklenzahlabhängigen Moduln können aus der zyklischen mikromechanischen Simulation über die Auswertung des globalen Spannungs-Dehnungs-Verlaufs des Belastungspaths für jeden Zyklus bestimmt werden. Die Auswertung ist nur diskret für die durch den adaptiven Zyklensprung vorgegebenen berechneten Zyklen möglich. Um einen Eindruck vom kontinuierlichen Verlauf der Reststeifigkeit zu erhalten, werden diese diskreten Daten mit der von Shokrieh [156], Shokrieh und Lessard [158] entwickelten Gleichung (6.1) approximiert:

$$E(n, \sigma, R) = \frac{\sigma_{max}}{X_0} E_0 + \left[1 - \left(\frac{\log(n) - \log(0,25)}{\log(N_f) - \log(0,25)} \right)^{\lambda_1} \right]^{\frac{1}{\lambda_2}} \left(E^0 - \frac{\sigma_{max}}{X_0} E_0 \right) \quad (6.1)$$

Darin sind E^0 und X^0 der initiale E-Modul bzw. die initiale Festigkeit und σ_{max} ist die maximal aufgebrachte Spannung. Dabei wird im Fall einer zugdominierten Last ($|R| < 1$) die Oberspannung und im Falle einer druckdominierten Last ($|R| > 1$) der Betrag der Unterspannung eingesetzt. Die Parameter λ_1 und λ_2 werden aus einer Regression anhand der diskreten Daten bestimmt. Die Kurvenverläufe für die matrixdominierten Belastungsrichtungen werden für verschiedene Spannungsverhältnisse in Abbildung 6.14 und 6.15 dargestellt. Wie in Kapitel 5.3.3 bereits erwähnt, weist das HexRVE einen stärkeren *Sudden-death*-Charakter auf als das RVE mit zufälliger Faseranordnung oder der real getestete Verbund. Die Ergebnisse zur kontinuierlichen Steifigkeitsdegradation aus den Berechnungen am HexRVE können dennoch vergleichend ausgewertet werden, um grundlegende Unterschiede des Degradationsverhaltens bei verschiedenen Lastfälle feststellen zu können. Wenn es das Ziel ist, aus mikromechanischen Berechnungen die Kennlinien zur Steifigkeitsreduktion eines UD-Verbunds zu bestimmen, sollte ein RVE mit zufälliger Faseranordnung gewählt werden.

Der genannte *Sudden-death*-Charakter ist unter schwellender Querzugbelastung (Abbildung 6.14(a)) und bei höheren Schubbelastungen (s. Abbildung 6.15) am stärksten ausgeprägt. Unter schwellender Querdruckbelastung (Abbildung 6.14(c)) ist je nach Lastniveau ab etwa 75 % der Lebensdauer eine kontinuierliche, aber dennoch recht schnelle Abnahme des Druckmoduls zu erkennen. Bei kleineren Lastniveaus setzt diese bzgl. der relativen Lebensdauer früher ein. Die Ausprägung des *Sudden-death*-Charakters nimmt mit dem Lastniveau zu. Für die Wechsellast quer zur Faser (Abbildung 6.14(b)) und die Schubbelastungen mit niedrigerem Lastniveau (20 MPa bei $R = 0,1$, s. Abbildung 6.15(a)) tritt bei ca. 90 % der Lebensdauer eine Degradation des Elastizitätsmoduls auf. In beiden Lastfällen degradiert der Modul innerhalb weniger Zyklen so schnell, dass das Versagensverhalten weiterhin als schlagartig bezeichnet werden kann. Generell ist das *Sudden-death*-Verhalten für höhere Lasten stärker ausgeprägt.

Die bisherige Auswertung erlaubt Aussagen über die Moduldegradation lediglich für die Belastungsart (Zug, Druck, Schub)², die der aufgebrachten zyklischen Belastung entspricht. Auch kann keine Aussage über die Festigkeitsdegradation abgeleitet werden. Zur Bestimmung der Auswirkung der zyklischen Belastung auf die Moduln und die Festigkeiten auch für andere Belastungsarten müssen

²Die Lastfälle werden in Abbildung 5.10 dargestellt.

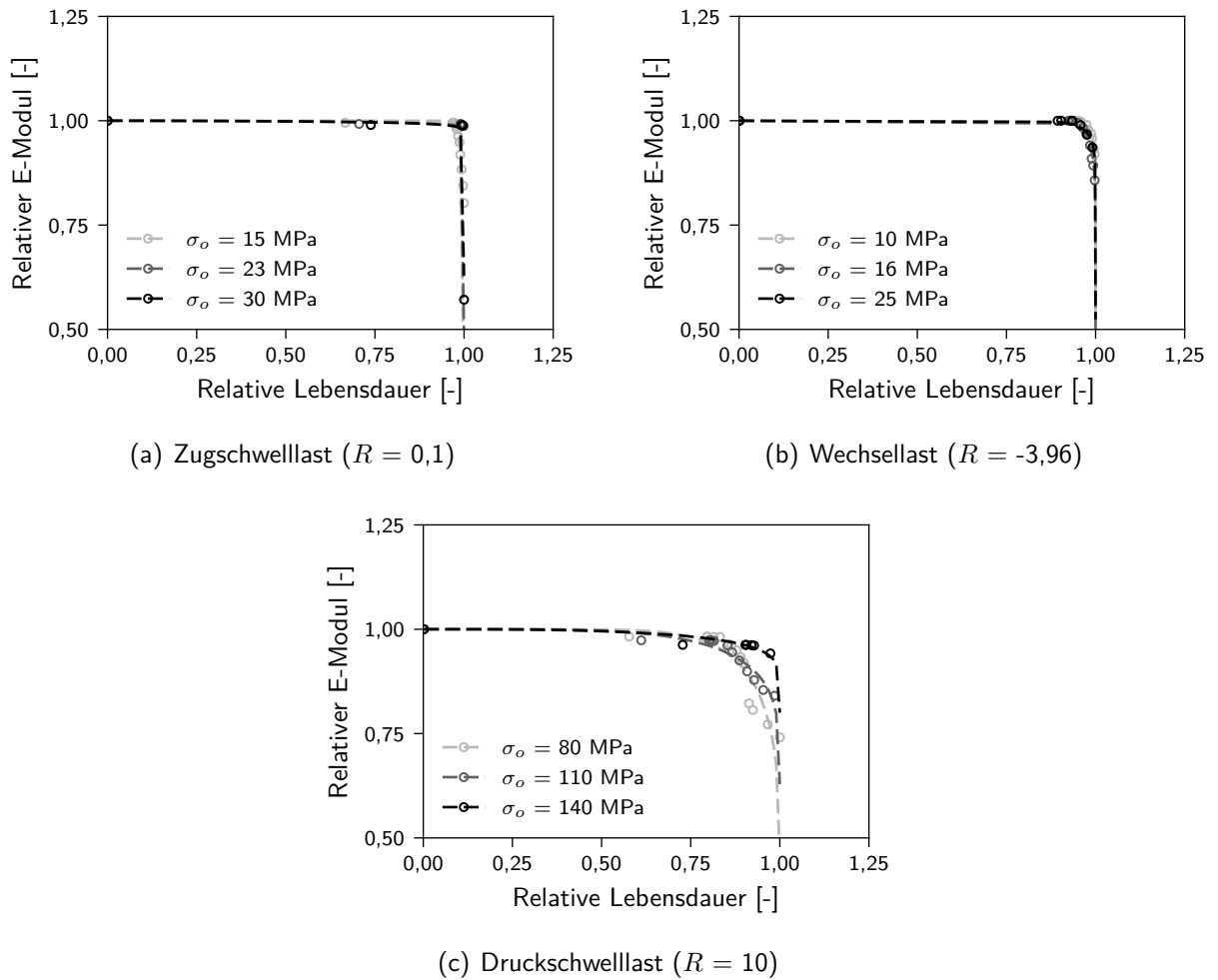


Abbildung 6.14: Degradation des Quermoduls des Verbunds während der Lebensdauer für verschiedene Spannungsverhältnisse

im Anschluss an die zyklische Berechnung Analysen mit quasi-statischer mechanischer Belastung für Querkzug, Querkdruck und Schub durchgeführt werden. Um den Verlauf der Kennwerte während der Lebensdauer abzubilden, ist dies für eine gewisse Anzahl ausgewählter Lastzyklen erforderlich.³ Zur Bestimmung der zyklusabhängigen Elastizitäts- und Festigkeitskennwerte nach zyklischer thermischer Belastung ist das Vorgehen äquivalent.

Da solche Restfestigkeitsanalysen sehr zeitaufwendig sind, werden sie für die mechanischen Lastfälle exemplarisch für die Zugschwell- und die Druckschwellbelastung für jeweils ein Spannungsniveau durchgeführt. Abbildung 6.16 zeigt die Ergebnisse für die Zugschwell- und Abbildung 6.17 die für die Druckschwellbelastung. Jeder Punkt in den Diagrammen ist das Ergebnis einer an die zyklische

³Bei Verwendung der **Restart write*- und **Import*-Funktion von ABAQUS® genügt es, die zyklische Berechnung einmalig durchzuführen. Mit der **Import*-Funktion kann der anschließenden mechanischen Analyse ein beliebiges Zwischenergebnis der zyklischen Rechnung als Ausgangszustand vorgegeben werden.

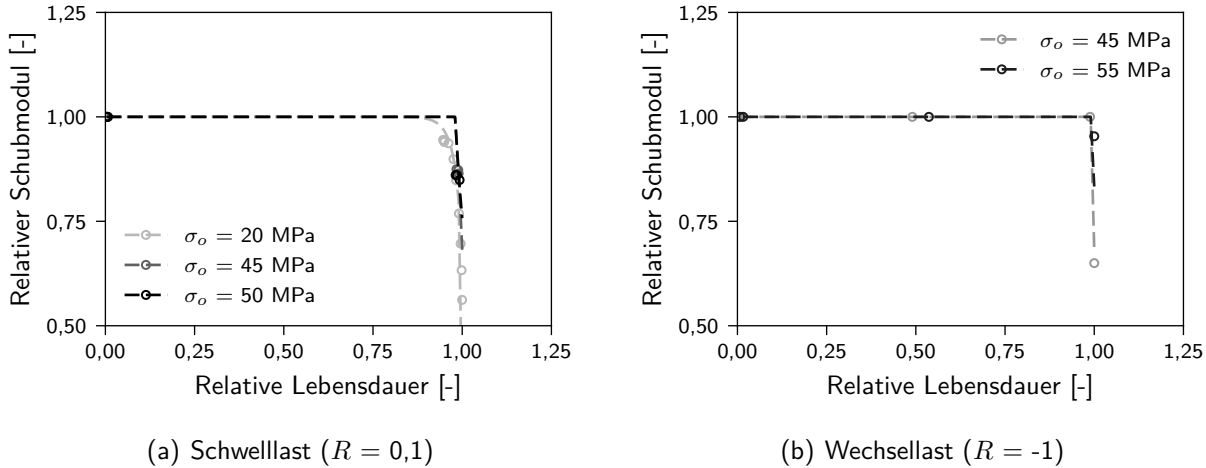


Abbildung 6.15: Degradation des Schubmoduls des Verbunds während der Lebensdauer für verschiedene Spannungsverhältnisse

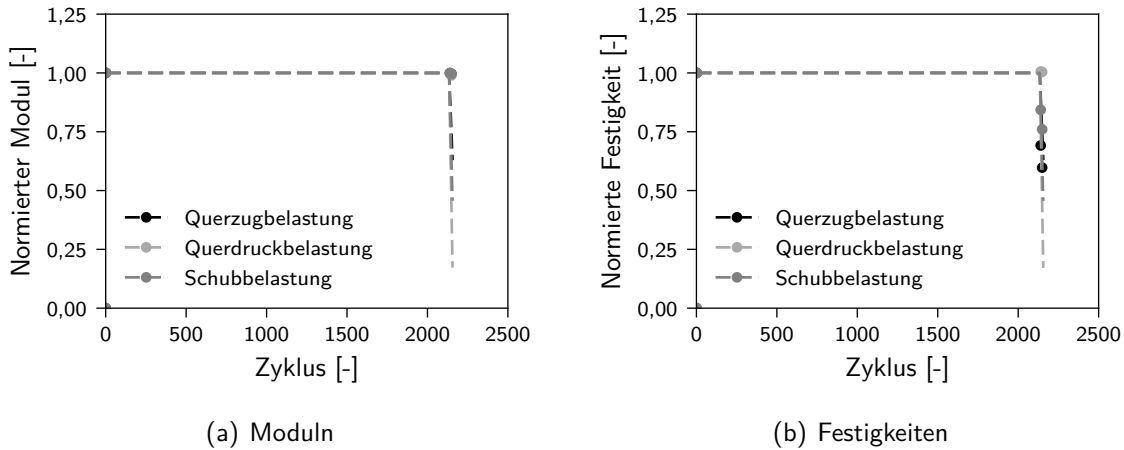


Abbildung 6.16: Zyklenzahlabhängige Degradation der Moduln und Festigkeiten für verschiedene Belastungsarten aufgrund einer zyklischen mechanischen Belastung mit $R = 0,1$ und $\sigma_o = 30$ MPa

Rechnung angeschlossenen Analyse einer quasi-statischen Belastung. Die gestrichelten Linien sind die Approximation durch die Gleichung (6.1) für die Moduln und durch Gleichung (6.2) für die Festigkeiten [156, 158].

$$X(n, \sigma, R) = \sigma_{max} + \left[1 - \left(\frac{\log(n) - \log(0,25)}{\log(N_f) - \log(0,25)} \right)^{\lambda_1} \right]^{\frac{1}{\lambda_2}} (X^0 - \sigma_{max}) \quad (6.2)$$

Unabhängig von der Belastungsart weisen die Verläufe der Restfestigkeit und -steifigkeit nach einer zyklischen Querzugbelastung einen stärker ausgeprägten *Sudden-death*-Charakter auf als nach einer zyklischen Querdruckbelastung. Sobald die Schädigung unter Zugschwellbelastung bei $n = 2140$ initiiert wird (Abbildung 6.18(a)), bildet sich der Matrixriss innerhalb weniger Zyklen bis $n = 2156$ vollständig aus. Die Zyklenzahldifferenz von 16 Zyklen zwischen Schadensinitiiierung und Versagen entspricht lediglich 0,7 % der Lebensdauer. Aus diesem schnellen Schadenswachstum resultiert die schlagartige Kennwertdegradation.

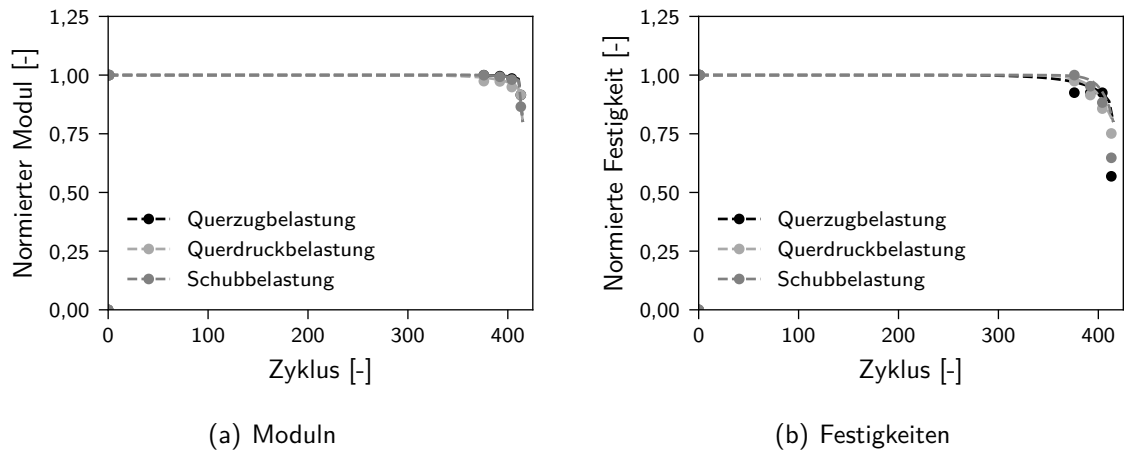


Abbildung 6.17: Zyklenzahlabhängige Degradation der Moduln und Festigkeiten für verschiedene Belastungsarten aufgrund einer zyklischen Belastung mit $R = 10$ und $\sigma_u = -140$ MPa

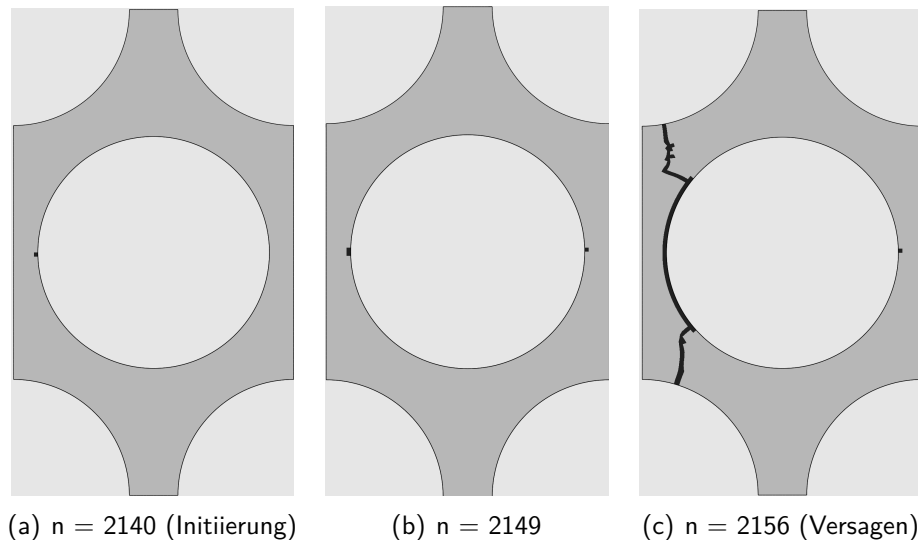


Abbildung 6.18: Entwicklung des Matrixrisses bei zyklischer Querzugbelastung ($R = 0,1$) mit $\sigma_o = 30$ MPa; schwarze Bereiche kennzeichnen Matrixschädigungen

Unter Druckschwellbelastung liegen zwischen der Schadensinitiierung (Abbildung 6.19(a)) und der zum Versagen führenden Matrixschädigung (Abbildung 6.19(c)) 39 Zyklen (entspricht 9 % der Lebensdauer). Unter Druckbelastung wächst die Matrixschädigung demnach (bezogen auf die Gesamtlebensdauer) langsamer als unter Zugbelastung. Da eine kontinuierlich zunehmende Matrixschädigung zur kontinuierlich zunehmenden Herabsetzung der Kennwerte führt, ist für zyklische Querdruckbelastungen eine graduelle, zyklensabhängige Kennwertdegradation zu beobachten.

Querzug-, Querdruck- und Schubmodul werden durch eine zyklische Querbelastung in ähnlichem Maße degradiert. Die Restfestigkeiten für die verschiedenen Belastungsarten unterscheiden sich jedoch quantitativ, vor allem zum Ende der Lebensdauer hin. Durch die zyklische Zugschwellbelastung werden bei $n = 2149$ ($N_f = 2156$) die Querzugfestigkeit (auf 65 %) und die Schubfestigkeit (auf 76 %) signifikant reduziert, während die Querdruckfestigkeit nahezu unverändert bleibt (99 % des Ausgangswerts). Die Ursache wird in Abbildung 6.20 deutlich. Nach 2149 Zyklen unter schwelender Querzugbelastung liegen Matrixschäden am Faseräquator (rot) vor. Sie werden in der Abbildung zu-

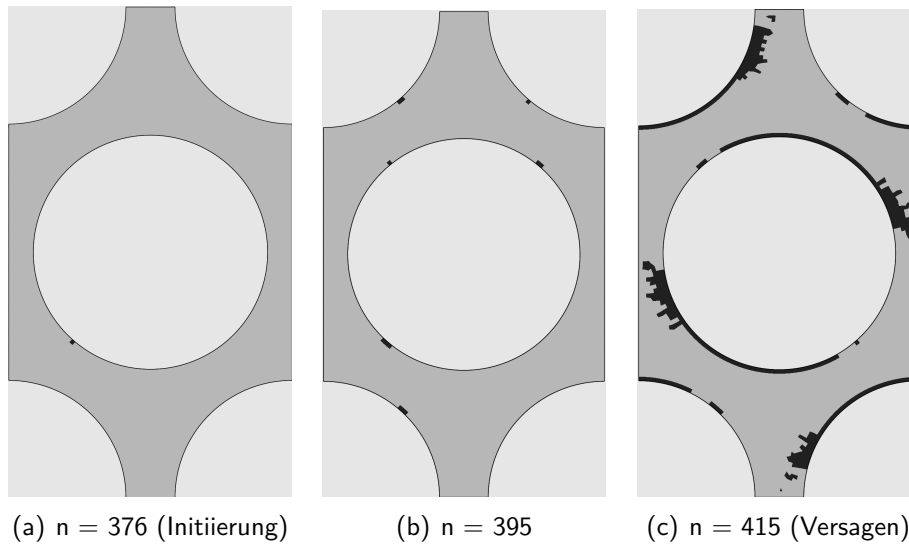


Abbildung 6.19: Entwicklung des Matrixrisses bei zyklischer Querdruckbelastung ($R = 10$) mit $\sigma_u = -140$ MPa; schwarze Bereiche kennzeichnen Matrixschädigungen

sätzlich mit roten Pfeilen markiert. Auch unter quasi-statischer Querkzug- und unter quasi-statischer Schubbelastung wird dort die Schädigung initiiert. Damit liegt nach zyklischer Querkzugbelastung für diese Lastfälle eine Vorschädigung in lokal kritisch beanspruchten Bereichen vor. Deshalb wächst die Schädigung unter der quasi-statischen Belastung, ausgehend von dieser Vorschädigung, weiter (schwarze Bereiche in Abbildung 6.20). Unter quasi-statischer Querdruckbelastung hingegen wird die Schädigung zwischen Äquator und Pol initiiert. Die Vorschädigung aus der zyklischen Querkzugbelastung liegt nicht in lokal kritisch beanspruchten Bereichen. Unter nachfolgender quasi-statischer Querdruckbelastung werden weitere Matrixschädigungen daher ungeachtet der Vorschädigung bei gleicher äußerer Belastung initiiert, wie es bei einer Querdruckbelastung ohne Vorkonditionierung der Fall ist. Erst wenn der Matrixriss nach $N_f = 2156$ Zyklen vollständig ausgebildet ist, verläuft er auch für den Querdrucklastfall durch lokal hoch beanspruchte Bereiche und setzt dann auch die Querdruckfestigkeit signifikant herab.

Die durch 413 Lastzyklen mit $\sigma_u = -140$ MPa im Druckschwellbereich hervorgerufene Matrixschädigung ist bereits weit entlang des Interface zum Faseräquator gewachsen (s. Abbildung 6.21). Damit liegt die Vorschädigung auch bei äußerer Querkzug- und Schubbelastung in lokal hoch beanspruchten Bereichen (vgl. auch Abbildung 6.5). Daher wächst die Matrixschädigung nicht nur unter quasi-statischer Querdruck-, sondern auch unter quasi-statischer Querkzug- und Schubbelastung, ausgehend von dieser Vorschädigung, weiter. Das führt zu einer signifikanten Festigkeitsdegradation aufgrund der zyklischen Querdruckbelastung für alle matrixdominierten Festigkeiten.

Das zyklusabhängige Degradationsverhalten von Moduln (Abbildung 6.22(a)) und Festigkeiten (Abbildung 6.22(b)) durch eine Temperaturwechsellast zwischen 293 K und 90 K gleicht qualitativ dem Verhalten der mechanischen Zugschwellbelastung.

Auch hier ist der *Sudden-death*-Charakter stark ausgeprägt: Erst wenige Zyklen ($n = 73$) vor Versagen ($N_f = 75$) werden die Kennwerte signifikant reduziert. Ursache ist auch hier die schnelle Schadensentwicklung. Nach der Schadensinitiiierung bei $n = 72$ (s. Abbildung 6.23(a)) wächst die Matrixschädigung schnell und es bildet sich schon bei $N_f = 75$ das zum Verbundmaterialversagen führende Rissmuster (s. Abbildung 6.23(c)). Da es sich auch bei der wiederholten Abkühlung um eine schwellende Belastung handelt, die hohe dilatorische Zugspannungen induziert, entspricht die Ähnlichkeit zur zyklischen Querkzugbelastung den Erwartungen.

Im Gegensatz zur zyklischen Querkzugbelastung setzt die zyklische Temperaturbelastung nicht nur

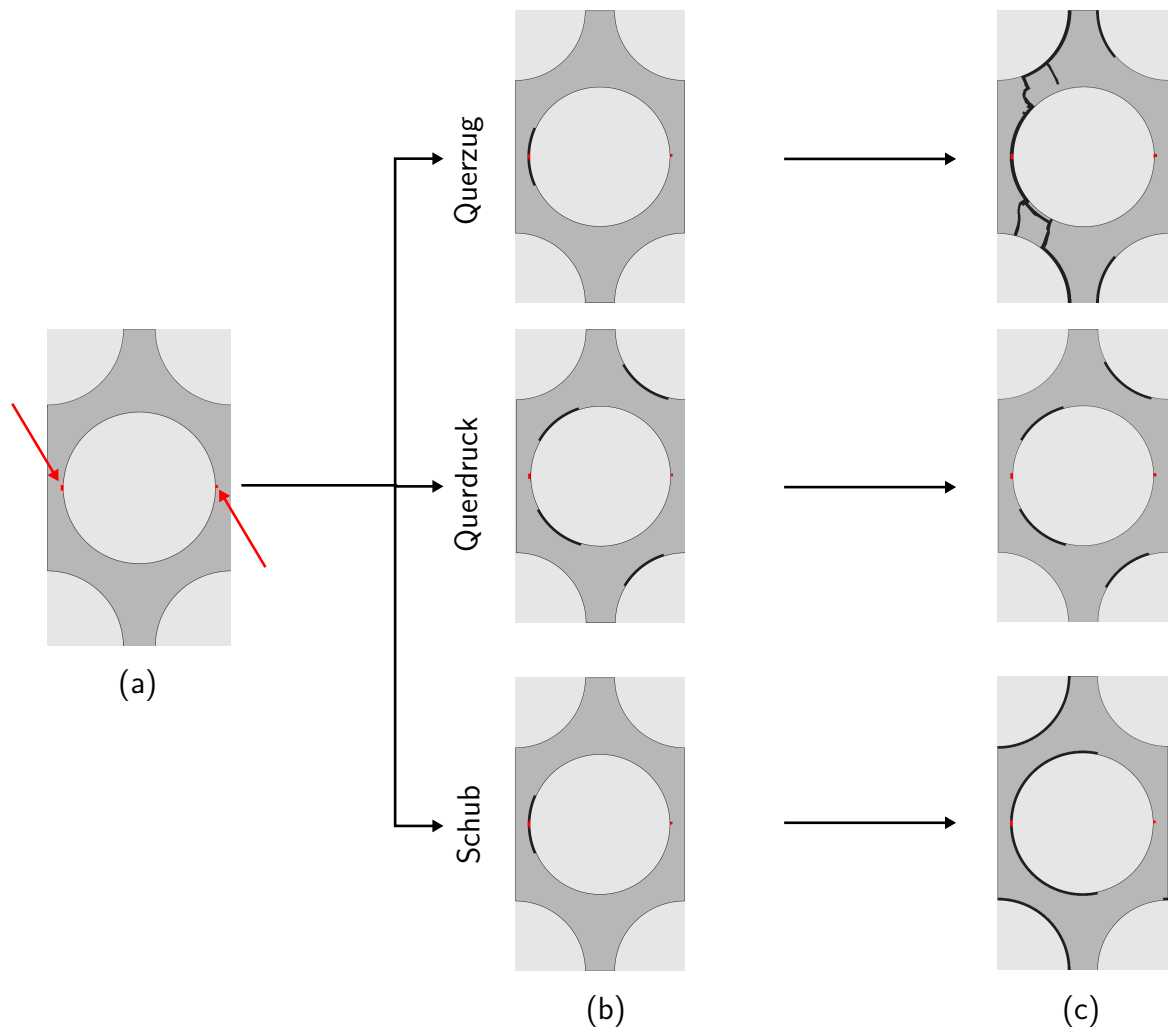


Abbildung 6.20: Schadensprogression (b) und Matrixschädigung (schwarz) nach Erreichen der Festigkeit (c) bei angeschlossener quasi-statischer Belastung für verschiedene Lastfälle; Vorschädigung (a) durch 2149 Zyklen mit $\sigma_o = 30 \text{ MPa}$ und $R = 0,1$ ($N_f = 2156$) rot hervorgehoben und mit roten Pfeilen markiert

die Quer- und Schubmoduln, sondern auch alle matrixdominierten Festigkeiten in ähnlichem Maße herab. Ursache ist die laut Berechnung nahezu homogen verteilte Matrixschädigung durch die Temperaturwechselbelastung. Dadurch liegen Vorschäden (rot in Abbildung 6.24) in lokal kritisch beanspruchten Bereichen für jeden der untersuchten quasi-statischen mechanischen Lastfälle vor. Daher wächst die Matrixschädigung für jeden dieser Lastfälle, ausgehend von der Vorschädigung, weiter. Diese beeinflusst demnach die weitere Schadensinitiierung unter den quasi-statischen mechanischen Lastfällen und setzt somit alle matrixdominierten Festigkeiten signifikant herab (Reduktion auf 29 % für Querzug, auf 48 % für Querdruck und auf 51 % für Schub).

Auch während der Temperaturwechselversuche (Kapitel 4) wird innerhalb der getesteten 1000 Temperaturzyklen keine Materialdegradation an den UD-Verbunden beobachtet. Allerdings ist für diese Proben die thermische Bruchlastwechselzahl nicht bekannt, da die getesteten 1000 Temperaturzyklen nicht zum Versagen führen. Insofern unterschätzt die mikromechanische Berechnung die Lebensdauer des Verbunds unter thermischer Belastung deutlich.

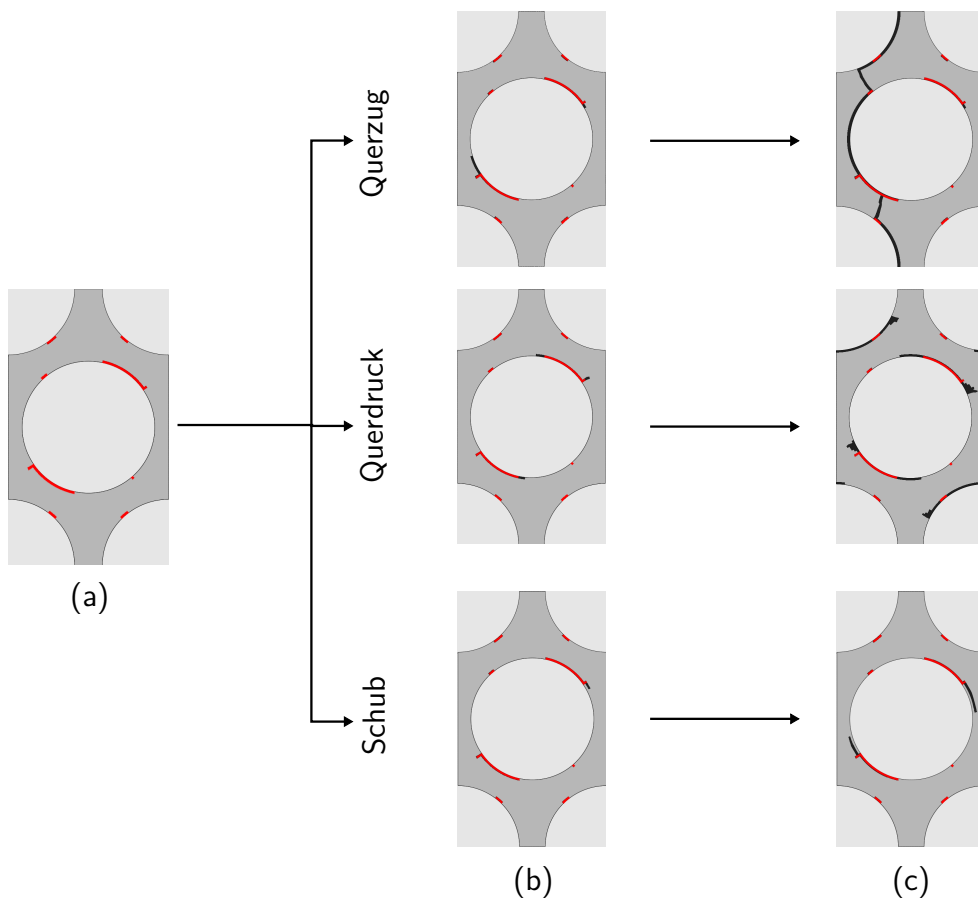
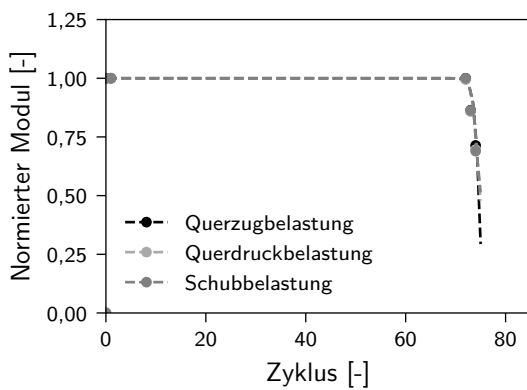
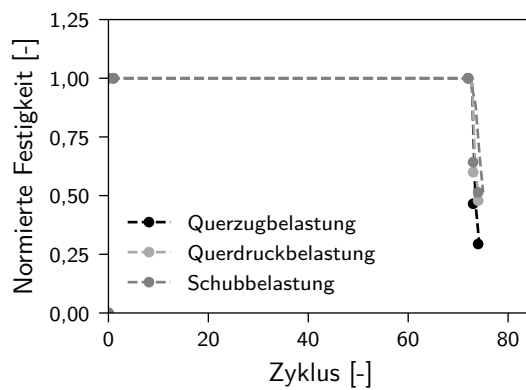


Abbildung 6.21: Schadensprogression (b) und Matrixschädigung (schwarz) nach Erreichen der Festigkeit (c) bei angeschlossener quasi-statischer Belastung für verschiedene Lastfälle; Vorschädigung (a) durch 413 Zyklen mit $\sigma_u = -140$ MPa und $R = 10$ ($N_f = 415$) rot hervorgehoben



(a) Moduln



(b) Festigkeiten

Abbildung 6.22: Degradation der Materialkennwerte während der Lebensdauer durch thermische Zyklierung zwischen 293 K und 90 K

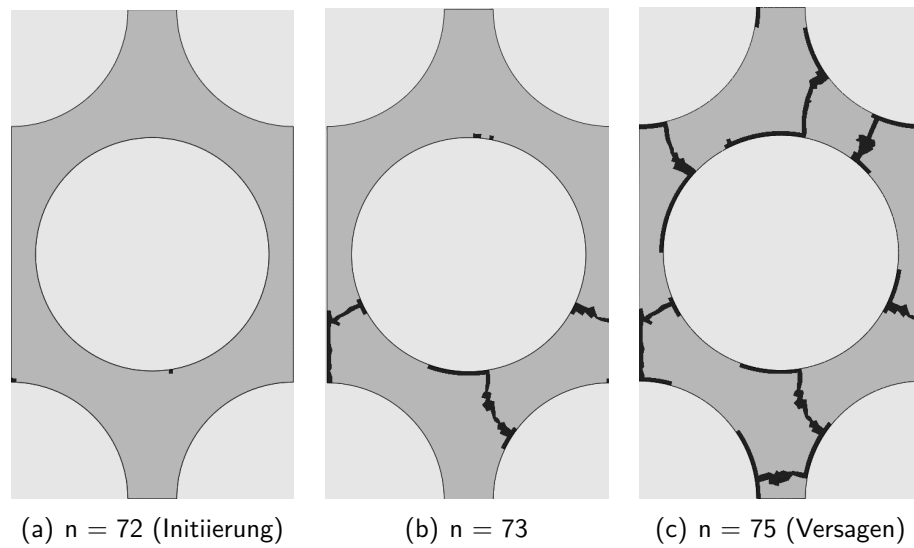


Abbildung 6.23: Entwicklung des Matrixrisses bei zyklischer thermischer Belastung zwischen 293 K und 90 K; schwarze Bereiche kennzeichnen Matrixschädigungen

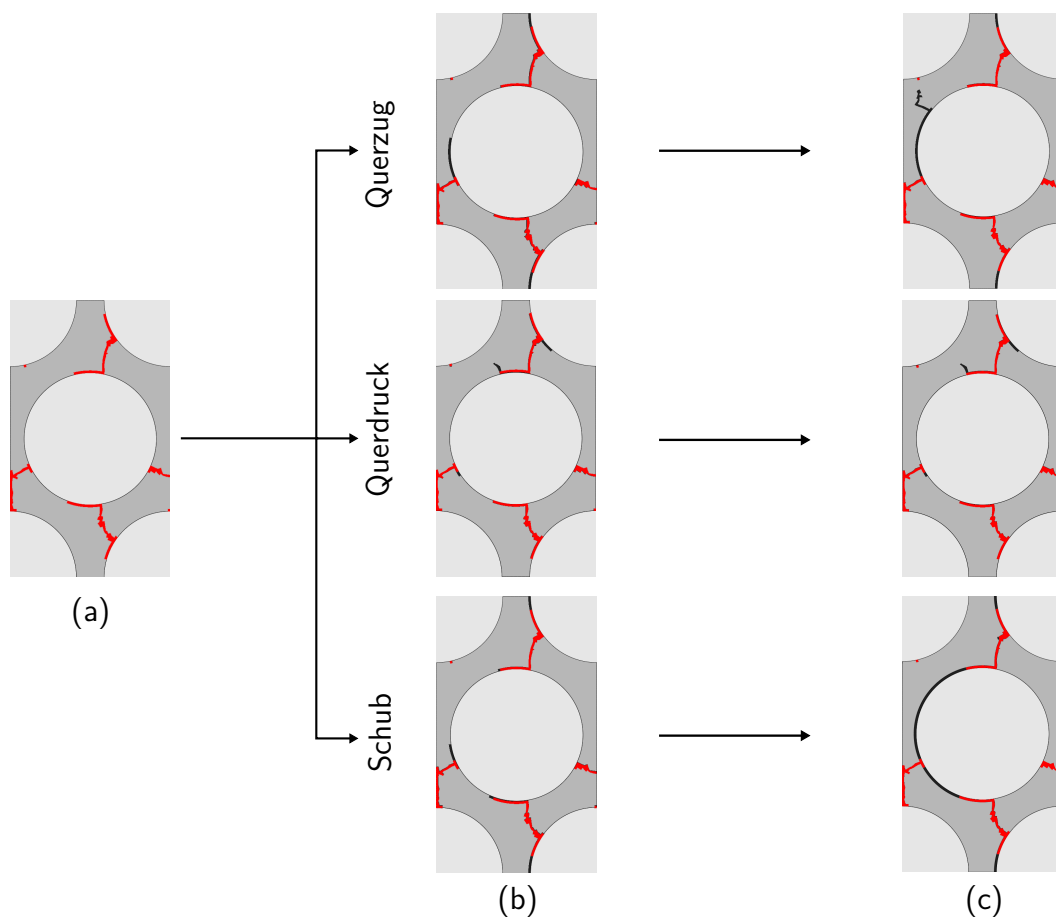


Abbildung 6.24: Schadensprogression (b) und Matrixschädigung (schwarz) nach Erreichen der Festigkeit (c) bei angeschlossener quasi-statischer Belastung für verschiedene Lastfälle; Vorschädigung (a) durch 74 Temperaturzyklen zwischen 293 K und 90 K rot hervorgehoben

6.3 Herausgearbeitete Gemeinsamkeiten und Unterschiede

Das vorliegende Kapitel widmet sich der simulationsbasierten Untersuchung der zweiten Forschungshypothese:

„Die Schadensmodi und Schädigungsmechanismen sind bei zyklischer thermischer und bei zyklischer mechanischer Belastung die gleichen. Aufgrund des abweichenden inneren Spannungszustands entstehen jedoch Unterschiede im Schadensbild und in der Schadensentwicklung.“

Dafür wurden mikromechanische Schädigungssimulationen am UD-Verbund für die mechanischen Lastfälle Querkzug, Querdruck und *In-plane*-Schub⁴ sowie für die Abkühlung von 293 K auf 90 K durchgeführt. Die Ergebnisse zur lokalen Spannungsverteilung in der Matrix und zur Schädigungsinitiierung und -progression sowie der daran vorrangig beteiligten Spannungsanteile wurden vergleichend gegenübergestellt. Die verschiedenen mechanischen Lastfälle und die Abkühlung induzieren eine unterschiedliche lokale Spannungsverteilung in der Matrix. In Kombination mit dem vom hydrostatischen Druck beeinflussten Versagensverhalten der Matrix entstehen dadurch die bei den verschiedenen Lastfällen voneinander abweichenden Matrixrissmuster. Diese unterschiedlichen Schadensbilder sind dennoch auf die gleichen Mechanismen zurückzuführen: Treten positive volumetrische Spannungsanteile auf, wird das Versagen nahe deren Maximum initiiert und der Schaden wächst in Bereiche mit hohen positiven volumetrischen Spannungen. Liegen negative volumetrische Spannungen vor, ist der versagenskritische gestaltändernde Spannungsanteil vom Betrag des hydrostatischen Drucks abhängig. Quantitativ wird dies durch die Drucksensitivität des betrachteten Harzmaterials bestimmt. Diese ist umso größer, je weiter Druck- und Zugfestigkeit des Materials auseinanderliegen. Der initiierte Riss wächst dann weiter in Bereiche hoher gestaltändernder Spannungen oder – wenn nach der Initiierung auch positive volumetrische Spannungen vorliegen – in Bereiche hoher volumetrischer Zugspannungen. Bereiche mit hohem hydrostatischem Druckanteil wirken rissstoppend. Durch diesen Mechanismus entstehen die in Tabelle 6.2 zusammengefassten Schädigungsmuster bei der Initiierung und beim Versagen.

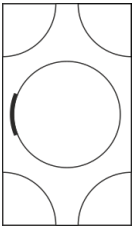
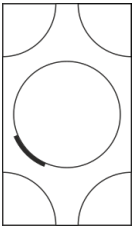
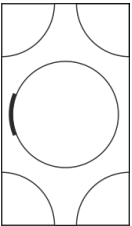
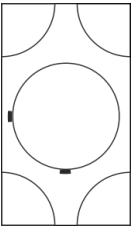
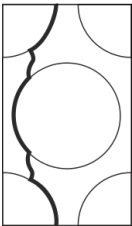
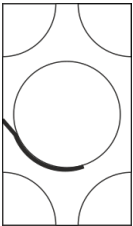
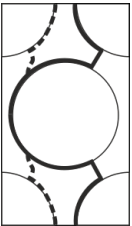
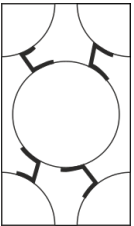
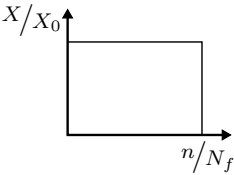
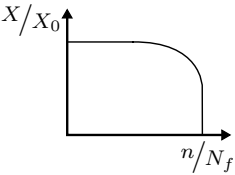
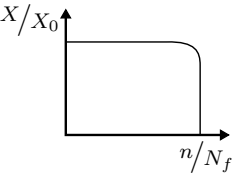
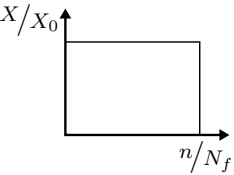
Unter zyklischer Belastung ergeben sich qualitativ die gleichen Rissbilder wie unter quasi-statischer Last. Die effektiven Verbundkennwerte bleiben über einen großen Bereich der Lebensdauer konstant, bis sie kurz vor Ende der Lebensdauer schnell degradieren. Am stärksten ist dieses *Sudden-death*-Verhalten unter schwellender Querkzugbelastung und bei der Abkühlung ausgeprägt. Unter *In-plane*-Schub- sowie unter Querdruckbelastung kann je nach Lastniveau eine kontinuierliche Degradation ab ca. 75 % der Lebensdauer sichtbar werden, die insbesondere bei Querdruck und allgemein bei geringeren Lastniveaus stärker ausgeprägt ist.

Die beobachteten Schadensbilder und der Mechanismus unter Abkühlung gleichen in vielen Punkten der Querkzugbelastung: In beiden Lastfällen sind die Schadensinitiierung und das Schadenswachstum dilatorisch geprägt und unter zyklischer Belastung liegt ein ausgeprägtes *Sudden-death*-Verhalten vor. Aufgrund der im Gegensatz zur Querkzugbelastung periodischen lokalen Spannungsverteilung bei Abkühlung bildet sich jedoch kein einzelner Riss, sondern ein homogeneres Rissbild aus.

Die Ergebnisse der mikromechanischen Simulationen der mechanischen und thermischen Lastfälle sind ein starkes Indiz für die Gültigkeit der zweiten Forschungshypothese. Für eine abschließende Klärung ist jedoch eine vollständige experimentelle Validierung der Simulationsergebnisse unter thermischer Belastung erforderlich, um zu bestätigen, dass die Schädigungsbilder realitätsgetreu abgebildet werden.

⁴Die Lastfälle werden in Abbildung 5.10 dargestellt.

Tabelle 6.2: Zusammenfassung der in der mikromechanischen Simulation beobachteten Schädigung im UD-Verbund unter mechanischer und thermischer Belastung

	Querzug	Querdruck	<i>In-plane</i> Schub	Abkühlung
Versagensinitiierung				
maßgeblicher Spannungsanteil	dilatorisch	deviatorisch	deviatorisch	dilatorisch
Rissbild				
Wachstum ist	dilatorisch getrieben	deviatorisch getrieben	deviatorisch getrieben	dilatorisch getrieben
zyklische Degradation				

Teil II

Makroebene

7 Ermüdungsphänomene in thermisch zyklerten multidirektionalen Verbunden

In einem Mehrschichtverbund, bestehend aus mehreren unterschiedlich orientierten unidirektionalen Lagen, kommen bei einer thermischen Belastung Effekte auf zwei Materialebenen zum Tragen: Zum einen werden auch hier – in den einzelnen UD-Lagen – Spannungen aufgrund der unterschiedlichen Wärmeausdehnung von Faser und Matrix induziert, die auf dieser Mikroebene Faser-Matrix-Ablösungen und Matrixrisse hervorrufen können. Zum anderen führt die unterschiedliche Wärmeausdehnung von Faser und Matrix zu einer Anisotropie der thermischen Ausdehnung der als homogen betrachteten UD-Einzellage. Diese hat in Faserrichtung einen anderen Wärmeausdehnungskoeffizienten als in der Richtung quer dazu. Werden UD-Lagen mit unterschiedlicher Faserorientierung übereinandergeschichtet, streben diese unter thermischer Last in den verschiedenen Richtungen andere Ausdehnungen an. Dies wird in Abbildung 7.1 schematisch dargestellt. Ausgehend von einer idealen Verbindung der Lagen stellt sich aus dem Spannungsgleichgewicht eine gemeinsame Verformung ein, bei der die angestrebte thermische Ausdehnung der Einzellagen teilweise behindert wird. Dies wiederum ruft Spannungen in den Einzellagen und in der Grenzschicht zwischen den Lagen hervor, die sich mit den auf Mikroebene induzierten thermischen Spannungen überlagern. Es ist anzunehmen, dass somit höhere Lagenspannungen hervorgerufen werden als durch den Effekt auf der Mikroebene allein und dass sich somit – bei gleicher thermischer zyklischer Belastung – eine stärkere Ermüdung des Materials einstellt. Dies drückt die dritte Hypothese der vorliegenden Arbeit aus:

„Kommen in einem thermisch zyklerten CFK-Laminat zu den Effekten der Mikroebene die Effekte der Makroebene hinzu, ist die Ermüdung des Materials signifikant stärker, als wenn nur der Effekt der Mikroebene wirken würde.“

Um den Effekt dieser Überlagerung auf die Ermüdung von CFK zu untersuchen, werden Kreuzverbunde analog zu den UD-Proben (s. Kapitel 4) thermisch zyklert und anschließend sowohl im quasi-statischen Versuch als auch mittels Mikroskopie untersucht.

Das im Wickelprozess hergestellte Laminat der CFK-Armierung von Druckbehältern besteht aus meh-

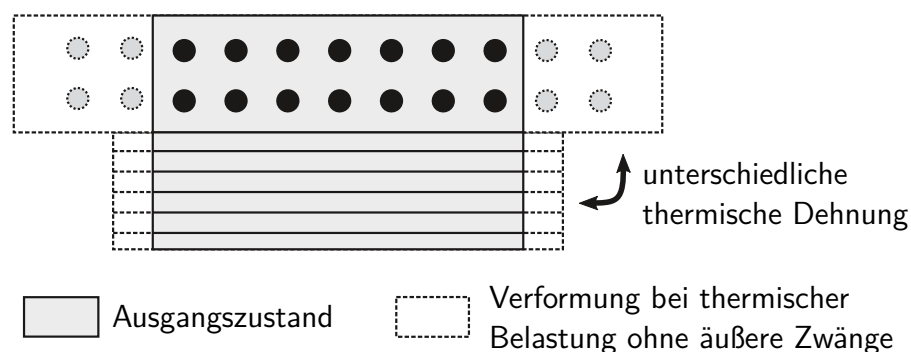


Abbildung 7.1: Schematisches Verformungsverhalten einer 0°- und einer 90°-Lage bei Erwärmung

renen Winkellaminaten $[(\pm\theta)_n]$, wobei eine Lagendicke mit der Faserorientierung θ der Tapedicke des Fasermaterials entspricht. Diese kann sehr dünn sein. Im Fall des verwendeten IM7-Fasermaterials beträgt die Dicke einer einzelnen UD-Lage 0,333 mm. Experimentelle Studien von Lafarie-Frenot und Hénaff-Gardin [96] zeigen für dünne Lagen unter mechanischer Last eine geringere Anfälligkeit gegenüber Ermüdungsschädigung als für dickere Lagen. Analytische Berechnungen von McManus et al. [115] indizieren, dass dies auch für thermische zyklische Belastungen gilt, was Brown [24] experimentell bestätigt. Dennoch weisen die von Brown [24] untersuchten $[(0/90)_2]_s$ -Lamine mit einer noch geringeren Einzellagendicke von 0,127 mm bereits nach einem Temperaturzyklus zwischen 116 K und 394 K ($\Delta T = 278$ K) Matrixrisse auf. Basierend auf diesen Erkenntnissen wird ein ähnlicher Lagenaufbau von $[(0/90)_4]_s$ gewählt. Der Kreuzverbund ist die Laminatkonfiguration, in der die Unterschiede in der thermischen Ausdehnung zwischen den Lagen am größten sind und in der deshalb eine besonders starke Auswirkung der beschriebenen Effekte zu vermuten ist. Daher ist er zur Beantwortung der hier formulierten Hypothese gut geeignet. Durch die Wahl eines symmetrischen Lagenaufbaus werden Verformungskopplungen vermieden. Durch die Überlagerung der induzierten Spannungen auf Mikro- und auf Makroebene wird in den Kreuzverbunden eine stärkere Matrixrissebildung – also das Erreichen einer höheren Matrixrissdichte – als in den UD-Laminaten erwartet. Aufgrund dieser höheren Rissdichte werden die Laminatkennwerte – so die Vermutung – durch dieselbe thermische Zyklisierung stärker reduziert als die Kennwerte der UD-Lage. Zudem ist ein weiterer Schadenstyp – nämlich die Ausbildung von Delaminationen, ausgelöst durch das Wachsen und Interagieren der Matrixrisse – zu erwarten. Es sind somit folgende Fragen zu klären:

- Werden durch die thermische Zyklisierung Faser-Matrix-Ablösungen und Matrixrisse in den Lagen und Delaminationen der Einzellagen im MD-Verbund hervorgerufen?
- Führt die Überlagerung der Effekte auf Mikro- und Makroebene zu einer Degradation der Kennwerte des MD-Verbunds?
- Ist die Degradation der Laminatkennwerte stärker als die der UD-Kennwerte?

Um diese Fragen beantworten zu können, werden analog zu den Untersuchungen am UD-Verbund in Kapitel 4 Proben mit dem Laminataufbau $[(0/90)_4]_s$ hergestellt und mit bis zu 1000 thermischen Zyklen zwischen 293 K und 90 K konditioniert. Mittels Ultraschallprüfung wird das Material auf Delaminationen untersucht und so die erste der genannten Fragen geklärt. Zur Beantwortung dieser ersten Frage werden zudem mikroskopische Untersuchungen durchgeführt, da nur mit solchen Verfahren Faser-Matrix-Ablösungen und Matrixrisse sichtbar gemacht werden können. Zur Klärung der zweiten Frage werden sowohl an den konditionierten Proben als auch an nicht konditionierten Referenzproben Zug- und Druckversuche durchgeführt, um eine Degradation der Steifigkeiten und der Festigkeiten durch die thermische Zyklisierung feststellen zu können.

Die thermische Zyklisierung der MD-Proben erfolgt zusammen mit und analog der in Kapitel 4 beschriebenen Zyklisierung der UD-Proben. Auch aus dem MD-Laminataufbau werden Probenplatten hergestellt, aus denen nach der entsprechenden Konditionierung Proben für die mechanischen Tests und für die mikroskopischen Untersuchungen entnommen werden (vgl. Probenplatte der UD-Proben in Abbildung 4.3).

7.1 Mikroskopische Untersuchungen

Die Probenvorbereitung und die Durchführung der mikroskopischen Untersuchungen erfolgen analog zu dem in Kapitel 4 beschriebenen Vorgehen an den UD-Proben. Vor den Untersuchungen im KLSM wird zunächst der Lagenaufbau im optischen Auflichtmikroskop kontrolliert. Die Aufnahmen in Abbildung 7.2 zeigen bei den Probenplatten ab dem Zyklus 10 eine zusätzlich eingebrachte Mittellage mit einer Faserorientierung von 90° . Die Untersuchungen werden demnach an zwei verschiedenen

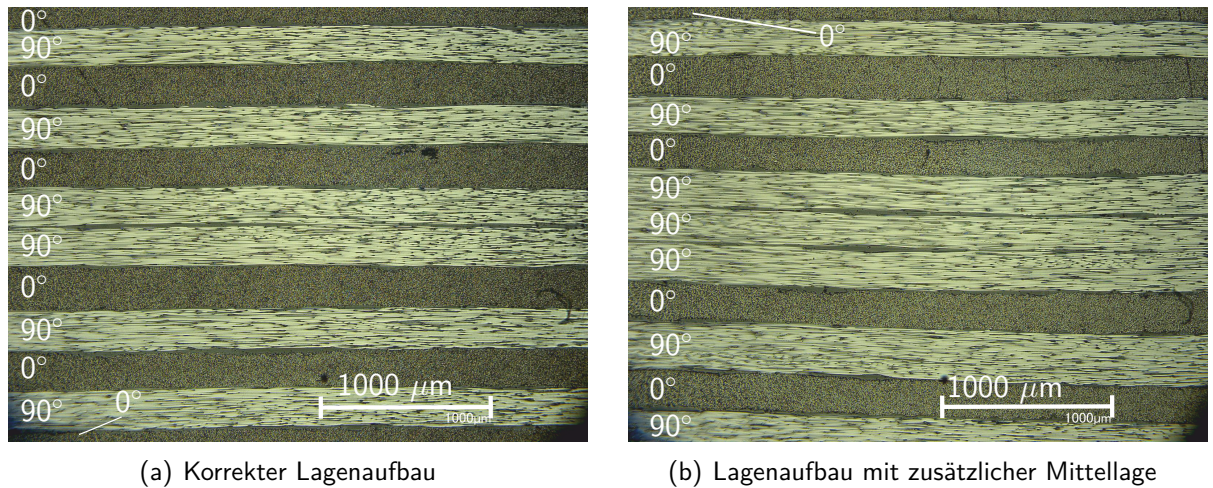
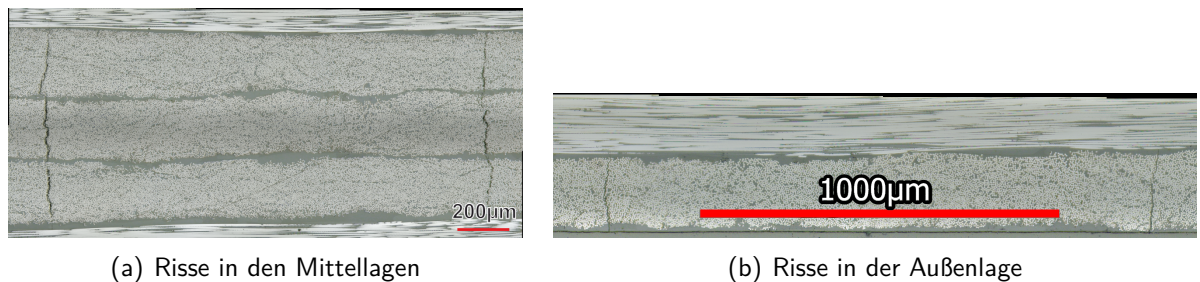


Abbildung 7.2: Mikroskopieaufnahme der MD-Proben zur Kontrolle des Lagenaufbaus

Abbildung 7.3: Matrixrisse in einem $[(0/90)_4/90/(0/90)_4]_s$ -Laminat nach 1000 thermischen Zyklen

Lagenaufbauten durchgeführt: Proben mit dem Lagenaufbau $[(0/90)_4]_s$ werden mit bis zu einem thermischen Zyklus konditioniert. Von diesem Lagenaufbau existieren auch Proben ohne Konditionierung. Der Lagenaufbau $[(0/90)_4/90/(0/90)_4]_s$ wird mit 10 bis 1000 thermischen Zyklen belastet. Nicht konditionierte Proben liegen von diesem Lagenaufbau nicht vor.

Die nicht zyklerten Referenzproben mit dem Lagenaufbau $[(0/90)_4]_s$ weisen keine Matrixrisse auf. Auch ein einzelner thermischer Zyklus ruft in diesem Laminat keine Matrixrisse hervor. Erst in den mit 1000 Zyklen konditionierten Proben des Laminats $[(0/90)_4/90/(0/90)_4]_s$ sind Matrixrisse sichtbar. In sieben von elf untersuchten Proben werden Risse entdeckt. Diese treten sowohl in den 0° - als auch in den 90° -Lagen auf. Sieben der entdeckten Risse verlaufen über die drei Mittellagen, s. Abbildung 7.3(a). Die anderen vier treten in den äußersten Lagen des Laminats auf, s. Abbildung 7.3(b). Über die nominelle Lagendicke von $0,333\text{ mm}$ und die nominelle Fläche der Mikroskopieproben von $10\text{ mm} \cdot 4\text{ mm} = 40\text{ mm}^2$ wird die durchschnittliche Rissdichte über alle Proben abgeschätzt. Die sieben Risse, die die drei Mittellagen überspannen, bilden eine Risslänge von $7 \cdot 3 \cdot 0,333\text{ mm} = 6,993\text{ mm}$. Hinzu kommt die Risslänge von vier Rissen, die eine Lage überspannen, also zusammen eine Risslänge von $4 \cdot 1 \cdot 0,333\text{ mm} = 1,332\text{ mm}$ aufweisen. Zusammen ergibt dies eine Gesamtrisslänge von $8,325\text{ mm}$ in den elf untersuchten Proben. Zur Berechnung der Rissdichte wird die Gesamtrisslänge auf die Gesamtfläche, also auf $11 \cdot 40\text{ mm}^2 = 440\text{ mm}^2$ bezogen und ergibt somit einen Wert von ca. $0,019\text{ }1/\text{mm}$, der auch als Rissfläche pro Probenvolumen interpretiert werden kann.

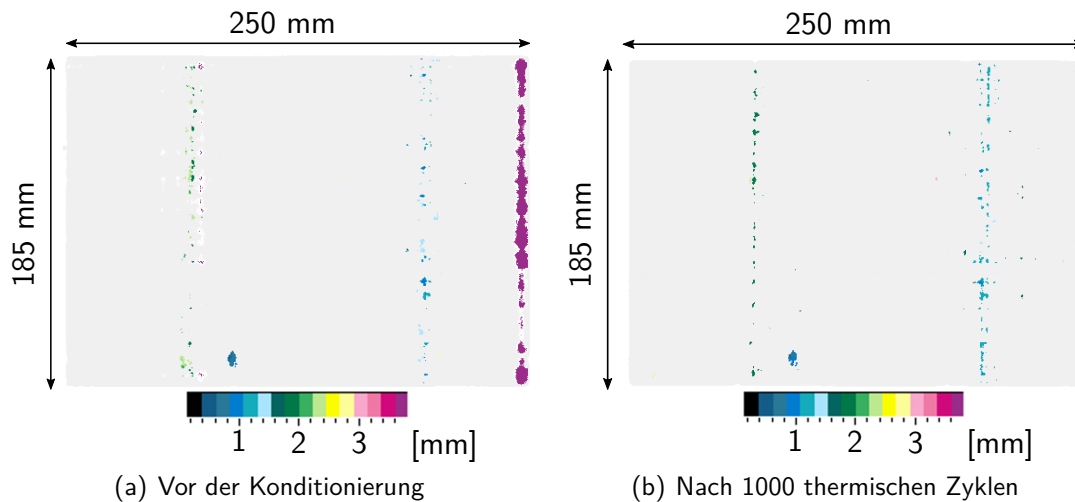


Abbildung 7.4: D-Scan der Probenplatte für Zugproben an MD-Laminaten vor und nach der thermischen Zyklisierung

7.2 Ultraschallprüfung

Die Ultraschallprüfungen werden an den Probenplatten vor und nach der thermischen Zyklisierung durchgeführt. Erst nach der Ultraschalluntersuchung erfolgt die Applikation der Aufleimer und die Probenentnahme für die quasi-statischen Tests und die Mikroskopie. Im Ultraschall können Delaminationen zwischen den Lagen und größere Ansammlungen von Matrixrissen detektiert werden. Aufgrund der Wellenlänge des Ultraschalls können jedoch keine einzelnen Matrix- oder Faserbrüche aufgelöst werden. Es werden die D-Scans ausgewertet, da diese eine Tiefeninformation vorhandener Schäden liefern. Die Abbildungen 7.4 und 7.5 zeigen die Ergebnisse der Ultraschalluntersuchung exemplarisch für die mit 1000 Zyklen konditionierten Probenplatten vor und nach der Konditionierung. Die vertikalen und horizontalen Linien in den D-Scans zeigen Stöße von nebeneinanderliegendem Fasermaterial. Dies ist bei der Herstellung notwendig, wenn das gefertigte Bauteil größer ist als das Faserhalbzeug. Dann müssen zwei Bahnen des Fasergeleges auf Stoß nebeneinandergelegt werden. Bei der darüberliegenden Lage wird der Stoß an einer anderen Stelle positioniert, damit der Stoß der unteren Lage überdeckt wird. Die D-Scans der mit 1000 thermischen Zyklen konditionierten Platten (Abbildung 7.4(b) und Abbildung 7.5(b)) lassen keine Delaminationen und auch keine Anhäufung von Matrixschäden erkennen. Dies gilt auch für das Beckenbodenecho, das im Hinblick auf Matrixrisse etwas sensibler ist, in den Abbildungen C.1 und C.2 in Anhang C. Die thermische Zyklisierung ruft in dem Laminat keine Schädigung hervor, die mit Ultraschall detektiert werden kann.

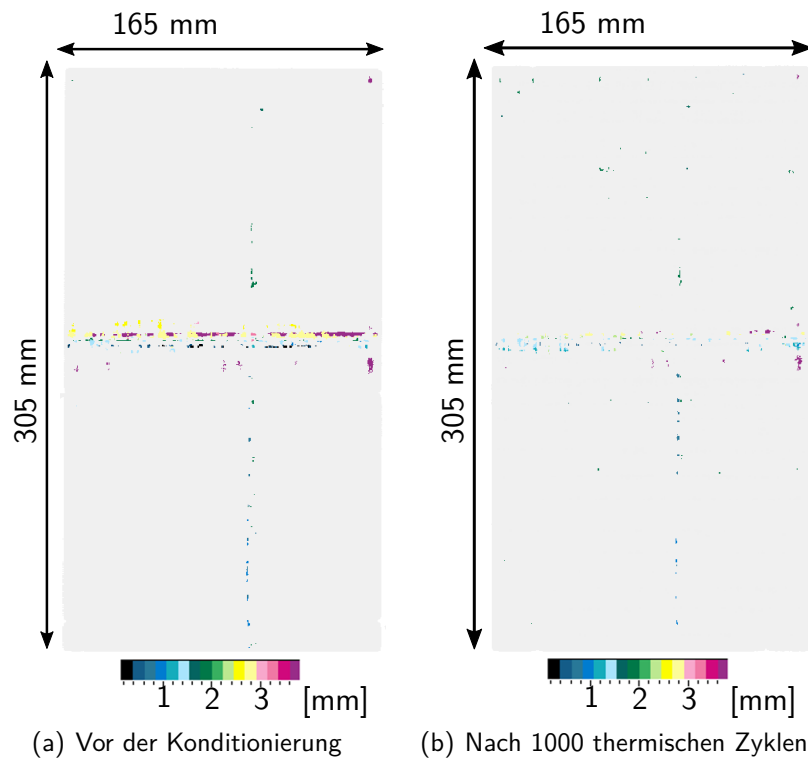


Abbildung 7.5: D-Scan der Probenplatte für Druckproben an MD-Laminaten vor und nach der thermischen Zyklisierung

7.3 Mechanische Prüfung

Die mechanische Prüfung der MD-Proben erfolgt nach den Normen DIN EN ISO 527-4 (Probentyp 2) und DIN EN ISO 14126 (Probentyp B2). Da die Versuche an MD-Laminataufbauten durchgeführt werden, werden hier keine Materialkennwerte des verwendeten Werkstoffs IM7/Epoxid bestimmt. Es handelt sich vielmehr um „Strukturkennwerte“ des Laminats. Daher wird im Folgenden nicht von einem „E-Modul“, sondern von der „Steifigkeit“ des Laminats gesprochen. Der Begriff „Festigkeit“ wird beibehalten, auch wenn es sich hierbei korrekterweise um die auf den Ausgangsquerschnitt bezogene Bruchlast des Laminats handelt.

Die Geometrie der Zugproben weicht von den Empfehlungen der Norm (DIN EN ISO 527-4) ab. Die darin empfohlene Probenbreite beträgt 25 mm oder 50 mm. Obwohl eine Probenbreite von 25 mm angestrebt wurde, werden die Proben aufgrund eines Fertigungsfehlers mit 15 mm Breite gefertigt und getestet. Die Abweichung von der Norm ist für diese Versuche nicht kritisch, da diese Tests nicht zur Bestimmung von Materialkennwerten dienen, sondern lediglich der Einfluss der thermischen Zyklisierung auf die Laminatkennwerte untersucht werden soll. Es sind demnach nicht die absoluten Kennwerte von Interesse, sondern die Relation zwischen ihnen.

Wie bereits in Kapitel 7.1 erwähnt, zeigen die Auflichtmikroskopaufnahmen zur Kontrolle des Lagenaufbaus bei den Probenplatten ab dem Zyklus 10 eine aufgrund eines Fertigungsfehlers zusätzliche Mittellage mit einer Faserorientierung von 90° . Die Versuchsergebnisse an diesen Proben können zunächst nicht mit denen der Referenzproben und denen der mit einem Zyklus konditionierten Proben verglichen werden. Daher werden die Messwerte bei einem und bei 10 Zyklen in den Diagrammen in Abbildung 7.6 nicht verbunden. Die Diagramme zeigen die gemessenen Steifigkeiten und Festigkeiten der beiden Lagenaufbauten in Abhängigkeit von der Zyklenzahl als graue Punkte und Linien. Der Einfluss der zusätzlichen Mittellage wird vor allem in der Drucksteifigkeit, Abbildung 7.6(b), deutlich. Um die Messdaten aus den verschiedenen Lagenaufbauten dennoch vergleichbar zu machen, wird die Kennwertreduktion durch die zusätzliche Mittellage mittels CLT und dem Versagenskriterium nach

Puck [132] abgeschätzt. Die darüber korrigierten Kennwerte für den Lagenaufbau mit zusätzlicher Mittellage werden als schwarze Punkte in den Diagrammen der Abbildung 7.6 eingetragen und mit schwarzen Linien verbunden. Die folgende Auswertung bezieht sich auf diese korrigierten Daten.

Zur Bewertung des Einflusses der thermischen Zyklierung auf die Kennwerte des Kreuzlaminats wird erneut die in Anhang B beschriebene statistische Testmethode angewendet. Alle Steifigkeiten und Festigkeiten des Kreuzlaminats bleiben über die Anzahl der thermischen Zyklen weitestgehend konstant. Damit liegen alle Parameter für alle Zyklenzahlen innerhalb des Gültigkeitsbereichs (graues Band in den Grafiken), in dem die Kennwerte dann liegen, wenn *kein* signifikanter Einfluss der thermischen Zyklierung zu verzeichnen ist. Die Zugfestigkeit der Lamine kann aufgrund des Versagens der Aufleimer-Proben-Anbindung vor Erreichen der Laminatfestigkeit nicht bestimmt werden. Lediglich drei Proben brechen kurz vor Versagen der Aufleimer-Proben-Anbindung. Das Aufleimerversagen tritt durchschnittlich bei einer auf den Querschnitt der Proben bezogenen Last von 1313 MPa ein. Sollte eine Degradation der Laminatfestigkeit unter Zug eintreten, so fallen die degradierten Kennwerte nicht unter diesen Wert. Er wird als Mindestzugfestigkeit für alle konditionierten Lamine festgehalten.

Insgesamt zeigen die Versuchsergebnisse für das untersuchte Kreuzlaminat keine signifikante Kennwertdegradation durch die thermische Zyklierung. Selbst die Überlagerung von thermisch induzierten Spannungen auf Mikro- und Makroebene führt zu keiner nennenswerten makroskopisch sichtbaren Ermüdung des Materials. In MD-Verbunden übernehmen vor allem die in Lastrichtung orientierten Lagen die lasttragende Funktion. Da die beobachteten Matrixrisse quer zur Faser liegen, haben sie auf die Eigenschaften der Lagen in Faserrichtung keinen Einfluss, sodass diese ihre lasttragende Funktion weiterhin übernehmen können. Ggf. kann eine hohe Matrixrissdichte zum Verlust der Stützfunktion unter Druckbelastung führen. Aber auch unter Druckbelastung werden die Einzellagenkennwerte weitestgehend von der Faser dominiert. Dies erklärt möglicherweise, warum die Druck- und Zugeigenschaften des Kreuzlaminats trotz der auftretenden Matrixrisse nicht signifikant reduziert werden. Ein größerer Einfluss ist auf die Schubeigenschaften des Laminats zu vermuten, da diese auch in einem MD-Verbund matrixgetrieben sind.

7.4 Beobachtete Ermüdungsphänomene auf Makroebene

Der Einfluss der Überlagerung thermisch induzierter Spannungen auf Mikro- und auf Makroebene wurde anhand thermisch zyklierter Kreuzlamine untersucht, um damit die dritte Hypothese zu untersuchen:

„Kommen in einem thermisch zyklerten CFK-Laminat zu den Effekten der Mikroebene die Effekte der Makroebene hinzu, ist die Ermüdung des Materials signifikant stärker, als wenn nur der Effekt der Mikroebene wirken würde.“

Anhand der Versuchsergebnisse können die auf diese Hypothese bezogenen und zu Beginn des Kapitels formulierten Fragen wie folgt beantwortet werden:

- Die thermische Zyklierung ruft nach 501 bis 1000 Zyklen Matrixrisse im Kreuzlaminat hervor.
- Durch die thermische Zyklierung werden keine Delaminationen der Einzellagen im MD-Verbund hervorgerufen.
- Die thermische Zyklierung bis zu 1000 Zyklen verursacht keine Degradation der Kennwerte des MD-Verbunds.

Die Überlagerung der Effekte auf Mikro- und Makroebene ruft nach frühestens 501 und nach spätestens 1000 Zyklen Matrixrisse im Material hervor. Die Rissdichte ist jedoch zu gering, um Delaminationen auszulösen oder die Materialkennwerte des Laminats signifikant herabzusetzen. Es treten zwar Ermüdungserscheinungen auf, makroskopisch sind sie jedoch nicht sichtbar. Dennoch sind die Ergebnisse ein Indiz für die Richtigkeit der dritten Hypothese. Im Gegensatz zu den UD-Proben weisen die Kreuzlamine nach thermischer Zyklierung eine signifikante Anzahl von Matrixrissen auf. Die Überlagerung der thermisch induzierten Spannungen auf Mikro- und auf Makroebene führt also zu einer stärkeren Schädigung als die thermisch induzierten Spannungen auf der Mikroebene allein. Da jedoch innerhalb von 1000 thermischen Zyklen keine Degradation der makroskopischen Laminatkennwerte festgestellt wird, kann die Hypothese nicht vollständig verifiziert werden. Die Vermutung, dass höhere Zyklenzahlen im untersuchten Temperaturbereich weitere Matrixrisse und damit ab einer gewissen Zyklenzahl auch eine Degradation der Laminatkennwerte bewirken, ist naheliegend. Mechanische und mikroskopische Untersuchungen an Kreuzlaminaten, die weit mehr als 1000 Zyklen zwischen Raumtemperatur und 90 K oder einer größeren Temperaturdifferenz ausgesetzt sind, könnten daher zu einer erweiterten Verifikation der Hypothese beitragen.

Eine entscheidende Frage können die bisherigen Ergebnisse nicht beantworten: Wird die Schädigung vorrangig durch die thermisch induzierten Spannungen auf der Makroebene herbeigeführt oder sind die thermisch induzierten Spannungen auf der Mikroebene maßgeblich daran beteiligt? Diese Frage ist jedoch für die Beantwortung der ersten Forschungshypothese

„Der Beitrag der auf Faser-Matrix-Ebene thermisch induzierten Spannungen zur Ermüdung eines CFK-Laminats unter zyklischer Temperaturbelastung ist – unter Berücksichtigung der Streuung der Kennwerte – signifikant.“

relevant. Sie kann nur rechnerisch nach geeigneter Modellbildung beantwortet werden, da sich experimentell kein Faserverbund untersuchen lässt, in dem nur der Makroeffekt wirkt.

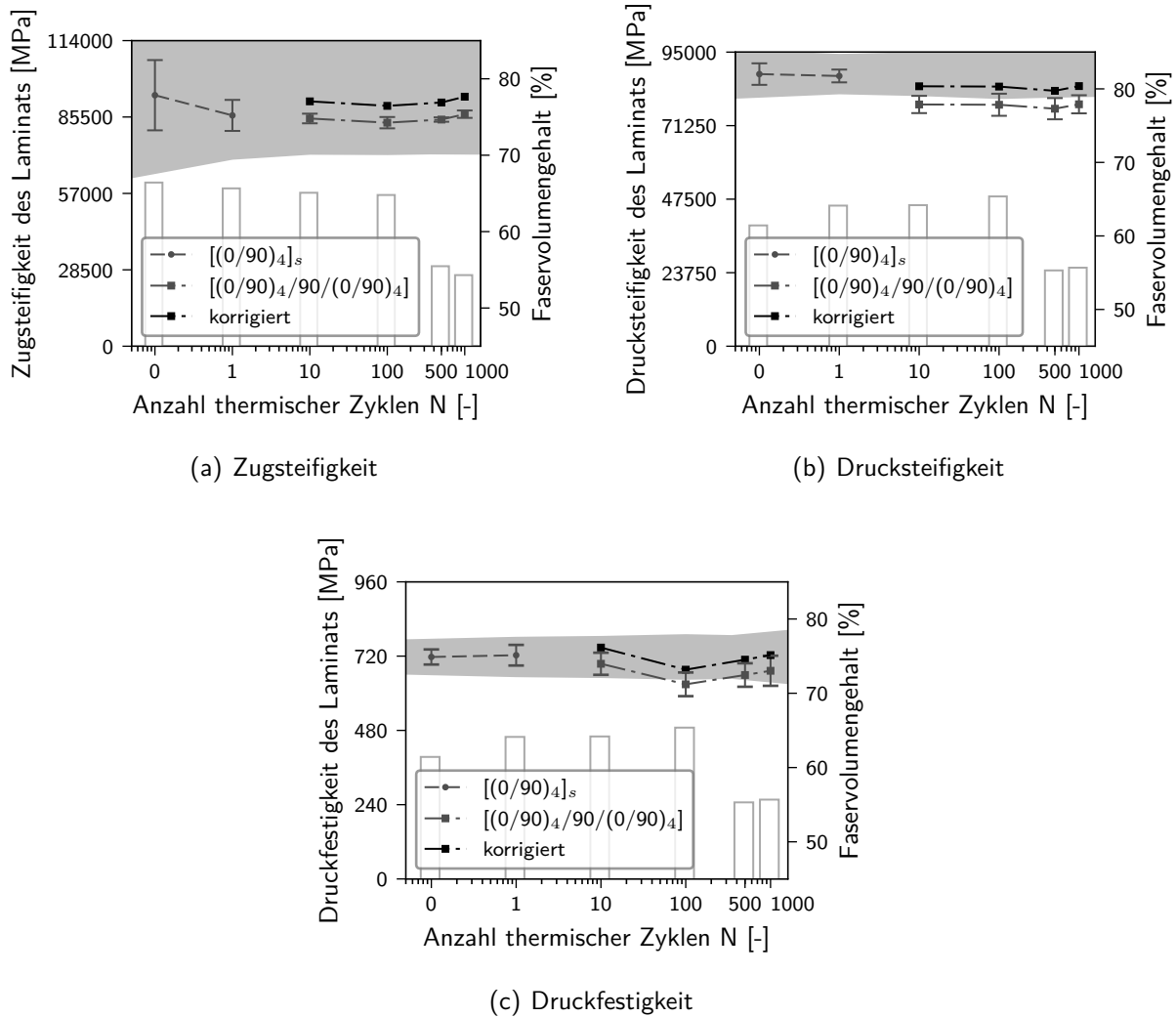


Abbildung 7.6: Kennwerte der MD-Verbundproben in Abhängigkeit von der zyklischen thermischen Konditionierung; die grauen Punkte und Linien zeigen die Messwerte; die schwarzen Linien und Punkte zeigen die bzgl. des abweichenden Lagenaufbaus korrigierten Kennwerte; das graue Band gibt das Gültigkeitsintervall für *keinen* signifikanten Einfluss der thermischen Zyklisierung an; das Säulendiagramm zeigt den durchschnittlichen Faservolumengehalt der Probenplatten für jede Zyklenzahl

8 Modellierung der makroskopischen Ermüdungsphänomene

Mit den experimentellen Untersuchungen an thermisch zyklerten $[(0/90)_4]_s$ -Verbunden (beschrieben im vorherigen Kapitel 7) kann die Frage, ob die thermisch induzierten Spannungen auf der Mikroebene maßgeblich an der Schädigung des Verbunds beteiligt sind, nicht beantwortet werden. Denn im Versuch können der Mikro- und der Makroeffekt nicht separiert betrachtet werden. Deshalb muss diese Frage simulationsbasiert geklärt werden. Dazu wird zuallererst ein Modell benötigt, das die Ermüdungsschädigung von homogenisierten UD-Verbunden beschreibt. Die Ableitung eines solchen Modells ist Thema des vorliegenden Kapitels. Dabei wird noch nicht auf die Möglichkeit, den Mikroeffekt in der makromechanischen Modellierung zu berücksichtigen, eingegangen. Dies ist Thema des Abschnitts 10 in Teil III der vorliegenden Arbeit. Der im jetzigen Kapitel abgeleitete Modellierungsansatz liefert dennoch eine wichtige Basis für die Ermüdungssimulation thermisch zyklierter FVK mit Berücksichtigung des Mikroeffekts und trägt so zur Klärung der ersten Forschungshypothese bei.

8.1 Modellierung der Ermüdungsschädigung im Verbund

Zur Untersuchung des Einflusses von auf der Mikroebene thermisch induzierten Spannungen auf das Ermüdungsverhalten eines Laminats muss das makromechanische Ermüdungsschädigungsverhalten berechnet werden. Im Sinne einer Übertragbarkeit auf verschiedene Laminataufbauten ist es hierbei das Ziel, die Ermüdungsschädigung auf Ebene der UD-Einzellage für beliebige Beanspruchungszustände abzubilden. Die Beschreibung auf UD-Ebene ist insbesondere deshalb wichtig, weil thermische Belastungen im Laminat einen komplexen, multiaxialen und vom konkreten Laminataufbau abhängigen inneren Spannungszustand hervorrufen. Das betrifft auch Beanspruchungsparameter wie das Spannungsverhältnis und, sobald eine Schädigung und damit einhergehend Lastumlagerungen eintreten, auch die Veränderung der Beanspruchungsamplituden. Zusammengefasst werden demnach folgende Anforderungen an das makromechanische Ermüdungsschädigungsmodell gestellt:

- Unabhängigkeit von Lagenaufbau und Geometrie
- Berücksichtigung von Materialdegradation und Lastumlagerungen
- Berücksichtigung des Mittelspannungseinflusses (Spannungsverhältnis)
- nichtlineare Schadensakkumulation zur Berücksichtigung der Ermüdung unter variablen Amplituden (Lastreihenfolgeeffekt)
- Kalibrierbarkeit

Dem zuletzt genannten Aspekt kommt unter dem Gesichtspunkt der Anwendbarkeit und auch der Übertragbarkeit des Modells auf andere Materialien eine große Bedeutung zu. Denn ein Modell, dessen Parameter nicht mit experimentellen Versuchen kalibriert werden können, ist von vornherein kaum für Vorhersagen geeignet und lässt sich schwierig bis gar nicht auf andere Anwendungsfälle übertragen. Die Parameter des hier verwendeten Modells sollen daher mit den Standardversuchen der quasi-statischen und der zyklischen Materialcharakterisierung bestimmbar sein.

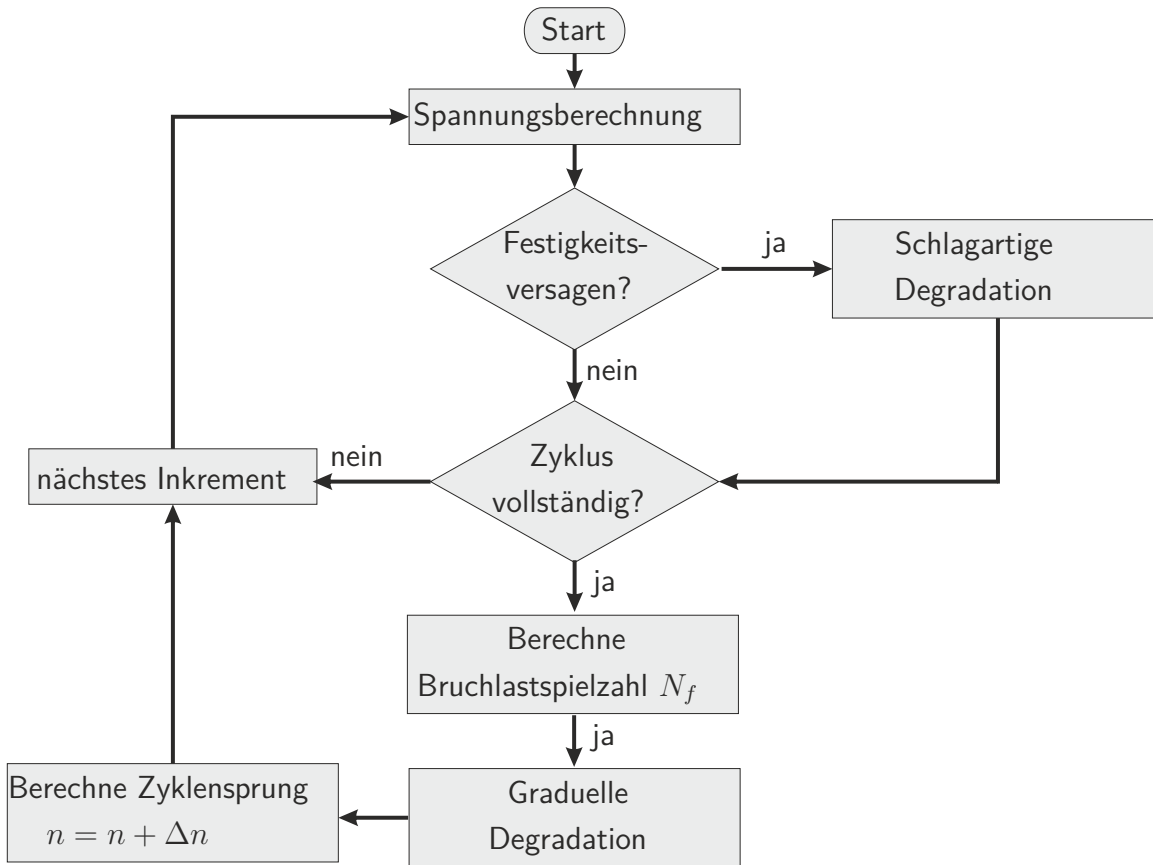


Abbildung 8.1: Flussdiagramm des Ermüdungsschädigungsmodells, basierend auf Shokrieh [156] und Shokrieh und Lessard [157, 158]

Kapitel 2 geht bereits auf die Vielzahl von Modellen zur Beschreibung der Lebensdauer und des Ermüdungsverhaltens von Faserverbunden und den Vorschlag von Degriek und Van Paepegem [33] zur Kategorisierung solcher Modelle ein. Mit den oben genannten Kriterien scheiden reine Lebensdauermodelle aus, da diese Materialdegradation und Lastumlagerungen nicht berücksichtigen. Mechanismenbasierte Schädigungsmodelle, basierend auf der Modellierung des zugrunde liegenden Schädigungsmechanismus, sind sehr komplex und nicht mit den Standardversuchen kalibrierbar. Ein phänomenologisches Degradationsmodell ist für die oben genannten Anforderungen die beste Wahl. Als Basis für die makromechanische Ermüdungsschädigungsmodellierung in der vorliegenden Arbeit wird das Modell von Shokrieh und Lessard [157, 158] herangezogen. Degriek und Van Paepegem [33] kategorisieren dieses Modell als (mechanismenbasiertes) progressives Schädigungsmodell. Zwar bildet das Modell die zyklische Degradation von Steifigkeiten und Festigkeiten ab (und ist damit „progressiv“), jedoch wird diese aus gemessenen Steifigkeits- und Festigkeitsverläufen ermittelt und basiert nicht auf der Modellierung der Schädigungsmechanismen selbst. Deshalb wird in der vorliegenden Arbeit vorgeschlagen, das Modell in die Gruppe der phänomenologischen Degradationsmodellen einzuordnen. Nichtsdestotrotz bewerten Degriek und Van Paepegem [33] das Modell als sehr vielversprechend, da es im Vergleich zur restlichen Modelllandschaft ein sehr allgemeingültiges sei. Die Autoren Shokrieh und Lessard [158] selbst schreiben Folgendes über ihre Forschungsarbeit zu dem Modell:

„The main objective of this research is to establish a model to simulate the fatigue behaviour of composite laminates under general conditions (loading, geometry, etc.) [...] A general model must not be limited to a special geometry, lay-up, loading condition, boundary condition, loading ratio or loading sequence.“ [158], S. 1058ff.

Nach Einschätzung der Autoren Shokrieh und Lessard [158] leistet das Modell demnach genau das, was als Anforderung an das makromechanische Ermüdungsschädigungsmodell für die vorliegende Arbeit gestellt wird. Zudem sind die Modellkennwerte mit den quasi-statischen und den zyklischen Standardversuchen bestimmbar. Obwohl das Modell mit dem Anspruch der allgemeinen Anwendbarkeit entwickelt wurde, existieren Einschränkungen, die im Folgenden noch aufgezeigt werden. Dazu wird das Modell im nächsten Abschnitt erläutert und eine Anpassung vorgeschlagen, mit der es dem Anspruch an Allgemeingültigkeit gerechter wird. Zusätzlich wird das Modell für die Anwendbarkeit auf Ermüdung bei verschiedenen Umgebungstemperaturen erweitert.

Abbildung 8.1 zeigt ein Flussdiagramm des Ermüdungsschädigungsmodells von Shokrieh und Lessard [158]. Dieser grundlegende Ablauf wird in der vorliegenden Arbeit übernommen. Wie in dem Flussdiagramm zu erkennen ist, besteht das Modell aus den folgenden Hauptkomponenten:

- Spannungsberechnung
- (quasi-statische) Versagensanalyse
- Lebensdauerberechnung
- schlagartige Materialdegradation
- graduelle Materialdegradation

Die Spannungsberechnung ermittelt die aus der aufgetragenen Belastung resultierenden Spannungen. Sie sind die essenzielle Grundlage für die Lebensdauer- und Schädigungsberechnung. Dieser Berechnung liegen die konstitutiven Materialgleichungen zugrunde. Die Versagensanalyse prüft, ob der aktuelle Spannungszustand die aktuellen Festigkeitswerte überschreitet. Ist dies der Fall oder ist die Lebensdauer des Materialpunkts erreicht (ermittelt in der Lebensdauerberechnung), werden die Materialeigenschaften schlagartig degradiert. Ist dies nicht der Fall, wird eine graduelle Degradation aufgebracht, die aus dem Fortschreiten der Zyklenzahl resultiert und deren Verlauf experimentell bestimmt wird.

Basierend auf den Erkenntnissen aus den experimentellen Untersuchungen (Kapitel 7) könnte argumentiert werden, dass Degradationsmodelle für die Berechnung thermisch zyklierter Verbunde nicht erforderlich sind, da keine signifikante Schädigung festgestellt werden kann. Diese Aussage gilt jedoch nur für das hier untersuchte Material und zudem nur für die untersuchte Anzahl von Zyklen des hier definierten Temperaturzyklus. Da in der vorliegenden Arbeit Berechnungen über den experimentell untersuchten Zyklenzahl- und Temperaturbereich hinaus erfolgen sollen, muss das Modell auch Materialdegradation in Betracht ziehen.

Im Folgenden wird näher auf die einzelnen Komponenten des Modells eingegangen. Dabei werden die Grundzüge des zugrunde liegenden Modells von Shokrieh und Lessard [158] beschrieben. Auf detaillierte Beschreibungen wird jedoch verzichtet, da das Modell sehr gut in den Veröffentlichungen von Shokrieh und Lessard [157, 158] dokumentiert ist. Stattdessen werden die für die vorliegende Arbeit vorgenommenen Modifikationen und die Übertragung auf verschiedene Umgebungstemperaturen herausgestellt. Diese wurden bereits in einem Artikel von Lüders et al. [107] veröffentlicht. Dennoch soll für das Gesamtverständnis der vorliegenden Arbeit an dieser Stelle noch einmal darauf eingegangen werden.

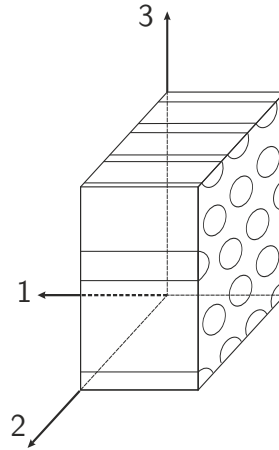


Abbildung 8.2: Materialkoordinatensystem der UD-Lage

8.1.1 Spannungsberechnung

Eine möglichst gute Annäherung der Spannungen im Bauteil ist eine essenzielle Voraussetzung für die Lebensdauer- und Schädigungsberechnung, da beide Funktionen der Spannungen sind. Die Spannungsanalyse auf der in diesem Kapitel adressierten Makroebene erfolgt auf Ebene der UD-Einzellage, wobei die Spannungs-Dehnungs-Beziehung in Gleichung 8.1 genutzt wird.

$$\sigma_{ij} = C_{ijkl}(T, \varepsilon) \cdot (\varepsilon_{kl} - \Delta T \cdot \alpha_{kl}(T)) \quad (8.1)$$

Die Elastizitätsmatrix $C_{ijkl}(T, \varepsilon)$ kann mithilfe der Ingenieurskonstanten der UD-Lage aufgestellt werden. Um den Einfluss der Temperatur T zu berücksichtigen, werden die Ingenieurskonstanten temperaturabhängig definiert. Dies gilt auch für die Wärmeausdehnungskoeffizienten α_{kl} . Shokrieh und Lessard [158] gehen für die UD-Lage von einem transversal-isotropen Materialverhalten aus und verwenden die entsprechende Formulierung für die Elastizitätsmatrix [8]. Dabei unterscheiden sich die Eigenschaften der UD-Lage in Faserrichtung (1-Richtung) von denen quer zur Faser (2- und 3-Richtung), s. Abbildung 8.2. Sobald ein Schädigung auftritt, kann das Material seine transversal-isotropen Eigenschaften verlieren. Die Materialkennwerte sind dann unterschiedlich in 2- und 3-Richtung. Deshalb wird in der vorliegenden Arbeit vom allgemeineren orthotropen Materialverhalten ausgegangen und die in Altenbach et al. [8] dafür aufgestellte Formulierung der Elastizitätsmatrix verwendet. Der enthaltene Spezialfall der Transversalisotropie wird für das ungeschädigte Material angenommen. Basierend auf dieser Annahme können die für das verwendete Material experimentell nicht bestimmten Ingenieurskonstanten in Dickenrichtung aus den gemessenen Parametern geschätzt werden:

$$E_{33} = E_{22} \quad G_{13} = G_{12} \quad G_{23} = \frac{E_{22}}{2 \cdot (1 + \nu_{23})} \quad (8.2)$$

Das Normal- und das Querschubverhalten der UD-Schicht unter quasi-statischer Belastung werden als linear bis zum Versagen angenommen. Unter *In-plane*-Schub zeigt der Verbund ein stark nicht-lineares Spannungs-Dehnungs-Verhalten, das über das Modell von Krause [92, 93] abgebildet wird. Damit erfolgt die Berechnung der Schubspannung τ aus der Schubverzerrung γ über den initialen Schubmodul im linearen Bereich der Spannungs-Dehnungs-Kurve G und den Nichtlinearitätsparameter δ .

$$\tau = \frac{G}{\exp(\delta \cdot |\gamma|)} \gamma \quad (8.3)$$

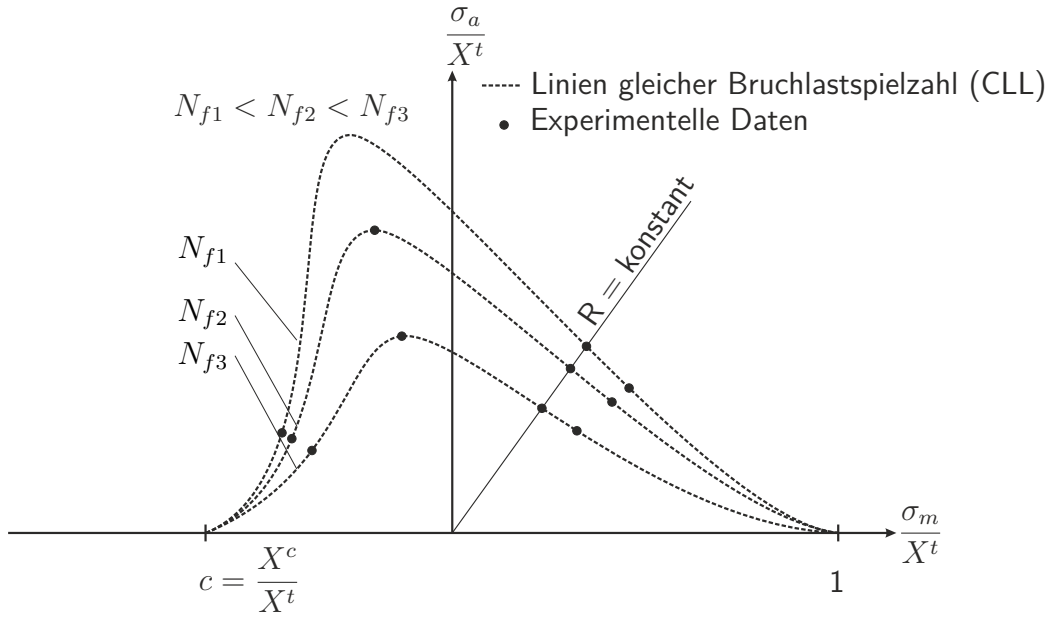


Abbildung 8.3: Schematische Darstellung eines CLDs

Der Materialparameter δ bestimmt den Grad der Nichtlinearität. Für $\delta = 0$ ergibt sich eine lineare Spannungs-Dehnungs-Beziehung. Beide Materialparameter werden mit einem Regressionsalgorithmus, basierend auf der Methode der kleinsten Fehlerquadrate, aus Spannungs-Dehnungs-Daten aus Schubversuchen am UD-Verbund ermittelt. Der Spannungsgrenzwert von Gleichung (8.3) bei hohen Schubverzerrungen ist null. Das Spannungsmaximum wird im Punkt $(1/\delta | G/e\delta)$ erreicht. Es muss sichergestellt sein, dass der darauffolgende, für ein elastisches Modell ungewöhnliche Spannungsabfall nicht vor Erreichen der Schubfestigkeit auftritt. Andernfalls kann das Modell nicht zur Beschreibung des Materialverhaltens verwendet werden.

8.1.2 Berechnung der Bruchlastspielzahl

Die Bestimmung der ertragbaren Lastwechselzahl unter einer bestimmten Beanspruchung erfolgt im Modell nach Shokrieh und Lessard [158] auf Basis einer Masterkurve. Diese Masterkurve fasst die Wöhlerlinien bei verschiedenen Spannungsverhältnissen in einer Gleichung zusammen. Der Grundgedanke dieses Ansatzes ist es, aus den gegebenen Beanspruchungsparametern (Oberspannung σ_o , Spannungsverhältnis R) einen Ermüdungsbeanspruchungsparameter zu ermitteln, der dann mit der Bruchlastspielzahl N_f in Relation gesetzt wird. Diese Beziehung zwischen Ermüdungsbeanspruchungsparameter und Bruchlastspielzahl N_f wird anhand der Wöhlerlinien bei verschiedenen getesteten Spannungsverhältnissen ermittelt. Die Beziehung wird dann zur Ermittlung der Bruchlastspielzahl bei anderen, nicht getesteten Spannungsverhältnissen genutzt.

Der Ansatz von Shokrieh und Lessard [158] geht auf das Haigh-Diagramm zurück. Haigh-Diagramme, auch CLDs genannt, können den Mittelspannungseinfluss (Einfluss des Spannungsverhältnisses) auf die Bruchlastspielzahl und die Zug/Druck-Asymmetrie von FVK darstellen. Oftmals werden normierte CLDs verwendet. Wie in Abbildung 8.3 wird in diesen CLDs für verschiedene Bruchlastspielzahlen die zugehörige, mit der Zugfestigkeit normierte Spannungsamplitude ($a = \sigma_a/R^t$) über der zugehörigen, mit der Zugfestigkeit normierten Mittelspannung ($q = \sigma_m/X^t$) aufgetragen. Datenpunkte gleicher Lebensdauer werden zu CLL verbunden. Eine Möglichkeit, diese CLLs mathematisch zu beschreiben, wurde von der Forschungsgruppe um Adam [4, 47, 59] veröffentlicht. Gleichung 8.4 beschreibt eine glockenförmige CLL, deren Form der rechten und linken Seite von den Parametern u bzw. v bestimmt wird.

$$a = f (1 - q)^u (c + q)^v \quad (8.4)$$

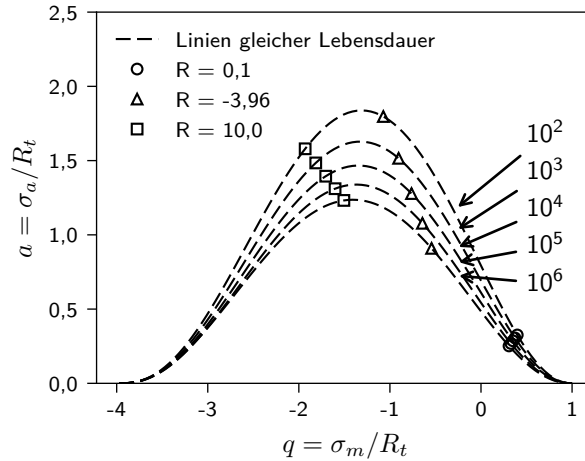


Abbildung 8.4: Ergebnis des Parameterfittings der CLLs mit separaten Parametern f , u und v für alle Bruchlastspielzahlen im Vergleich mit den Versuchsdaten¹

Sind die Parameter u und v gleich, ergibt sich eine symmetrische Glockenkurve. Es gibt unterschiedliche Annahmen, inwiefern die Parameter von Gleichung (8.4) von der Bruchlastspielzahl abhängig sind oder inwieweit sie als Materialkonstante angesehen werden können [4, 47, 59]. Im Ansatz von Gathercole et al. [47], den auch Shokrieh und Lessard [158] für ihre Masterkurve verwenden, wird der Parameter f als Materialkonstante und die Parameter u und v als abhängig von der Bruchlastspielzahl betrachtet. Dabei werden u und v gleichgesetzt, also eine symmetrische Glockenkurve angenommen. Der verbleibende, von der Bruchlastspielzahl abhängige Parameter u wird als Ermüdungsbeanspruchungsparameter interpretiert. Dieser wird nach Umstellen der Gleichung (8.4) mit $u = v$ aus den Beanspruchungsparametern berechnet und dann über eine lineare Funktion mit dem dekadischen Logarithmus der Bruchlastspielzahl in Beziehung gesetzt:

$$u = \frac{\ln(a/f)}{\ln[(1-q)(c+q)]} = C + D \cdot \log_{10}(N_f) \quad (8.5)$$

Die Gleichung, die den Ermüdungsbeanspruchungsparameter u und die Bruchlastspielzahl N_f in Beziehung setzt, wird als Masterkurve bezeichnet. Da Spannungsamplitude und Mittelspannung in den Parameter u eingehen, wird mit dieser Masterkurve der Einfluss des Spannungsverhältnisses auf die Lebensdauer berücksichtigt.

Bei der Überprüfung der Gültigkeit von Gleichung (8.5) wird eine Division durch null für den Fall $q = 0$ mit $c = 1$ festgestellt, wobei $q = 0$ einer zyklischen Beanspruchung mit einer Mittelspannung von $\sigma_m = 0$ entspricht und $c = 1$ bei gleichen Festigkeiten unter Zug- und Druckbeanspruchung auftritt. Für einen FVK ist dies für Schubbeanspruchungen der Fall, da die Festigkeit für diese unabhängig vom Vorzeichen der Spannungen ist. Für Normalbeanspruchungen sind die Festigkeiten unter Zug- und Druckbeanspruchung i.d.R. verschieden. Die Division durch Null für $q = 0$ mit $c = 1$ wirkt sich negativ auf die Allgemeingültigkeit des Modells aus, da es in dieser Formulierung nicht für einen wechselnd unter Schub beanspruchten FVK anwendbar ist. Deshalb wird für das in der vorliegenden Arbeit untersuchte Material, ausgehend von der Grundgleichung (8.4), ein neuer Ansatz für die Masterkurve abgeleitet. Die Herleitung wird im Folgenden exemplarisch anhand der Wöhlerdaten von quer zur Faserrichtung belasteten UD-Verbunden gezeigt.

¹Messdaten verwendet mit freundlicher Genehmigung der IABG

Tabelle 8.1: Parameter f , u und v der CLLs für verschiedene Bruchlastspielzahlen N_f

Bruchlastspielzahl N_f	f	u	v	Korrelation
10^2	0,023	2,235	2,574	1,00
10^3	0,021	2,237	2,542	0,98
10^4	0,019	2,252	2,523	0,96
10^5	0,017	2,267	2,491	0,94
10^6	0,017	2,272	2,422	0,92
\bar{r}	9,72 %	0,60 %	1,73 %	

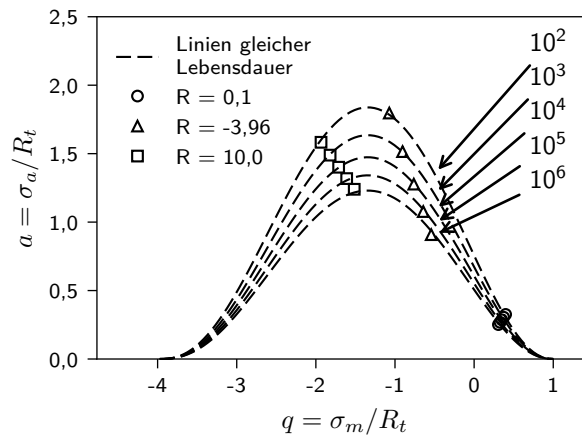


Abbildung 8.5: Ergebnis des Parameterfittings der CLLs mit konstanten Parametern u und v für alle Bruchlastspielzahlen und variablem Parameter f im Vergleich mit den Versuchsdaten²

Damit beide Seiten der CLLs durch die Versuchsdaten ausreichend gut bestimmt werden können, werden Wöhlerdaten sowohl für positive als auch für negative Mittelspannungen benötigt. Für das Material IM7/Epoxid in Faserquerrichtung können Daten für $R = 0,1$, $R = 10$ und $R = -3,96$ mit freundlicher Genehmigung der IABG verwendet werden.

Als Erstes werden die Ermüdungsdaten der getesteten Spannungsverhältnisse in das Haigh-Diagramm eingetragen. Dafür wird für verschiedene Bruchlastspielzahlen über die Gleichung der Wöhlerlinie

$$\sigma_{max} = \sigma_o, |\sigma_u| = A \cdot N_f^B \quad (8.6)$$

die Oberspannung (bei zugdominierter Last $|R| < 1$) bzw. der Betrag der Unterspannung (bei druckdominierter Last $|R| > 1$) berechnet. Daraus werden anschließend die normierte Mittelspannung q und die normierte Spannungsamplitude a bestimmt und wie in Abbildung 8.3 in das Haigh-Diagramm eingetragen. Um Extrapolation zu vermeiden, wird nur in dem Bruchlastspielzahlbereich ausgewertet, der von den Versuchsdaten abgedeckt wird. Mit einem Regressionsalgorithmus werden für jede Bruchlastspielzahl die Parameter f , u und v ermittelt, mit denen die Gleichung (8.4) die CLL der jeweiligen Bruchlastspielzahl am besten beschreibt. Die Parameter für jede Bruchlastspielzahl werden in Tabelle 8.1 angegeben. Daraus ergeben sich CLLs, die die Versuchsdaten gut abbilden, s. Abbildung 8.4. Das bestätigen die in Tabelle 8.1 angegebenen Korrelationen.

Um zu ermitteln, welche der Parameter von der Bruchlastspielzahl abhängige Parameter sind und welche Konstanten, wird für jeden Parameter der Mittelwert über den Bruchlastspielzahlen gebildet. Für

²Messdaten verwendet mit freundlicher Genehmigung der IABG

Tabelle 8.2: Parameter f , u und v der CLLs für verschiedene Bruchlastspielzahlen N_f mit konstanten Parametern u und v

Bruchlastspielzahl N_f	f	u	v	Korrelation
10^2	0,022	2,282	2,558	0,9996
10^3	0,020	2,282	2,558	0,9999
10^4	0,018	2,282	2,558	1,0000
10^5	0,016	2,282	2,558	0,9995
10^6	0,015	2,282	2,558	0,9981

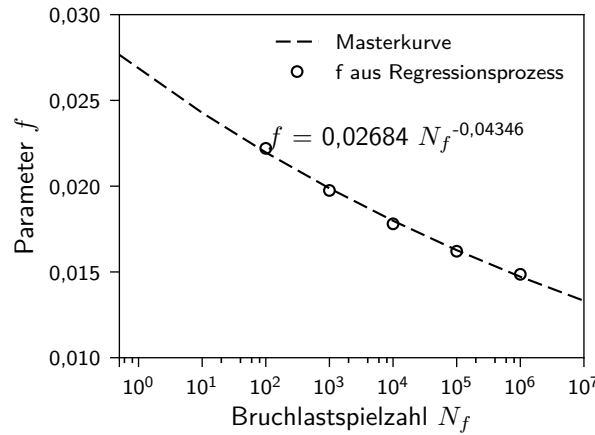


Abbildung 8.6: Abhängigkeit des Ermüdungsbeanspruchungsparameters f von der Bruchlastspielzahl, beschrieben durch eine Potenzfunktion

jede Bruchlastspielzahl wird dann die Abweichung des Parameters zu seinem Mittelwert bestimmt. Diese Abweichungen werden schließlich über der Bruchlastspielzahl gemittelt und als durchschnittliche relative Abweichung vom Mittelwert \bar{r} in Tabelle 8.1 angegeben. Dabei zeigt sich eine nur sehr geringe Änderung der Parameter u und v mit der Bruchlastspielzahl und eine stärkere Abhängigkeit des Parameters f von dieser. Aufgrund dieser Beobachtung wird das Parameterfitting wiederholt, wobei die Parameter u und v als konstant für alle Bruchlastspielzahlen vorgegeben werden. Die so ermittelten Parameter der CLLs werden in Tabelle 8.2 zusammengefasst. Wie Abbildung 8.5 zeigt, bilden die CLLs die Versuchsdaten weiterhin gut ab. Die Korrelationen in Tabelle 8.2 bestätigen diese Einschätzung. Die angenommene Konstanz der Parameter u und v ist für das untersuchte Material demnach zulässig. Dafür zeigt sich in Tabelle 8.2 eine klare Abhängigkeit des Parameters f von der Bruchlastspielzahl: Je höher die Bruchlastspielzahl, desto geringer der Wert des Parameters. Dies legt die Interpretation von f als Ermüdungsbeanspruchungsparameter nahe: je höher die Ermüdungsbeanspruchung, desto geringer ist die Bruchlastspielzahl. Die Beziehung zwischen dem Ermüdungsbeanspruchungsparameter f und der Bruchlastspielzahl N_f lässt sich, wie Abbildung 8.6 zeigt, über eine Potenzfunktion beschreiben. Damit – und durch Umstellen der Gleichung (8.4) nach f – ergibt sich für die neue Masterkurve die folgende Gleichung:

$$f = \frac{a}{(1 - q)^{u(T)} (c + q)^{v(T)}} = C(T) \cdot N_f^D(T) \quad (8.7)$$

Für die hier beispielhaft betrachtete Materialrichtung quer zur Faser werden die Parameter für das untersuchte Material gemäß Tabelle 8.2 zu $u = 2,282$ und $v = 2,558$ bestimmt. Die Parameter C und D haben einen ähnlichen Charakter wie die Parameter der Wöhlerlinie und werden gemäß Abbildung 8.6 für den betrachteten Fall zu $C = 0,027$ und $D = -0,043$ bestimmt.

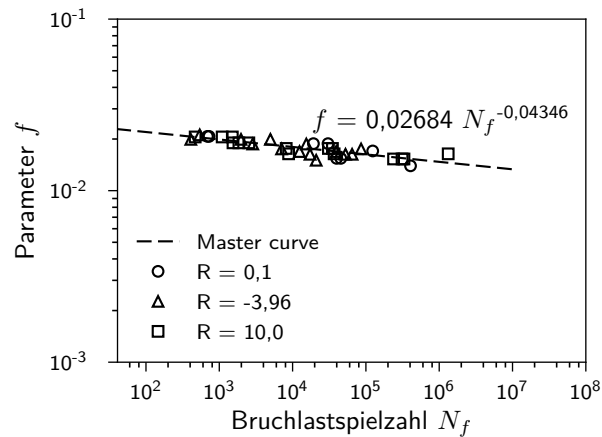


Abbildung 8.7: Masterkurve, kalibriert mit Wöhlerdaten aus verschiedenen Spannungsverhältnissen³

Für eine gegebene Beanspruchung, die durch die Parameter q , a und c charakterisiert ist, kann nun der Ermüdungsbeanspruchungsparameter f berechnet werden. Durch Umstellen der Masterkurve kann anschließend die Bruchlastspielzahl dieser Beanspruchung ermittelt werden. Da das Spannungsverhältnis R in die Beanspruchungsparameter eingeht, wird so der Einfluss des Spannungsverhältnisses, also der Mittelspannungseffekt, in der Lebensdauerberechnung berücksichtigt. Abbildung 8.7 zeigt, wie gut die Masterkurve die Lebensdauerdaten aus verschiedenen Spannungsverhältnissen repräsentiert. Theoretisch genügt die Wöhlerlinie zu einem Spannungsverhältnis, um die Material- und Modellparameter in Gleichung (8.7) zu bestimmen. Jedoch wird die Kalibrierung der Masterkurve umso genauer, je mehr Versuchsdaten aus unterschiedlichen Spannungsverhältnissen einfließen. Für das in der vorliegenden Arbeit untersuchte Material stehen für Raumtemperatur für jede Materialrichtung Lebensdauerdaten für drei Spannungsverhältnisse zur Verfügung. Eine Robustheitsanalyse [107] mit den hier verwendeten Daten hat gezeigt, dass eine mit nur zwei Spannungsverhältnissen kalibrierte Masterkurve die Wöhlerlinie für das dritte, nicht zur Kalibrierung verwendete Spannungsverhältnis gut abschätzen kann. Dies zeigt das Potenzial dieses Masterkurvenansatzes auf.

Damit das Ermüdungsverhalten bei verschiedenen Temperaturen bewertet werden kann, werden alle Materialparameter in Gleichung 8.7 temperaturabhängig definiert. Die Kalibrierung kann dann an Versuchsdaten für verschiedene Temperaturen erfolgen [107].

8.1.3 Kontinuierliche Materialdegradation

Bei zyklischen Belastungen wird das Material i.d.R. unterhalb seiner Festigkeitsgrenze beansprucht. Durch die wiederholt aufgetragenen Belastungen werden jedoch Mikroschäden induziert, die über die zunehmende Anzahl von Zyklen wachsen und damit zur Herabsetzung der makroskopischen Materialparameter führen. Dieses Phänomen wird über eine kontinuierliche, von Zyklenzahl und Beanspruchung abhängige Degradation der Elastizitäts- und Festigkeitsparameter abgebildet. Dafür wird die „*generalised residual material property degradation technique*“ (dt.: allgemeine Degradationstechnik für Reststeifigkeit und -festigkeit) von Shokrieh [156] verwendet und um die Temperaturabhängigkeit der Materialparameter erweitert. Die Degradationstechnik basiert auf der Beschreibung des Phänomens: Die in Experimenten beobachtete Degradation von Moduln und Festigkeiten wird direkt mathematisch beschrieben, ohne die zugrunde liegenden Mechanismen zu modellieren. Die dafür verwendeten Gleichungen werden ausführlich in den Veröffentlichungen von Shokrieh [156] und Shokrieh und Lessard [158] hergeleitet und daher für das Gesamtverständnis der vorliegenden Arbeit nur zusammengefasst.

³Messdaten verwendet mit freundlicher Genehmigung der IABG

Die Restfestigkeit $X(n, \sigma, R, T)$ einer UD-Lage zu einer gegebenen Lastwechselzahl n unter einer beliebigen aufgetragenen Maximalspannung σ_{max} bei einer Temperatur T , zu der bei gegebenem Spannungsverhältnis R die Bruchlastspielzahl N_f beträgt, wird mithilfe der Gleichung (8.8) berechnet. Diese Gleichung wurde von Shokrieh und Lessard [158] aus der Veröffentlichung von Adam et al. [3] abgeleitet.

$$X(n, \sigma, R, T) = \sigma_{max} + \left[1 - \left(\frac{\log(n) - \log(0, 25)}{\log(N_f) - \log(0, 25)} \right)^{\beta_1(T)} \right]^{\frac{1}{\beta_2(T)}} (X^0(T) - \sigma_{max}) \quad (8.8)$$

Die Gleichung ist derart konstruiert, dass die aktuelle Festigkeit bei Erreichen der Bruchlastspielzahl N_f genau auf den Wert der aufgetragenen Beanspruchung reduziert ist. Dies entspricht der Definition des Ermüdungsbruchs.

Zur Beschreibung der Degradation der E-Moduln $E(n, \sigma, R, T)$ (die Schubmoduln eingeschlossen) wurde von Shokrieh [156] und Shokrieh und Lessard [158] die Gleichung (8.9) entwickelt:

$$E(n, \sigma, R, T) = \frac{\sigma_{max}}{\varepsilon_f} + \left[1 - \left(\frac{\log(n) - \log(0, 25)}{\log(N_f) - \log(0, 25)} \right)^{\lambda_1(T)} \right]^{\frac{1}{\lambda_2(T)}} \left(E^0(T) - \frac{\sigma_{max}}{\varepsilon_f(T)} \right) \quad (8.9)$$

In den Gleichungen (8.8) und (8.9) sind E^0 und X^0 der initiale E-Modul bzw. die initiale Festigkeit bei der entsprechenden Temperatur T . σ_{max} ist die maximal aufgetragene Spannung, wobei hier im Fall einer zugdominierten Last ($|R| < 1$) die Oberspannung und im Falle einer druckdominierten Last ($|R| > 1$) der Betrag der Unterspannung eingesetzt wird. Die Parameter β_1 , β_2 , λ_1 und λ_2 dienen zur Anpassung der Gleichungen an Versuchsdaten. Sie müssen für jede Materialrichtung separat bestimmt werden. Um den Einfluss der Umgebungstemperatur zu berücksichtigen, geschieht dies für verschiedene Temperaturen. ε_f in Gleichung 8.9 ist die Dehnung zum Versagenseintritt. Eine oftmals verwendete Hypothese besagt, dass diese Versagensdehnung nicht von der zyklischen Belastung beeinflusst wird [103][172][77][181]. Dies resultiert in einer qualitativ gleichen Entwicklung von Restfestigkeit und Reststeifigkeit, sodass die Parameter $\beta_1 = \lambda_1$ und $\beta_2 = \lambda_2$ gesetzt werden können. Mit dieser Annahme kann die Modellkalibrierung ohne die in der Durchführung sehr zeit- und kostspieligen und deshalb oft nicht verfügbaren Restfestigkeitsversuche erfolgen.

Die Degradation von E-Modul und Schubmodul erfordert eine entsprechende Herabsetzung der Querkontraktionszahlen. Dies folgt zum einen aus der Forderung einer symmetrischen Elastizitätsmatrix [8] und wird zum anderen physikalisch von Matzenmiller et al. [113] wie folgt erklärt: Die Herabsetzung der Elastizitätsmoduln dient zur homogenisierten Beschreibung von Rissen im Material. Eine Dehnung, aufgebracht in die Materialrichtung des degradierten Materialparameters, resultiert dann in einer weiteren Rissöffnung und kann daher keine Querdehnung hervorrufen. Um in der homogenisierten Betrachtung ein Auftreten von Querdehnungen zu verhindern, müssen die entsprechenden Querkontraktionszahlen ebenfalls degradiert werden. Die Degradation richtet sich nach der Degradation d_{ii} der E-Moduln. Die sich daraus ergebenden reduzierten Querkontraktionszahlen werden in Gleichung (8.10) zusammengefasst:

$$\begin{aligned} \nu_{12} &= \nu_{12}^0 \cdot d_{11} & \nu_{21} &= \nu_{21}^0 \cdot d_{22} & \nu_{31} &= \nu_{31}^0 \cdot d_{33} \\ \nu_{13} &= \nu_{13}^0 \cdot d_{11} & \nu_{23} &= \nu_{23}^0 \cdot d_{22} & \nu_{32} &= \nu_{32}^0 \cdot d_{33} \end{aligned} \quad (8.10)$$

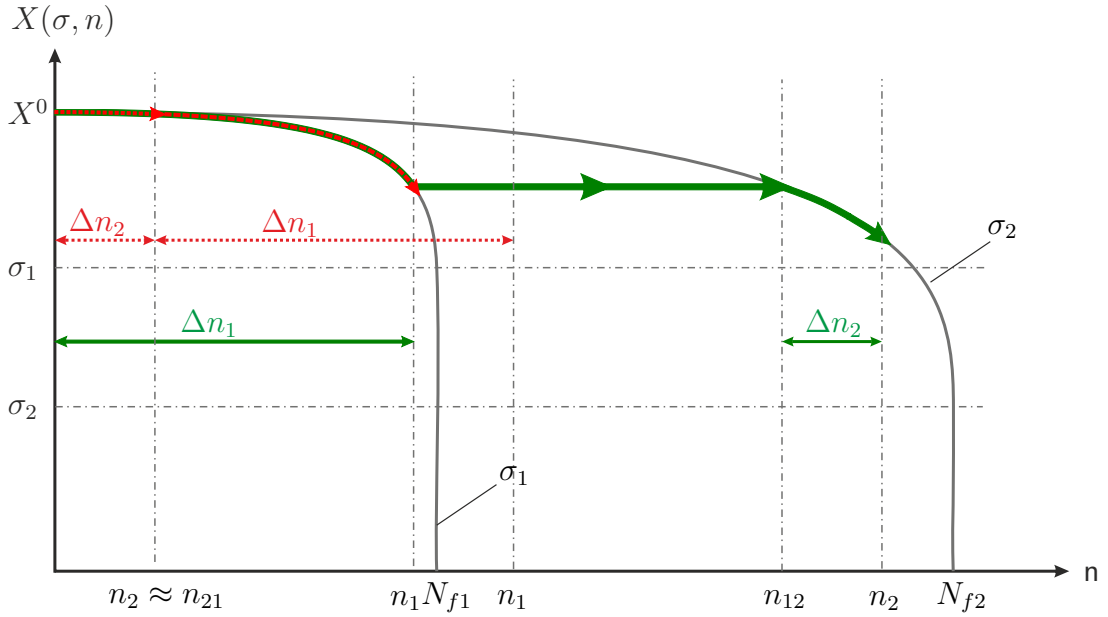


Abbildung 8.8: Schadensakkumulation bei Beanspruchung mit variablen Amplituden, basierend auf den Restfestigkeitskurven zur Berücksichtigung des Lastreihenfolgeeffekts; grüne Pfeile: hohe Beanspruchung σ_1 , gefolgt von geringerer Beanspruchung σ_2 ; rote Pfeile: geringere Beanspruchung σ_2 , gefolgt von höherer Beanspruchung σ_1

8.1.4 Schädigungsakkumulation

Das beschriebene Restfestigkeits- und Reststeifigkeitsmodell ermöglicht die Anwendung eines Schadensakkumulationsgesetzes, um den Reihenfolgeeffekt variabler Lastamplituden zu erfassen. Die am weitesten verbreitete Regel zur Akkumulation von Ermüdungsschäden ist die Regel von Palmgren [127] und Miner [119]. Hiermit können zwar die Schädigungsanteile aus verschiedenen Lastblöcken mit unterschiedlicher Lastamplitude zu einer Gesamtschädigung akkumuliert werden. Da es sich um eine lineare Akkumulation handelt, können Lastreihenfolgeeffekte jedoch nicht berücksichtigt werden. Zudem zeigen Shokrieh und Lessard [157], dass die Palmgren-Miner-Regel, zumindest für den in ihrer Studie verwendeten Faserkunststoffverbund, keine gute Lebensdauerabschätzung für Belastungen mit variablen Amplituden liefert. Die Methode zur Schadensakkumulation, die Shokrieh und Lessard [158] stattdessen vorschlagen, wird in Abbildung 8.8 schematisch dargestellt. Basis der Methode sind die Restfestigkeitskurven, die durch Gleichung 8.8 beschrieben werden. Wechselt die Maximallast im Zyklus von einer höheren Beanspruchung σ_1 zu einer geringeren Beanspruchung σ_2 , wird von der Restfestigkeitskurve von σ_1 auf die Restfestigkeitskurve von σ_2 gewechselt, wobei die aktuelle Festigkeit $X(\sigma_1, n_1)$ konstant gehalten wird (s. grüne Pfeile in Abbildung 8.8). Die äquivalente Lastwechselzahl (n_{eq}) zur aktuellen Festigkeit auf der Restfestigkeitskurve des neuen Lastniveaus wird über

$$\log(n_{eq}) = \left[1 - \left(\frac{X(n, \sigma, R, T) - \sigma_{max}}{X^0(T) - \sigma_{max}} \right)^{\beta_2} \right]^{\frac{1}{\beta_1}} \cdot (\log(N_f) - \log(0,25)) + \log(0,25) \quad (8.11)$$

berechnet. So wird eine äquivalente Lastspielzahl n_{12} ermittelt, bei der unter Beanspruchung σ_2 die gleiche Restfestigkeit $X(\sigma_1, n_1)$ erreicht wird wie unter Beanspruchung σ_1 nach n_1 Zyklen. Auf diese äquivalente Zyklenzahl n_{12} wird nun die Anzahl von Zyklen Δn_2 addiert, über die die neue Beanspruchung σ_2 aufgebracht wird. An der so errechneten Lastspielzahl $n_2 = n_1 + n_{12}$ kann die Restfestigkeit abgelesen werden, die das Material nach Δn_1 Zyklen mit σ_1 und Δn_2 Zyklen mit σ_2

besitzt. Würde n_2 die Bruchlastspielzahl N_{f2} zur Beanspruchung σ_2 überschreiten, würde das Material im zweiten Lastblock versagen. Je nach Verlauf der Restfestigkeitskurven kann die Reihenfolge der Lastaufbringung einen Einfluss auf die Degradation und die Bruchlastspielzahl haben. Das verdeutlichen die roten Pfeile in Abbildung 8.8, die den Restfestigkeitsverlauf für den Amplitudenwechsel von der niedrigeren Last σ_2 auf die höhere Last σ_1 zeigen. In diesem Fall wird die Bruchlastspielzahl im zweiten Lastblock überschritten und das Material versagt. Dieses schematische Beispiel zeigt, dass über diese Schadensakkumulationsmethode der Lastreihenfolgeeffekt auf die Lebensdauer in Abhängigkeit von den Restfestigkeitskurven des Materials berücksichtigt wird.

8.1.5 Versagensanalyse und schlagartige Materialdegradation

Der vorherige Abschnitt hat die kontinuierliche Materialdegradation durch das Fortschreiten von Lastzyklen thematisiert. Durch die fortschreitende Reduktion der Festigkeit kann die vorliegende zyklische Beanspruchung, anfangs unterhalb der Festigkeitsgrenze, plötzlich die Tragfähigkeit des Materials überschreiten. In einem solchen Fall tritt schlagartiges Versagen ein und das Material verliert seine Resttragfähigkeit. Dies ist auch der Fall, wenn ein Ermüdungsbruch eintritt, d.h. wenn die aktuelle Zyklenzahl die Bruchlastspielzahl erreicht bzw. überschreitet. Zwar wird kein festigkeits- oder ermüdungsbedingtes Komplettversagen der in der vorliegenden Arbeit thermisch zyklerten Verbunde beobachtet (s. Kapitel 4 und 7), jedoch kann ein derartiges Versagen für einzelne Materialpunkte im Laminat auftreten, wie die Ausbildung von Matrixrissen in den 1000-mal zyklerten Kreuzlaminaten (s. Kapitel 7) zeigt. Deshalb wird das Festigkeitsversagen in der Modellbildung berücksichtigt.

Als Kriterium für die Versagensinitiierung wird in der vorliegenden Arbeit das Kriterium nach Puck [132] herangezogen. Im First World-Wide Failure Exercise (dt.: *Erster weltweiter Vergleich von Versagenskriterien*) (WWFE-I) [70] erzielte es bessere Ergebnisse [146] als das von Shokrieh und Lessard [158] verwendete Kriterium nach Hashin [61]. Die Gleichungen des Kriteriums nach Puck [132] werden vom Autor selbst ausführlich beschrieben und in Anhang D zusammengefasst.

Analog zu den Annahmen von Shokrieh und Lessard [158] wird Faserversagen als katastrophaler Versagensmodus angesehen, durch den alle Elastizitäts- und Festigkeitskennwerte, einschließlich der Querkontraktionszahlen, auf annähernd null gesetzt werden. Aus numerischen Gründen bleiben eine Restfestigkeit und ein Restmodul von 0,1 % des Ausgangswerts bestehen. Die Degradationsregeln im Falle von Zwischenfaserbruch unterscheiden sich von denen von Shokrieh und Lessard [158] vorgeschlagenen. In der vorliegenden Arbeit werden alle von der Matrix dominierten Elastizitäts- und Festigkeitskennwerte sowie die betroffenen Querkontraktionszahlen auf annähernd null gesetzt, s. Gleichung 8.12.

$$\begin{aligned}
 &[E_{11}, \nu_{12}, X_{11}^t, \nu_{13}, X_{11}^c, E_{22}, \nu_{21}, X_{22}^t, \nu_{23}, X_{22}^c, E_{33}, \nu_{31}, X_{33}^t, \nu_{32}, X_{33}^c, G_{12}, X_{12}, G_{13}, X_{13}, G_{23}, X_{23}] \\
 &\quad \downarrow \\
 &[E_{11}, \nu_{12}, X_{11}^t, \nu_{13}, X_{11}^c, 0, 0, 0, 0, 0, 0, 0, 0, 0, 0, 0, 0, 0, 0, 0, 0]
 \end{aligned}
 \tag{8.12}$$

Dieser schlagartige Degradationsansatz beachtet nicht die Energiefreisetzungsraten der jeweiligen Bruchmoden. Mit deren Berücksichtigung kann ein gradueller Spannungsabfall nach Versagenseintritt modelliert werden [27, 100]. Dafür müssen die Bruchenergien jedoch, z.B. aus *Compact-Tension* [99, 182] und *Compact-Compression*-Tests [99], bekannt sein. Dies ist für das in der vorliegenden Arbeit untersuchte Material nicht der Fall. Zudem müsste die Temperaturabhängigkeit der kritischen Energiefreisetzungsrate charakterisiert werden, da sich das Material bei tiefen Temperaturen vermutlich spröder verhalten und die Bruchenergie damit geringer sein wird. Da keine entsprechenden Materialdaten vorliegen und eine graduelle Kennwertdegradation demnach nicht dem Material gerecht modelliert werden kann, wird auf die beschriebene schlagartige Degradation zurückgegriffen.

8.2 Übertragung auf zyklische thermische Belastung

Das beschriebene makromechanische Ermüdungsschädigungsmodell betrachtet bisher zyklische mechanische Belastungen. Die Temperaturabhängigkeit der Kennwerte, um Ermüdung bei verschiedenen (aber konstanten) Umgebungstemperaturen zu beschreiben, ist bereits in die Modellgleichungen eingearbeitet. Die Beschreibung der Temperaturabhängigkeit der Material- und Modellparameter ist ein Thema dieses Abschnitts. Bei einer thermischen Zyklisierung variiert die Temperatur jedoch im Zyklus. Eine Methode zum Umgang mit der Überlagerung variierender Temperaturen und variierender mechanischer Beanspruchungen in einem Lastzyklus wird ebenfalls in diesem Abschnitt vorgestellt.

8.2.1 Temperaturabhängigkeit der Elastizitäts- und Festigkeitskennwerte

Für das untersuchte Verbundmaterial liegen für einige Kennwerte Daten bei 77 K oder 173 K vor. Das erlaubt eine lineare Beschreibung der Temperaturabhängigkeit dieser Kennwerte. Da es sich um einen sehr großen Temperaturbereich handelt, wird diese Annahme mit Messungen in der Dynamisch-Mechanischen-Analyse (DMA) im Drei-Punkt-Biegeversuch überprüft. Der darin ermittelte Speichermodul dient als Abschätzung für den in Zug- und Druckversuchen ermittelten E-Modul und der qualitative Verlauf über der Temperatur wird als auf diesen übertragbar angenommen. Abbildung 8.9(a) zeigt für den E-Modul in Faserrichtung im Temperaturbereich von 77 K bis 293 K eine sehr geringe Variation mit der Temperatur, für die eine lineare Beschreibung zulässig ist. Aus den bei 293 K und bei 173 K im quasi-statischen Zugversuch gemessenen Kennwerten lassen sich die Parameter der linearen Regression bestimmen. Eine lineare Interpolation ist für das matrixdominierte Verhalten quer zur Faserrichtung nicht ausreichend. Der Quermodul des hier untersuchten Verbunds IM7/Epoxid ist im Tieftemperaturbereich bis zu einer Grenztemperatur $T_{th,0}$ von durchschnittlich 128 K annähernd konstant und fällt dann nichtlinear bis zu dem Wert bei Raumtemperatur ab. Der nichtlineare Verlauf zwischen der Grenztemperatur $T_{th,0}$ und der Raumtemperatur $T_{RT} = 293$ K kann mit einer quadratischen Funktion abgebildet werden. Die folgende abschnittsweise definierte Funktion beschreibt den temperaturabhängigen E-Modul quer zur Faserrichtung:

$$\begin{aligned} \frac{E(T)}{E(T_{RT})} &= \frac{E(128 \text{ K})}{E(T_{RT})} & T \leq 128 \text{ K} \\ \frac{E(T)}{E(T_{RT})} &= 9,30 \cdot 10^{-6} \cdot T^2 - 5,74 \cdot 10^{-3} \cdot T + 1,88 & 128 \text{ K} < T < T_{RT} \end{aligned} \quad (8.13)$$

Der temperaturabhängige Längsmodul lässt sich aus der nachstehenden, abschnittsweise definierten, Funktion ermitteln:

$$\begin{aligned} \frac{E(T)}{E(T_{RT})} &= \frac{E(77 \text{ K})}{E(T_{RT})} & T \leq 77 \text{ K} \\ \frac{E(T)}{E(T_{RT})} &= -2,6 \cdot 10^{-4} \cdot T + 1,08 & 77 \text{ K} < T < T_{RT} \end{aligned} \quad (8.14)$$

Für Temperaturen unter 77 K wird der E-Modul konstant bei einem Wert von 77 K gehalten und damit eine Extrapolation in Temperaturbereiche, in denen keine Messdaten vorliegen, vermieden. Da Temperaturen unter 77 K in der vorliegenden Arbeit nicht betrachtet werden, ist dies zulässig.

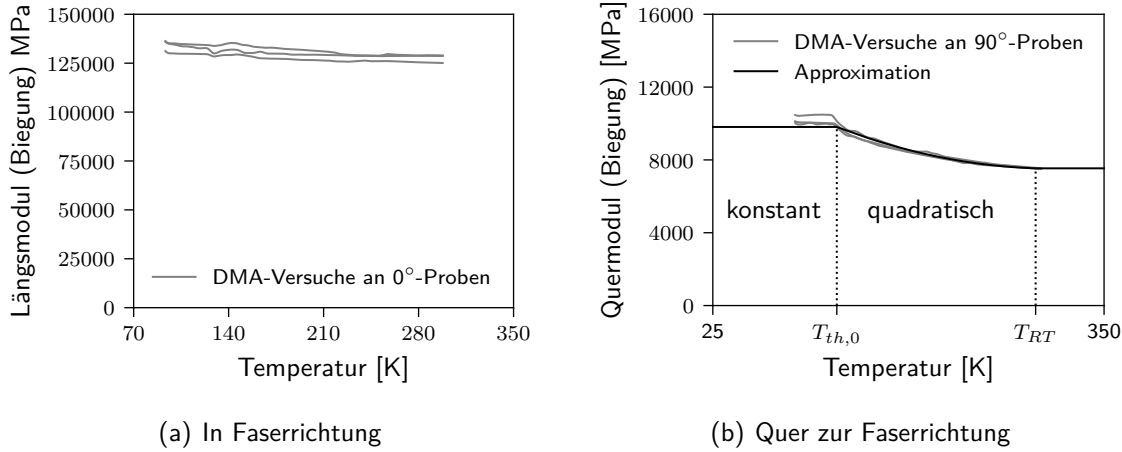


Abbildung 8.9: Temperaturabhängigkeit der E-Moduln in und quer zur Faserrichtung aus DMA-Messungen mit Biegebelastung

Somit ist die temperaturabhängige Beschreibung der E-Moduln über den gesamten untersuchten Temperaturbereich über Messdaten abgesichert.

Die qualitative Temperaturabhängigkeit des E-Moduls quer zur Faserrichtung wird für alle von der Matrix dominierten elastischen Kennwerte angenommen. Dies sind zusätzlich zu E_{22} der E-Modul in Dickenrichtung E_{33} und die Schubmoduln G_{ij} . Die auf den Kennwert bei Raumtemperatur normierte Formulierung der Temperaturabhängigkeit in Gleichung (8.13) ermöglicht den Transfer der qualitativen Temperaturabhängigkeit auf die anderen Kennwerte, ohne dafür die Koeffizienten in den Gleichungen neu bestimmen zu müssen. Für die Festigkeiten wird die lineare Interpolation beibehalten.

8.2.2 Temperaturabhängigkeit der Ermüdungsmodellparameter

Das in der vorliegenden Arbeit verwendete makromechanische Ermüdungsschädigungsmodell hat sich bereits als geeignet erwiesen, um das Ermüdungsverhalten des CFK-Materials T8000/2500 bei Raumtemperatur und bei 373 K zu berechnen [107]. Wie das in der vorliegenden Arbeit untersuchte Material ist dies ein Verbund aus einer Kohlenstofffaser und einem Epoxidharz. Für die Kalibrierung des Modells, d.h. zur Bestimmung der Masterkurvenparameter und der Parameter für Modul- und Festigkeitsdegradation, sind Wöhlerdaten bei mindestens einer weiteren Temperatur erforderlich. Für das in der vorliegenden Arbeit untersuchte CFK-Material stehen Daten aus zyklischen Versuchen lediglich für Raumtemperatur zur Verfügung. Demnach können keine temperaturabhängigen Ermüdungsmodellparameter bestimmt werden.

Das Lebensdauermodell beruht auf festigkeitsnormierten Haigh-Diagrammen. Dadurch wird das berechnete Ermüdungsverhalten implizit von der Umgebungstemperatur beeinflusst, da sich die Festigkeiten mit der Temperatur ändern. Kawai et al. [87] veröffentlichten für das Material T8000/2500 neben den Festigkeiten bei 293 K und 373 K auch Wöhlerdaten für diese Temperaturen. In Abbildung 8.10 sind die Spannungsniveaus σ_{max} , normiert auf die quasi-statischen Festigkeiten $\sigma_{B(exp)}$ bei der jeweiligen Temperatur, dargestellt. Auch wenn die relative Ermüdungsfestigkeit nach Kawai et al. [87] bei 373 K etwas höher als bei 293 K erscheint, fallen die Daten in einem Band zusammen. Für dieses Material könnte der Einfluss der Temperatur auf die Lebensdauer demnach implizit durch die festigkeitsbezogene Formulierung des Lebensdauermodells berücksichtigt werden. Durch die Nutzung der festigkeitsnormierten Haigh-Diagramme könnten die Ermüdungsdaten nicht nur für verschiedene Spannungsverhältnisse, sondern auch für verschiedene Temperaturen auf eine Master-

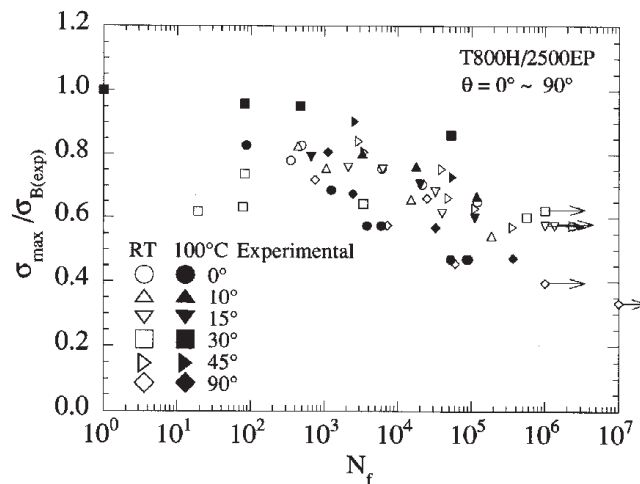


Abbildung 8.10: Comparison between the normalized S-N relationships at RT and 100 °C, using experimental fatigue strength ratio $\sigma_{max}/\sigma_{B(exp)}$ (dt.: Vergleich normierter Wöhlerlinien bei Raumtemperatur und 373 K unter Verwendung des Verhältnisses von zyklischer und quasi-statischer Festigkeit), entnommen aus [87], Abbildung 15

kurve reduziert werden. Es würde dann ein Parametersatz u , v , C und D für die Masterkurve für beide Temperaturen genügen. Zur Überprüfung dieser Annahme wird das in der vorliegenden Arbeit beschriebene Lebensdauermodell für das von Kawai et al. [87] untersuchte Material T8000/2500 einmal mit Wöhlerdaten aus Versuchen bei 373 K und einmal mit Wöhlerdaten aus Versuchen bei 293 K kalibriert. Die Festigkeitskennwerte werden immer für beide Temperaturen zur Verfügung gestellt. Abbildung 8.11 vergleicht die Vorhersageergebnisse für eine zyklische Last bei 373 K aus diesen beiden Kalibrierungen mit den Versuchsdaten. Die Lebensdauer von bei 373 K in Faserrichtung belasteten UD-Laminaten ist für beide Kalibrierungen gleich gut. Bei der Belastung quer zur Faserrichtung wird die Ermüdungsfestigkeit mit der Kalibrierung mit Wöhlerdaten bei 293 K leicht unterschätzt. Das Ergebnis stellt dennoch eine gute Abschätzung der Lebensdauer bei 373 K dar. Für das Material T8000/2500 liefert das hier beschriebene Ermüdungsschädigungsmodell unter Verwendung der temperaturabhängigen Festigkeiten und der Masterkurvenparameter für Raumtemperatur eine guten Abschätzung des Lebensdauerverhaltens auch bei 373 K. Da das Material T8000/2500, wie das in der vorliegenden Arbeit untersuchte IM7/Epoxid, aus einer Kohlenstofffaser und einem Epoxidharz besteht, wird auch für IM7/Epoxid in der beschriebenen Weise verfahren, da für dieses Material Ermüdungsdaten nur für 293 K vorliegen.

8.2.3 Überlagerte thermische und mechanische zyklische Belastung

Mit den bisher beschriebenen Modellen und Annahmen kann die Ermüdung von UD-Verbunden unter zyklischer mechanischer Last bei verschiedenen, aber während der mechanischen Zyklisierung konstanten Temperaturen abgebildet werden. In der vorliegenden Arbeit werden jedoch Lastfälle betrachtet, in denen sich zyklisch variierende Spannungen mit zyklischen Temperaturänderungen überlagern. Für eine solche Kombination aus thermischer und mechanischer zyklischer Belastung ist bisher noch kein Modellansatz für FVK veröffentlicht.

Eine von einer mechanischen Belastung überlagerte zyklische Temperaturbelastung wirkt sich durch verschiedene Effekte auf die zyklische Beanspruchung im Material aus. Zum einen erzeugt die Temperaturbelastung eine zusätzliche Dehnung $\varepsilon_{th} = \alpha \cdot \Delta T$, wodurch, sofern diese behindert wird, eine zusätzliche zyklische Spannung hervorgerufen wird. Zum anderen verändern sich mit der Temperatur auch die elastischen Kennwerte, wodurch sich bei gleich angenommener Dehnung die resultierende Spannung ändert. Dies sind Effekte, die einen direkten Einfluss auf den resultierenden Spannungs-

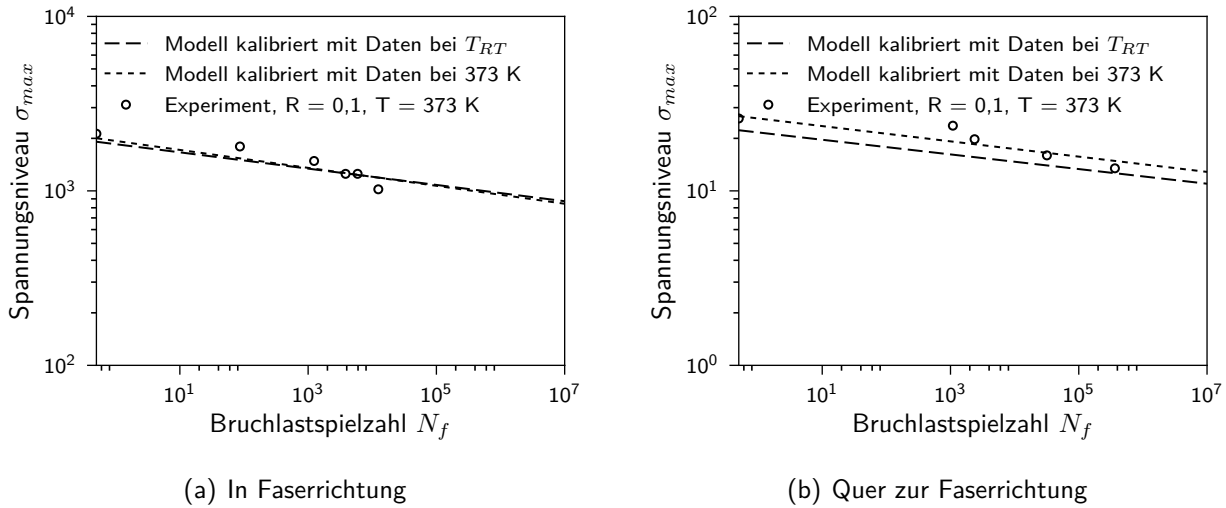


Abbildung 8.11: Lebensdauervorhersage für UD-Laminat aus T8000/2500 bei 373 K unter Verwendung von Kalibrierungsdaten aus Versuchen bei 373 K und von Kalibrierungsdaten aus Versuchen bei 293 K

Zeit-Verlauf haben und damit direkt in der Ermüdungsberechnung erfasst werden.

Für die Berechnung des Ermüdungsbeanspruchungsparameters f müssen die Spannungsamplitude σ_a und die Mittelspannung σ_m auf die Festigkeit bezogen werden. Da die Festigkeit temperaturabhängig ist, gibt es keinen für den vollständigen Zyklus gültigen Festigkeitswert, auf den Spannungsamplitude und Mittelspannung bezogen werden können. Zur Berücksichtigung der Temperaturänderung im Lastzyklus wird auf die Basis des Modells – das normierte Haigh-Diagramm – und damit auf den Ansatz der festigkeitsnormierten Bewertung der Spannungen zurückgegriffen. Statt die normierte Spannungsamplitude a und die normierte Mittelspannung q aus der Spannungsamplitude σ_a bzw. der Mittelspannung σ_m und der Festigkeit zu ermitteln, können die Werte auch aus Ober- und Unterspannung bestimmt werden:

$$a = \frac{\sigma_a}{X^t} = \frac{1}{2} \frac{\sigma_o - \sigma_u}{X^t} \quad (8.15)$$

$$q = \frac{\sigma_m}{X^t} = \frac{1}{2} \frac{\sigma_o + \sigma_u}{X^t}$$

Wird die Temperaturabhängigkeit von X^t berücksichtigt, muss die Gleichung (8.15) umgeschrieben werden:

$$a = \frac{1}{2} \left[\left(\frac{\sigma}{X^t(T)} \right)_o - \left(\frac{\sigma}{X^t(T)} \right)_u \right] \quad (8.16)$$

$$q = \frac{1}{2} \left[\left(\frac{\sigma}{X^t(T)} \right)_o + \left(\frac{\sigma}{X^t(T)} \right)_u \right]$$

Für eine konstante Temperatur im Lastzyklus ergibt sich wieder Gleichung (8.15).

Für die Lebensdauerbewertung sind die obere

$$\left(\frac{\sigma}{X^t(T)} \right)_o \quad (8.17)$$

und die untere festigkeitsnormierte Spannung

$$\left(\frac{\sigma}{X^t(T)} \right)_u \quad (8.18)$$

relevant, die als ein Maß für die Materialausnutzung interpretiert werden können. Die Lebensdauer wird durch diese Materialausnutzung bestimmt, die durch die Kombination aus thermischer und mechanischer Beanspruchung hervorgerufen wird und nicht allein durch minimale und maximale mechanische Spannung. Zur Bestimmung der Lastparameter a und q darf in der programmiertechnischen Umsetzung nicht mehr der Spannungs-Zeit-Verlauf, sondern es muss der Zeitverlauf der festigkeitsnormierten Spannung ausgewertet werden. Die daraus mit Gleichung (8.17) und (8.18) ermittelten Werte bilden die im Zyklus maximal auftretende Schwingbreite der normierten Beanspruchung. Die damit berechneten Werte für a und q liefern demnach die kritische a - q -Kombination. Die Lebensdauerberechnung ist also immer konservativ. Mit dieser Methode kann der Einfluss beliebiger Temperatur-Zeit-Verläufe erfasst werden. Der beschriebene Ansatz ist auch auf andere Ermüdungsmodelle übertragbar, wenn diese bzgl. der Festigkeit normiert formuliert werden können.

Ist für ein Material das Verhältnis der Druck- und Zugfestigkeit temperaturabhängig, stellt sich die Frage, welcher Wert für das Festigkeitsverhältnis c in der Berechnung des Ermüdungsbeanspruchungsparameters f (Gleichung 8.7) herangezogen werden muss. Auf Basis des derzeitigen Wissensstands zu den Materialkennwerten des in der vorliegenden Arbeit untersuchten Materials wird c als temperaturunabhängig angenommen. Des Weiteren basiert die Übertragung des Ermüdungsmodells auf andere Umgebungstemperaturen auf der Annahme qualitativ gleicher CLDs. Dies ist nur gegeben, wenn das Festigkeitsverhältnis zumindest annähernd temperaturunabhängig ist. Für Materialien, für die dies nicht gilt oder angenommen werden kann, besteht hier weiterer Forschungsbedarf.

Im Folgenden wird der Ansatz an einigen beispielhaften Kombinationen aus Temperaturlast und Spannung auf seine Plausibilität hin geprüft. Betrachtet werden zunächst mechanische und thermische Belastungen mit gleicher Frequenz. Die Belastungsparameter der Temperaturbelastung (Amplitude, mittlere Temperatur, Phasenlage) des Temperatur-Zeit-Verlaufs werden verändert und die Auswirkung auf die errechnete Lebensdauer im CLD visualisiert. Da sich bei variiertem Temperatur-Zeit-Verlauf die thermischen Dehnungen und die Materialkennwerte ändern, unterscheiden sich auch – trotz gleicher äußerer mechanischer Belastung – die mechanischen Beanspruchungen. Um den Einfluss einer veränderlichen Temperatur im Zyklus auf die Lebensdauerberechnung isoliert zu demonstrieren, wird diese Veränderung in den mechanischen Spannungen in diesem Gedankenexperiment vernachlässigt.

Zuerst wird eine gleichphasige thermische und mechanische Belastung betrachtet. Die Auswirkungen einer verdoppelten Temperaturamplitude und einer auf das 1,2-fache erhöhten Mitteltemperatur werden in Abbildung 8.12 dargestellt. Da die Markierungen in Abbildung 8.12(a) nur schwer differenzierbar sind, ist in Abbildung 8.12(b) ein vergrößerter Ausschnitt des relevanten Bereichs dargestellt. Bei einer gleichphasigen mechanischen und thermischen Belastung liegt an den Zeitpunkten der Oberspannung σ_o auch die höchste Temperatur und damit die niedrigste Festigkeit im Zyklus vor. Dies bewirkt eine hohe festigkeitsnormierte Beanspruchung. Durch eine Erhöhung der Temperaturamplitude sinkt die Festigkeit zum Zeitpunkt der Oberspannung weiter, die normierte Spannung und damit der Wert für a steigt und die Lebensdauer wird reduziert.

Einen ähnlichen Effekt hat die Verschiebung der Mitteltemperatur zu höheren Temperaturen. Eine um $\pi/2$ zur mechanischen Belastung phasenverschobene Temperaturbelastung bewirkt eine Steigerung der Lebensdauer, da die Temperatur zum Zeitpunkt der Oberspannung verringert und die Festigkeit damit erhöht wird.

Wird die Temperaturbelastung gegenphasig aufgebracht, liegt am Spannungsmaximum das Tempe-

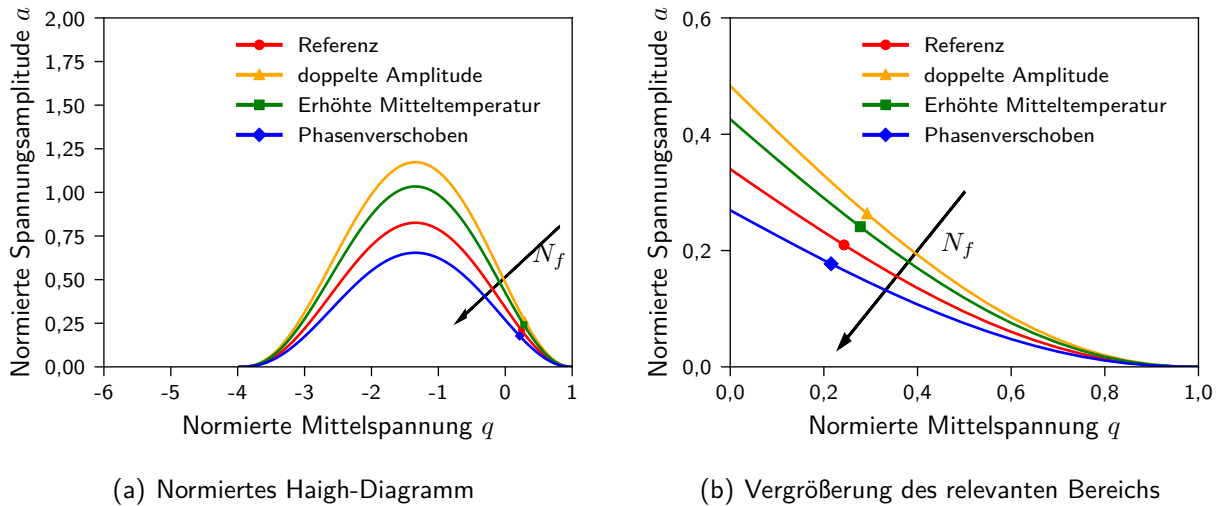


Abbildung 8.12: Einfluss verschiedener Lastparameter einer gleichphasigen zyklischen Temperaturbelastung auf die Lebensdauer

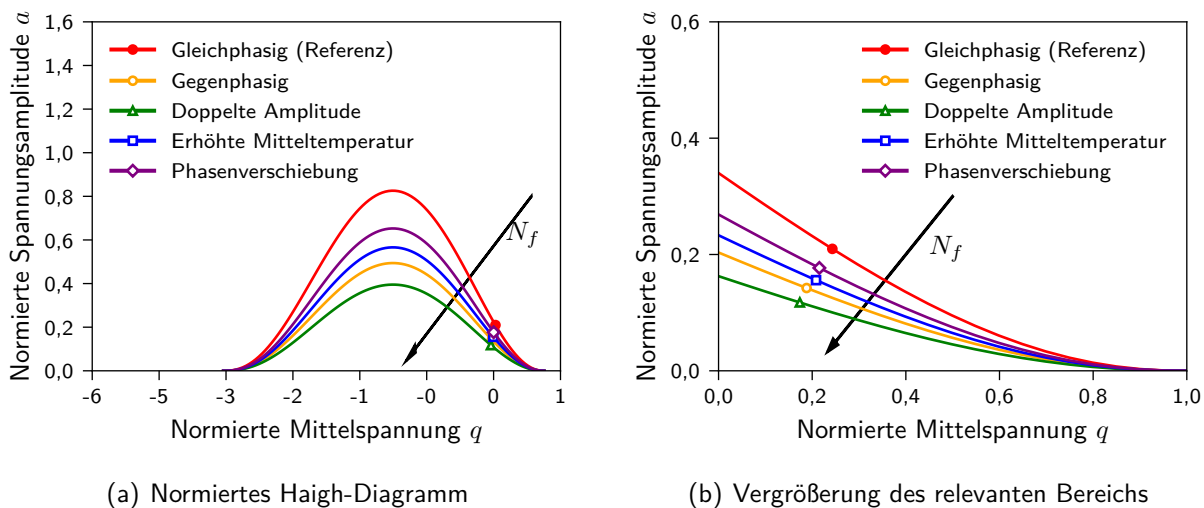


Abbildung 8.13: Einfluss verschiedener Lastparameter einer gegenphasigen zyklischen Temperaturbelastung auf die Lebensdauer

raturminimum und damit die höchste Festigkeit vor. Gegenüber der gleichphasigen Temperaturbelastung wird die Lebensdauer dadurch erhöht, s. Abbildung 8.13. Auch hier ist in Abbildung 8.13(b) eine vergrößerter Ausschnitt des relevanten Bereichs dargestellt. Eine Verdoppelung der Temperaturamplitude hat bei einer gegenphasigen Temperaturbelastung den gegenteiligen Effekt im Vergleich zur gleichphasigen Temperaturbelastung: Durch die höhere Temperaturamplitude wird die Temperatur bei Erreichen der Oberspannung noch geringer, die Festigkeit steigt und damit sinkt die normierte Spannungsamplitude und die Lebensdauer steigt an. Eine Erhöhung der Mitteltemperatur bewirkt wiederum eine Verringerung der Lebensdauer, da bei höheren Temperaturen geringere Festigkeitskennwerte vorliegen. Eine Senkung der mittleren Temperatur würde genau das Gegenteil bewirken. Die Phasenverschiebung des – bisher gegenphasigen – Temperatur-Zeit-Verlaufs um $\pi/2$ sorgt für höhere Temperaturen am Spannungsmaximum und führt somit zu einer Reduktion der Bruchlastspielzahl.

Die ermittelten Auswirkungen der betrachteten Veränderungen in der zyklischen Temperaturlast erscheinen plausibel. In den CLDs in den Abbildungen 8.12 und 8.13 ist erkennbar, dass die (q, a) -Werte für die verschiedenen Beanspruchungszustände nicht auf derselben Ursprungsgeraden liegen, obwohl das Spannungsverhältnis der mechanischen Beanspruchung nicht verändert wird. Aufgrund der überlagerten zyklischen thermischen Belastung liegt ein anderes „effektives“ Spannungsverhältnis

$$R_{eff} = \frac{\left(\frac{\sigma}{X^t(T)}\right)_u}{\left(\frac{\sigma}{X^t(T)}\right)_o} \quad (8.19)$$

vor, das über die normierte Spannungsamplitude und die normierte Mittelspannung in die Lebensdauerberechnung eingeht.

Bisher wurden zyklische Temperaturlasten betrachtet, deren Frequenz mit der der mechanischen Belastung übereinstimmt. Ist dies nicht der Fall, müssen aufeinanderfolgende Zyklen ggf. als Lastblöcke mit unterschiedlicher Amplitude und Mittellast aufgefasst werden. Hier kommen dann Schadensakkumulationsgesetze zur Anwendung. In der vorliegenden Arbeit werden vorrangig rein thermische Zyklierungen betrachtet, die wiederum eine zyklische mechanische Beanspruchung induzieren. Dadurch sind die thermische und die mechanische Beanspruchung direkt gekoppelt, sodass sie immer in gleicher Frequenz und gleich- oder gegenphasig vorliegen.

Die Gleichungen für die graduelle Steifigkeits- und Festigkeitsdegradation, Gleichung (8.8) und Gleichung (8.9), sind basierend auf absoluten Kennwerten (E^0 und X^0) und Beanspruchungen (σ_{max}) formuliert. Auch diese Gleichungen müssen für die Verwendung festigkeitsnormierter Beanspruchungen umgeschrieben werden. Dafür wird die Gleichung zur Berechnung der zyklusabhängigen Festigkeit durch die temperaturabhängige Ausgangsfestigkeit $X^0(T)$ und die Gleichung für den E-Modul durch den temperaturabhängigen Anfangsmodul $E^0(T)$ geteilt.

$$dX(n, \sigma, R, T) = \frac{X(n, \sigma, R, T)}{X^0(T)} = \frac{\sigma_{max}}{X^0(T)} + \left[1 - \left(\frac{\log(n) - \log(0.25)}{\log(N_f) - \log(0.25)}\right)^{\beta_1(T)}\right]^{\frac{1}{\beta_2(T)}} \left(\frac{X^0(T)}{X^0(T)} - \frac{\sigma_{max}}{X^0(T)}\right) \quad (8.20)$$

$$dE(n, \sigma, R, T) = \frac{E(n, \sigma, R, T)}{E^0(T)} = \frac{\sigma_{max}}{\varepsilon_f \cdot E^0(T)} + \left[1 - \left(\frac{\log(n) - \log(0.25)}{\log(N_f) - \log(0.25)}\right)^{\lambda_1(T)}\right]^{\frac{1}{\lambda_2(T)}} \left(\frac{E^0(T)}{E^0(T)} - \frac{\sigma_{max}}{\varepsilon_f(T) \cdot E^0(T)}\right) \quad (8.21)$$

Die Gleichungen beschreiben nun nicht mehr die zyklenzahlabhängigen absoluten Kennwerte, sondern die graduelle Veränderung der auf die temperaturabhängige Festigkeit bezogenen Kennwerte $dX(n, \sigma, R, T)$ und $dE(n, \sigma, R, T)$. Da die temperaturabhängige Festigkeit $X^0(T)$, auf welche die maximal auftretende Spannung im Zyklus σ_{max} nun bezogen wird, während des Zyklus variieren kann, wird der Term $\sigma_{max}/X^0(T)$ mit obiger Argumentation in

$$\left(\frac{\sigma}{X^0(T)}\right)_{max} \quad (8.22)$$

umgeschrieben. Es werden also erneut die festigkeitsnormierten Beanspruchungen herangezogen. Unter der bereits getroffenen Annahme, dass die Bruchdehnung ε_f unter zyklischer Belastung der quasi-statischen Bruchdehnung entspricht, ergibt sich $\varepsilon_f(T) \cdot E^0(T) = X^0(T)$. Somit geht die maximal auftretende festigkeitsnormierte Beanspruchung im Zyklus auch in die Berechnung der graduellen Steifigkeitsdegradation ein. Nach der Umformulierung ergeben sich folgende Gleichungen, die zur Beschreibung der zyklenabhängigen Materialdegradation implementiert werden:

$$dX(n, \sigma, R, T) = \left(\frac{\sigma}{X^0(T)} \right)_{max} + \left[1 - \left(\frac{\log(n) - \log(0.25)}{\log(N_f) - \log(0.25)} \right)^{\beta_1(T)} \right]^{\frac{1}{\beta_2(T)}} \left(1 - \left(\frac{\sigma}{X^0(T)} \right)_{max} \right) \quad (8.23)$$

$$dE(n, \sigma, R, T) = \left(\frac{\sigma}{X^0(T)} \right)_{max} + \left[1 - \left(\frac{\log(n) - \log(0.25)}{\log(N_f) - \log(0.25)} \right)^{\lambda_1(T)} \right]^{\frac{1}{\lambda_2(T)}} \left(1 - \left(\frac{\sigma}{X^0(T)} \right)_{max} \right) \quad (8.24)$$

8.3 Adaptiver Zyklensprung für eine effiziente Lebensdauerberechnung

Analog zur mikromechanischen Ermüdungssimulation wird die zyklische Last auch in der makromechanischen Berechnung als transienter⁴ Prozess erfasst, vgl. Kapitel 5.3.2. Die Belastung wird im FE-Modell über Periodendauer, Amplitude und Mittellast definiert und die Ermüdungsschädigungsberechnung verläuft zyklenbasiert. Am Ende jedes Zyklus werden die darin auftretenden Beanspruchungen ausgewertet, und unter Verwendung des Ermüdungsschädigungsmodells wird die Materialdegradation ermittelt und geprüft, ob es zum ermüdungsbedingten Materialversagen kommt. Demnach wird der Programmablauf aus Abbildung 8.1 für jeden berechneten Lastzyklus durchlaufen. Aus den gleichen Gründen wie für die mikromechanische Lebensdauersimulation bietet sich also auch für eine effiziente Berechnung auf Makroebene ein adaptiver Zyklensprungalgorithmus an, s. Abbildung 5.66. Ein solcher Algorithmus wird von Van Paepegem et al. [173] für das von ihnen entwickelte Ermüdungsschädigungsmodell vorgeschlagen. Für das Modell von Shokrieh und Lessard [157, 158] wurde ein adaptiver Zyklensprungalgorithmus bisher noch nicht abgeleitet. Der Algorithmus soll die Kennwertdegradation, die ein Materialpunkt innerhalb des nächsten Zyklensblocks Δn_{i+1} erfährt, auf ein bestimmtes Maß beschränken, um eine adäquate Berücksichtigung von Lastumlagerungseffekten zu gewährleisten. Innerhalb des in der vorliegenden Arbeit vorgestellten Ermüdungsschädigungsmodells bietet sich dafür die Verwendung der Gleichung (8.23) für die kontinuierliche Festigkeitsdegradation an. Wird die Herabsetzung der Festigkeit innerhalb eines Zyklensblocks auf dX_{max} der initialen Festigkeit beschränkt, ergibt sich aus der Forderung

$$dX(n_{eq} + \Delta n_{i+1}) = dX(n_i) - dX_{max} \quad (8.25)$$

⁴Die Belastungsgeschwindigkeit ist weiterhin ausreichend gering, um die Belastung als quasi-statisch zu betrachten und Trägheitseffekte vernachlässigen zu können.

für die nächste reale Zyklenzahl $n_{eq} + \Delta n_{i+1}$ folgende Gleichung:

$$\log_{10}(n_{eq} + \Delta n_{i+1}) = \log_{10}(0, 25) + (\log_{10}(N_f) - \log_{10}(0, 25)) \cdot \left[1 - \frac{\left(\frac{dX(n_i) - dX_{max} - \left(\frac{\sigma}{X^0(T)} \right)_{max}}{1 - \left(\frac{\sigma}{X^0(T)} \right)_{max}} \right)^{\beta_2}}{\beta_1} \right] \quad (8.26)$$

Die Variable n_{eq} repräsentiert das verstrichene Leben aufgrund der vorangegangenen Lasthistorie, s. Abschnitt 8.1.4 und Gleichung (8.11). Mit der aus Gleichung (8.26) bestimmten realen Zyklenzahl lässt sich mittels Gleichung (8.27) für jeden Materialpunkt die Anzahl an Zyklen berechnen, die erforderlich ist, um im Zyklenblock eine weitere Festigkeitsdegradation von dX_{max} der Ausgangsfestigkeit zu erreichen. Um den Zyklensprung zu berechnen, muss von der ermittelten Zyklenzahl $n_{eq} + \Delta n_{i+1}$ die äquivalente Zyklenzahl n_{eq} der vorangegangenen Lasthistorie inklusive des Zyklensprungs Δn_i der Lebensdauerberechnung des aktuellen Zyklus n_i abgezogen werden.

$$\Delta n_{dX_{max}} = 10^{\log_{10}(n_{eq} + \Delta n)} - n_{eq} - \Delta n_i \quad (8.27)$$

Der kleinste Zyklensprung $\Delta n_{dX_{max}}$ aus allen Materialpunkten wird als globaler Zyklensprung für den nächsten virtuellen Zyklus vorgegeben.

Die Berechnung des adaptiven Zyklensprungs basiert auf der Beanspruchung des aktuellen Zyklus n_i . Eine Änderung der Beanspruchung im nächsten Zyklenblock, die durch Lastumlagerungen aufgrund einer Schädigung benachbarter Materialpunkte erfolgen kann, wird dadurch nicht berücksichtigt. Wird die Beanspruchung im nächsten Zyklus gegenüber der im aktuellen stark erhöht, könnte das Material innerhalb des nächsten Zyklenblocks stärker degradieren als mit Gleichung (8.25) gefordert.

Anhand der Lebensdauerberechnung eines [17,3/90/70/90/17,3]-Laminats unter Druckbelastung mit $R = 10$ und einer Maximalspannung von 78 % der Festigkeit wird der Einfluss des Parameters dX_{max} auf das berechnete Ermüdungsverhalten untersucht. Da hier lediglich der Einfluss des Parameters und nicht die Bruchlastspielzahl einer Probe mit diesem Laminat von Interesse ist, kann die Untersuchung anhand der Simulation eines einzelnen Elements stattfinden. Dadurch ist die Berechnung kleinerer dX_{max} zur Generierung einer Referenzlösung möglich. Abbildung 8.14 zeigt das Ergebnis dieser Untersuchung anhand der Verläufe der auf den Ausgangswert bezogenen Laminatfestigkeit über der Zyklenzahl. Ab einer zulässigen Degradation von $dX_{max} = 1\%$ sind kaum noch Änderungen im berechneten Verhalten durch kleiner werdende Werte für dX_{max} zu verzeichnen. Wie Tabelle 8.3 zeigt, steigt die berechnete Lebensdauer mit $dX_{max} = 1\%$ zwar auf 550002 gegenüber 439458 mit $dX_{max} = 0,25\%$ an. Bezüglich der für Lebensdaueruntersuchungen üblichen dekadischen Betrachtung (s. Tabelle 8.3) wird dieser Unterschied als ausreichend gering eingeschätzt. Zudem lässt sich mit der Wahl einer größeren zulässigen Degradation dX_{max} der erforderliche Rechenzeitaufwand stark reduzieren. Dieser wird in Tabelle 8.3 über die Anzahl berechneter virtueller Zyklen angegeben. Der Wert $dX_{max} = 1\%$ erscheint im Hinblick auf die Ergebnisqualität und auf den erforderlichen Rechenzeitaufwand ein guter Kompromiss zu sein und wird für alle makromechanischen Ermüdungsberechnungen mit adaptivem Zyklensprung verwendet.

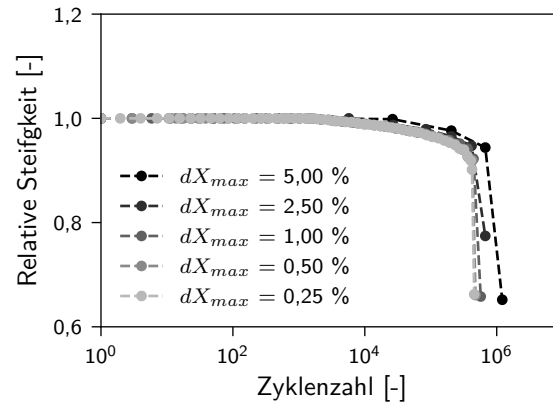


Abbildung 8.14: Einfluss der zulässigen Festigkeitsdegradation dX_{max} innerhalb eines Zyklenblocks bei adaptiver Zyklenprungmethode auf die errechnete kontinuierliche Steifigkeitsdegradation eines [17,3/90/70/90/17,3]-Laminats unter Druckbelastung mit 78 % der Festigkeit, $R = 10$

Tabelle 8.3: Ergebnis der Lebensdauervorhersage für ein mit 78 % der Festigkeit auf Druck belastetes [17,3/90/70/90/17,3]-Laminat ($R = 10$) und Rechenaufwand für verschiedene Werte für die zulässige Festigkeitsdegradation dX_{max} bei der adaptiven Zyklenprungmethode

dX_{max}	N_f	$\log_{10}(N_f)$	Anzahl berechneter Zyklen
5,00 %	1225610	6,01	6
2,50 %	658273	5,82	9
1,00 %	550002	5,74	20
0,50 %	461279	5,66	37
0,25 %	439458	5,64	71

8.4 Annahmen des Modells im Überblick

Für die Spannungssimulation und die Festigkeits- und Schädigungsmodellierung unter quasi-statischer Belastung trifft der Modellierungsansatz des homogenen UD-Verbunds folgende Annahmen:

- linear-elastisches Verhalten bis zum Versagen für das Verhalten unter Normalbeanspruchung
- nichtlinear-elastisches Verhalten bis zum Versagen für das Verhalten unter Schubbeanspruchung, beschrieben über das nichtlinear-elastische Teilmodell von Krause [93]
- Versagenseintritt wird über das Kriterium nach Puck [132] indiziert
- schlagartige Materialdegradation nach Versagensinitiierung

Für die Ermüdungsschädigungsberechnung bildet das auf der Basis von [157, 158] erweiterte Modell die folgenden Effekte ab:

- kontinuierliche Materialdegradation aufgrund der fortschreitenden Zyklenzahl
- Mittelspannungseffekt
- Einfluss variabler Amplituden und Lastreihenfolgeeffekt
- Materialdegradation und Lastumlagerungen
- Einfluss verschiedener Umgebungstemperaturen und variabler Temperaturen im Zyklus

Für eine effektive Ermüdungssimulation wird zudem ein Algorithmus für eine adaptive Bestimmung des Zyklensprungs abgeleitet. So kann auch für hohe Zyklenzahlen die progressive Materialdegradation in der erforderlichen zeitlichen (bzgl. der Zyklenzahl) Auflösung innerhalb einer annehmbaren Rechenzeit erfasst werden.

Das Modell beschreibt den UD-Verbund und kann daher für die Lebensdauerberechnung von in $[(0/90)_4]_s$ -Laminaten eingebettete UD-Lagen herangezogen werden. Für die vollständige Beschreibung der Ermüdungsschäden von $[(0/90)_4]_s$ -Laminaten fehlt im vorgestellten Ansatz noch die Berücksichtigung von Delaminationen. Da in den mit 1000 thermischen Zyklen belasteten Verbunden keine Delaminationen beobachtet werden, wird diese Schadensart im Modell für die Untersuchungen in der vorliegenden Arbeit nicht berücksichtigt. Werden Delaminationen über eine Modellerweiterung erfasst, kann mit dem Modell jedes beliebige $[(0/90)_4]_s$ -Laminat, bestehend aus dem gleichen Verbundmaterial, berechnet werden. Soll jedoch ein neues Materialsystem (andere Faser und/oder anderes Matrixmaterial) untersucht werden, müssen die Modellparameter neu kalibriert werden. Gemäß Camanho et al. [26] kann es zudem erforderlich sein, den Einfluss der Stützwirkung benachbarter Lagen im Laminat auf die Festigkeit der Einzellage über entsprechende *In-situ*-Festigkeitswerte zu berücksichtigen.

9 Ergebnisse der makromechanischen Ermüdungssimulation

Die erste Forschungshypothese der vorliegenden Arbeit lautet:

„Der Beitrag der auf Faser-Matrix-Ebene thermisch induzierten Spannungen zur Ermüdung eines CFK-Laminats unter zyklischer Temperaturbelastung ist – unter Berücksichtigung der Streuung der Kennwerte – signifikant.“

Ist diese Hypothese wahr, so dürfen die auf Mikroebene induzierten Spannungen in der Ermüdungssimulation thermisch belasteter MD-Lamine nicht vernachlässigt werden. Das bedeutet im Umkehrschluss, dass eine Vernachlässigung des Mikroeffekts zu einer Unterschätzung der Materialdegradation durch das Modell führt. Mit dem im vorherigen Kapitel abgeleiteten makromechanischen Ermüdungsschädigungsmodell – das den Mikroeffekt derzeit nicht berücksichtigt – wird im Folgenden die Ermüdungsschädigung in thermisch zyklerten Kreuzverbunden berechnet und die Simulationsergebnisse werden den Ergebnissen aus den Temperaturwechseltests (Kapitel 7) gegenübergestellt. Dafür müssen zunächst die Material- und Modellparameter bestimmt werden. Dies ist Thema des ersten Unterkapitels. Um die allgemeine Vorhersagequalität des Ermüdungsschädigungsmodells zu bewerten, wird es anschließend anhand mechanischer Lastfälle an einem [17,3/90/70/90/17,3]-Laminat validiert (Kapitel 9.2). Danach kann es für die Ermüdungsschädigungsvorhersage unter thermischer Last verwendet werden (Kapitel 9.3).

9.1 Parameterkalibrierung

Zur Ermüdungssimulation des Verbunds unter mechanischen und thermischen Lasten mit dem abgeleiteten Ermüdungsschädigungsmodell muss dieses zunächst mit Materialdaten kalibriert werden. Dafür sind die folgenden Materialparameter zu bestimmen:

- E-Moduln und Schubmoduln für die verschiedenen Materialrichtungen (s. Abbildung 8.2)
- Querkontraktionszahlen
- Nichtlinearitätsparameter für das *In-plane*-Schubverhalten
- Zug- und Druckfestigkeiten für die verschiedenen Materialrichtungen und Schubfestigkeiten in den verschiedenen Materialebenen
- Daten aus Wöhlerversuchen zur Bestimmung der Masterkurvenparameter für die Lebensdauerberechnung
- Daten zur zyklischen Steifigkeitsdegradation in den verschiedenen Materialrichtungen

Mechanische Kennwerte für unidirektionale Faserverbunde können mithilfe von Normversuchen an Flachproben (DIN EN ISO 14126, DIN EN ISO 527-1 bis -5) ermittelt werden. Insbesondere wenn es um die Kennwertbestimmung für ein im Wickelprozess eingesetztes Material geht, sind aber auch Versuche an Rohrproben [133] denkbar. Diese sind jedoch in der experimentellen Umsetzung

Tabelle 9.1: Elastizitätskennwerte des UD-Verbunds aus IM7/Epoxid

Temperatur [K]	E_{11}^t [MPa]	E_{11}^c [MPa]	E_{22}^t [MPa]	E_{22}^c [MPa]	G_{12} [MPa]	ν_{12}
293,15	175969	160088	9163	9477	5140 ²	0,288
173,15	206397 ¹					
77,15			11338 ²	11730 ²		

¹Daten verwendet mit freundlicher Genehmigung des IWM

²Daten verwendet mit freundlicher Genehmigung der IABG; an Rohrproben ermittelt

Tabelle 9.2: Festigkeitskennwerte des UD-Verbunds aus IM7/Epoxid

Temperatur [K]	X_{11}^t [MPa]	X_{11}^c [MPa]	X_{22}^t [MPa]	X_{22}^c [MPa]	X_{12} [MPa]
293,15	2555	1379	44	179	71,6 ²
173,15	2560 ¹				
77,15	2870 ²			273 ²	

¹Daten verwendet mit freundlicher Genehmigung des IWM

²Daten verwendet mit freundlicher Genehmigung der IABG; an Rohrproben ermittelt

aufwendiger, da spezielle Einspannvorrichtungen erforderlich sind. Die in Tabelle 9.1 und Tabelle 9.2 angegebenen Elastizitäts- und Festigkeitskennwerte wurden, wenn nicht anders vermerkt, in Versuchen an Flachproben bestimmt.

Anhand der Spannungs-Dehnungs-Kurven einer UD-Rohrprobe unter Schubbelastung in Abbildung 9.1 wird das nichtlinear-elastische Modell nach [92, 93] in Gleichung (8.3) für die Beschreibung des Schubverhaltens in der Ebene kalibriert. Im Regressionsprozess werden sowohl der initiale Modul G^0 als auch der Nichtlinearitätsparameter δ als Variable definiert, um eine möglichst gute Approximation der Messkurven zu erzielen. Daher kann der im Regressionsprozess bestimmte initiale Modul G^0 vom nach Norm bestimmten Messwert in Tabelle 9.1 abweichen.

Für das Verbundmaterial liegen keine Messungen in der 3-Richtung vor. Diese sind zur Modellkalibrierung nicht zwingend erforderlich, da im ungeschädigten Zustand transversale Isotropie angenommen wird und damit die Kennwerte in 3-Richtung mit den Kennwerten in 2-Richtung gleichgesetzt werden können. Da die Unterschiede der Moduln für Zug- und Druckbelastung unter 10 % liegen, werden sie im Modell nicht differenziert. Stattdessen wird ein aus Zug- und Druckmodul gemittelter E-Modul vorgegeben. Für die Querkontraktionszahlen wird lediglich der Wert für die 1,2-Ebene ermittelt. Der Wert für die 1,3-Ebene wird diesem gleichgesetzt (transversale Isotropie). Für die Querkontraktionszahl ν_{23} wird der Wert 0,346¹ angenommen.

Die Ermüdungsberechnung unter thermischer Belastung erfordert die Materialcharakterisierung in dem untersuchten Temperaturbereich. Deshalb werden in den Tabellen für einige Kennwerte zusätzlich die Daten für zwei verschiedene Tieftemperaturen angegeben. Das Material weist bei tieferen Temperaturen in und quer zur Faserrichtung höhere Moduln und höhere Festigkeitskennwerte auf als bei Raumtemperatur. Unter Schubbelastung liegen keine Tieftemperaturdaten vor. Wie in Abschnitt 8.2.1 beschrieben, werden die Kennwerte in Faserrichtung über der Temperatur linear und die

¹Angabe des Drucktankherstellers

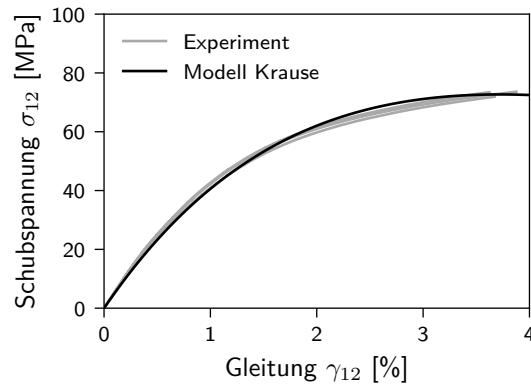


Abbildung 9.1: Experimentell ermitteltes und mit dem nichtlinear-elastischen Modell nach Krause modelliertes Schubverhalten des UD-Verbunds²

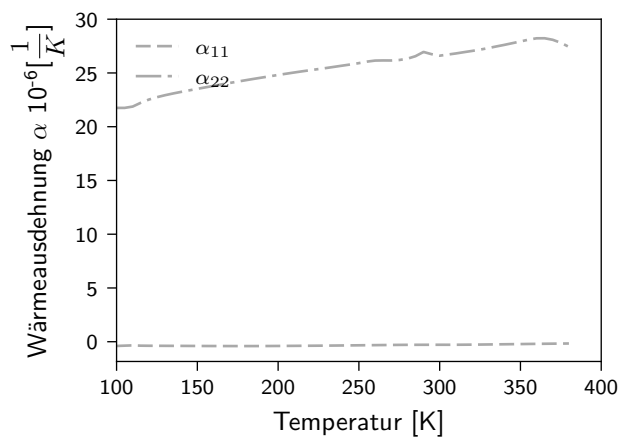


Abbildung 9.2: Temperaturabhängige thermische Ausdehnung der UD-Lage in (α_{11}) und quer (α_{22}) zur Faserrichtung³

Kennwerte quer zur Faserrichtung sowie die Schubkennwerte quadratisch gemäß Gleichung (8.13) interpoliert. Dabei liegen der quadratischen Interpolation DMA-Messwerte unter Biegung zugrunde.

Für die thermomechanischen Spannungsberechnungen muss der Wärmeausdehnungskoeffizient α des Materials bekannt sein. Aufgrund der Anisotropie des Faserverbunds wird dieser in zwei Materialrichtungen bestimmt: in Faserrichtung (α_{11}) und quer (α_{22}) zur Faserrichtung. Auch das Wärmeausdehnungsverhalten wird als transversal-isotrop angenommen und daher der Wert in Dickenrichtung $\alpha_{33} = \alpha_{22}$ gesetzt. In Faserrichtung ist das Wärmeausdehnungsverhalten stark von der Faser bestimmt und der Wert des thermischen Ausdehnungskoeffizienten α_{11} ist im Verhältnis zu der von den Matrixeigenschaften dominierten thermischen Ausdehnung quer zur Faserrichtung sehr gering, vgl. Abbildung 9.2. Dieser Unterschied der thermischen Ausdehnung in den Materialrichtungen ist die Ursache für die auf Laminebene induzierten Spannungen bei thermischer Belastung. Der Wärmeausdehnungskoeffizient quer zur Faserrichtung weist eine deutliche Abhängigkeit von der Umgebungstemperatur auf, die in den späteren Berechnungen berücksichtigt wird. Dazu werden die Messdaten in der FE-Berechnung tabellarisch vorgegeben. Zwischen den einzelnen Messpunkten wird linear interpoliert.

²Messdaten verwendet mit freundlicher Genehmigung der IABG

³Messdaten verwendet mit freundlicher Genehmigung des LLB

Tabelle 9.3: Parameter der Wöhlerlinie des UD-Verbunds aus IM7/Epoxid für verschiedene Spannungsverhältnisse Spannungsverhältnis (R)

Materialrichtung	11	22, 33	12, 13
$R = 0,1$			
A [MPa]	2435,91 ¹	29,66 ²	66,09 ²
B [-]	-0,016 ¹	-0,028 ²	-0,031 ²
$R = -1,0$			
A [MPa]	740,23 ¹		75,87 ²
B [-]	-0,026 ¹		-0,109 ²
$R = -3,96$			
A [MPa]		145,24 ²	
B [-]		-0,074 ²	
$R = 10$			
A [MPa]	740,23 ¹	143,10 ²	
B [-]	-0,008 ¹	-0,027 ²	

¹Messdaten aus [56, 72]

²Messdaten verwendet mit freundlicher Genehmigung der IABG

Tabelle 9.4: Parameter der Masterkurve zur Lebensdauerberechnung für den UD-Verbund aus IM7/Epoxid

Materialrichtung	11	22, 33	12, 13
u [-]	1,240	2,282	5,239
v [-]	1,254	2,558	6,490
C [MPa]	1,421	0,027	1,117
D [-]	-0,021	-0,044	-0,143

Zur Kalibrierung der Masterkurve für die Lebensdauerberechnung sind Wöhlerdaten für verschiedene Spannungsverhältnisse R erforderlich. Für das Material IM7/Epoxid wurden solche Daten von Hamid et al. [56] und Hohe et al. [72] veröffentlicht. Die Versuchsdaten werden mit einer Potenzfunktion

$$\sigma_{max} = \sigma_o, |\sigma_u| = A \cdot N_f^B \quad (9.1)$$

beschrieben. Als Spannungsniveau σ_{max} wird die Oberspannung σ_o für zugdominierte Beanspruchung ($|R| < 1$) und der Betrag der Unterspannung $|\sigma_u|$ für druckdominierte Beanspruchung ($|R| > 1$) herangezogen. Die Parameter der Wöhlerlinien werden in Tabelle 9.3 aufgelistet. Die betragsmäßig sehr niedrigen Exponenten B bedeuten eine sehr flache Wöhlerlinie und attestieren dem Material eine sehr hohe Ermüdungsfestigkeit. Mit den Wöhlerparametern für die verschiedenen Spannungsverhältnisse werden die Parameter der Masterkurve für die Lebensdauerberechnung (s. Abschnitt 8.1.2) bestimmt. Diese werden in Tabelle 9.4 aufgelistet.

Während kraftgesteuert durchgeführter zyklischer Versuche können versuchsbegleitend die Dehnungen der Probe aufgenommen werden, sodass eine Änderung der Schub- und E-Moduln über der Zyklenzahl ermittelt werden kann. Damit werden die Kennwerte für die kontinuierliche Steifigkeitsdegradation λ_1 und λ_2 bestimmt. Das Ergebnis der Kalibrierung für zyklische Lasten quer zur Faser und für Schub wird in Abbildung 9.3 Versuchsdaten gegenübergestellt. Die Versuchsdaten wurden an Rohrproben für verschiedene Spannungsniveaus und Spannungsverhältnisse ermittelt. Eine solche

⁴Messdaten verwendet mit freundlicher Genehmigung der IABG

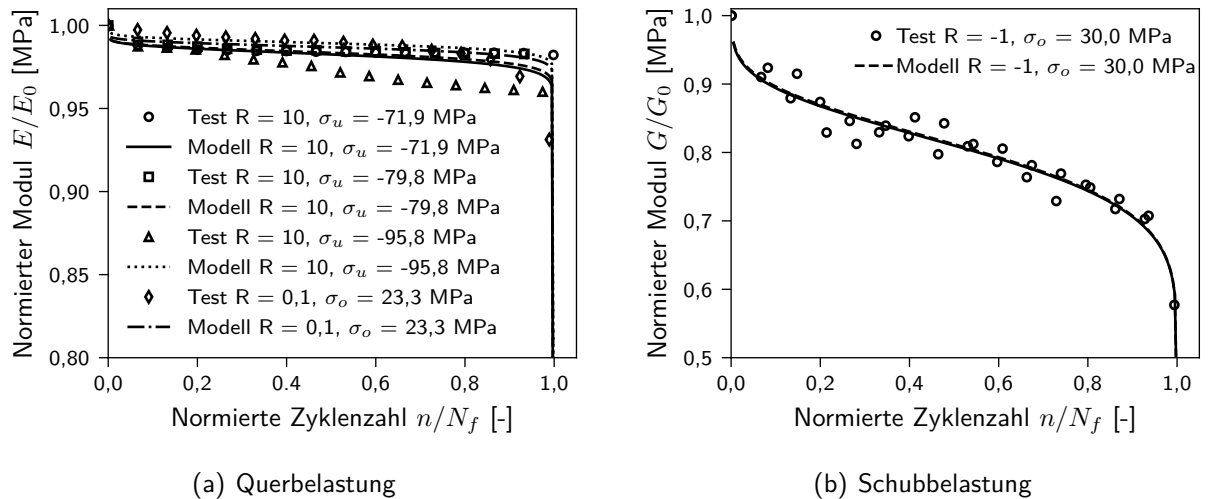


Abbildung 9.3: Verlauf des normierten Moduls über der normierten Lastspielzahl, beschrieben mit Gleichung (8.9)⁴

Tabelle 9.5: Parameter für die kontinuierliche Degradation, Gleichung (8.23) und (8.24), des UD-Verbunds aus IM7/Epoxyd

Materialrichtung	11	22, 33	12, 13
β_1 [-]	0,884	0,1693	1,207
β_2 [-]	45	123	6,070
λ_1 [-]	0,884	0,169	1,207
λ_2 [-]	45	123	6,070

Gegenüberstellung für Belastungen in Faserrichtung findet sich in der Veröffentlichung von Lüders et al. [107]. In der Tabelle 9.5 werden die ermittelten Materialparameter für die kontinuierliche Steifigkeitsdegradation zusammengestellt. Messungen zur kontinuierlichen Festigkeitsdegradation liegen nicht vor. Basierend auf den in Abschnitt 8.1.3 erläuterten Überlegungen werden die Parameter für die Festigkeitsdegradation mit denen der Steifigkeitsdegradation gleichgesetzt.

In Abbildung 9.4 wird exemplarisch das Ergebnis des Fittingprozesses für das Ermüdungsschädigungsmodell dargestellt. Hier wird die Modellvorhersage für die Wöhlerlinie von unterschiedlich belasteten UD-Verbunden mit den experimentell ermittelten Wöhlerlinien verglichen. Das Modell kann das Ermüdungsverhalten des Verbunds gut abbilden. Da die für den Vergleich genutzten experimentellen Daten zur Bestimmung der Modellparameter verwendet werden, handelt es sich hierbei lediglich um eine Verifikation, also um eine Überprüfung der Kalibrierungsqualität. Die Modellvalidierung anhand mechanischer Lastfälle (quasi-statisch und zyklisch) ist Thema des nächsten Abschnitts. Danach wird das Modell in Abschnitt 9.3 für die Ermüdungsberechnung unter zyklischer thermischer Last angewendet.

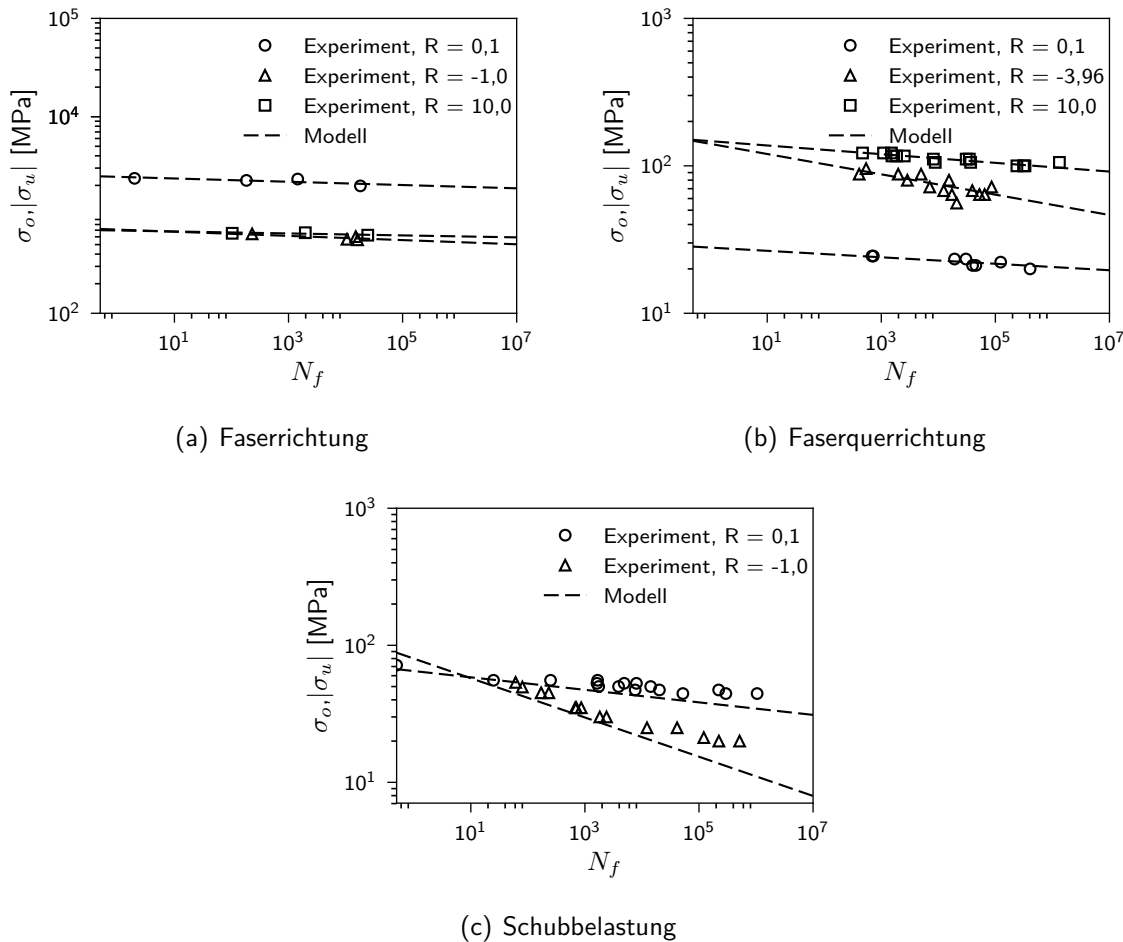


Abbildung 9.4: Bewertung der Kalibrierung des Ermüdungsschädigungsmodells anhand des Vergleichs der Modellvorhersage mit den Versuchsdaten; Messdaten für Belastungen in Faserrichtung aus [56, 72] und für Belastungen quer zur Faserrichtung und Schub verwendet mit freundlicher Genehmigung der IABG

9.2 Mechanische Belastung

Zur Bewertung und Validierung des Materialmodells inklusive Ermüdungsschädigung unter mechanischer Belastung dienen Daten aus folgenden Versuchen:

- quasi-statische Zug- und Druckversuche an einem [17,3/90/70/90/17,3]-Laminat⁵
- quasi-statische Zug- und Druckversuche an einem [(0/90)₄]_s-Laminat (s. Kapitel 7)
- zyklische Versuche bei Raumtemperatur für drei Spannungsverhältnisse an einem [17,3/90/70/90/17,3]-Laminat⁵

Diese Versuche wurden bei Raumtemperatur an Flachproben nach der Norm DIN EN ISO 527-4 für Zugbelastung und DIN EN ISO 14126 für Druckbelastung durchgeführt. Bei der Gestaltung der Proben sind Bereiche vorgesehen, an denen Aufleimer appliziert werden und an denen die Probe in der Prüfmaschine über einen Klemmmechanismus eingespannt wird. Über einen dieser Einspannbereiche wird verschiebungsgesteuert die Last eingeleitet. Die Probenlänge zwischen den Einspannbereichen wird als freie Länge bezeichnet. Die Abbildung der mechanischen Versuche im FE-Modell erfolgt vereinfacht, da die detaillierte Abbildung der Versuchsrandbedingungen im Sinne eines virtuellen

⁵Messdaten verwendet mit freundlicher Genehmigung des IWM

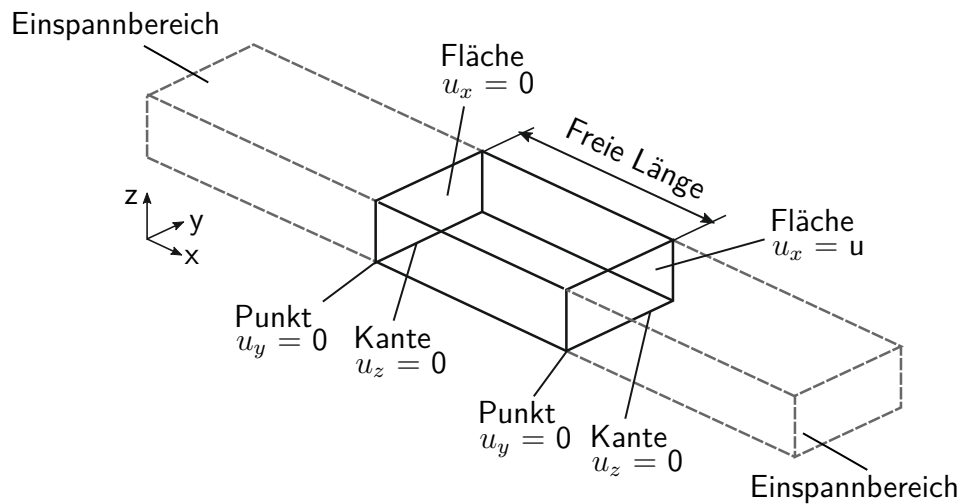


Abbildung 9.5: Schematische Darstellung des Modells einer Flachprobe (nicht maßstabsgetreu)

Versuchsstands nicht im Fokus der vorliegenden Arbeit steht. Die Probengeometrie wird auf die freie Länge reduziert und die Randbedingungen werden direkt auf die Stirnflächen aufgebracht, s. Abbildung 9.5. Die Randbedingungen sollen im Bereich der freien Länge einen einachsigen Belastungszustand in Probenlängsrichtung hervorrufen. Die dafür an verschiedenen Flächen, Kanten und Punkten aufzubringenden Verschiebungsrandbedingungen werden in der Abbildung skizziert. Die freie Länge beträgt in den Zuglastfällen 150 mm. Im Drucklastfall unterscheidet sich die freie Länge für die beiden Lamine. Für das $[(0/90)_4]_s$ -Laminat beträgt sie 25 mm, für das $[17,3/90/70/90/17,3]$ -Laminat 14,5 mm. Breite und Dicke der Flachprobenmodelle orientieren sich an den realisierten Probengeometrien. Die Werte werden über alle Proben des gleichen Versuchstyps im jeweiligen Testprogramm gemittelt. Die sich daraus ergebende und modellierte Geometrie der Flachproben ist in Anhang E in Tabelle E.1 angegeben. Dort finden sich auch Informationen zu den Einzellagendicken in den beiden Lagenaufbauten. Jede Lage im Laminataufbau wird ausmodelliert und mit mindestens einem Element über der Dicke vernetzt. Dabei gibt die dünnste Lage die Elementkantenlänge in Dickenrichtung vor. Um im gesamten Modell ein Elementkantenlängenverhältnis von ungefähr eins zu gewährleisten, wird diese Länge für alle Elementkanten vorgegeben. Die verwendeten Elemente sind dreidimensionale Kontinuumsэлеmente mit linearen Ansatzfunktionen und reduzierter Integration. Die Simulationen der eingangs genannten Versuche an den beiden Laminaten werden mit den in Tabelle 9.6 aufgelisteten Material- und Modellparametern durchgeführt. Da die Validierungsdaten aus bei Raumtemperatur durchgeführten Versuchen stammen, werden in der Tabelle 9.6 lediglich die Eingabedaten für Raumtemperatur angegeben.

Abbildung 9.6 stellt die Modellvorhersage für eine quasi-statische Last den experimentell ermittelten Daten für das $[17,3/90/70/90/17,3]$ -Laminat gegenüber. Für das $[(0/90)_4]_s$ -Laminat wird dieser Vergleich in Abbildung 9.7 gegeben. Das Modell bildet die Steifigkeit beider Lamine gut ab. Der relative Fehler der Steifigkeitsvorhersage liegt zwischen -11 % und 8 %. Der Fehler der berechneten Druckfestigkeit des $[(0/90)_4]_s$ -Laminats liegt unter 1 %, der für die berechnete Zugfestigkeit des $[17,3/90/70/90/17,3]$ -Laminats bei 2 %.

Durch das Aufleimerversagen vor bzw. genau bei Eintritt des Festigkeitsversagens (s. Abschnitt 7) kann die Zugfestigkeit der $[(0/90)_4]_s$ -Proben aus den vorliegenden Versuchsdaten nicht ermittelt werden. Demnach liegt keine Datengrundlage für die abschließende Bewertung der Zugfestigkeitsvorhersage für das $[(0/90)_4]_s$ -Laminat vor. Da die berechnete Festigkeit 2 % unterhalb der durchschnittlichen Spannung liegt, bei der im Versuch die Aufleimer versagen, ist die Vorhersage konservativ. Aufgrund des Bruchs einer Referenzproben vor dem Aufleimerversagen, ist zu vermuten, dass die Laminatfestigkeit und die Spannungen bei Aufleimerversagen sehr nahe beieinander liegen und somit

Tabelle 9.6: Materialparameter eines UD-Verbunds aus IM7/Epoxid

Materialrichtung	11	22, 33	12, 13
Elastizitätsparameter ¹			
E/G [MPa]	168029	9320	5310 ²
	$\nu_{12} = \nu_{13} = 0,288$		
	$\nu_{23} = 0,346$		
	$\delta_K = 26,88^2$		
Festigkeitsparameter [MPa]			
Zug	2555	44	71,6 ³
Druck	1379	179	
Parameter der Masterkurve			
u [-]	1,240	2,282	5,239
v [-]	1,254	2,558	6,490
C [MPa]	1,421	0,027	1,117
D [-]	-0,021	-0,044	-0,143
Degradationsparameter			
α [-]	45	123	6,070
β [-]	0,884	0,1693	1,207
γ [-]	45	123	6,070
λ [-]	0,884	0,169	1,207

¹Mittelwert aus Zug- und Druckversuchen

²Aus dem Parameterfitting der nichtlinearen Schubspannungs-Dehnungs-Beziehung

³Messdaten verwendet mit freundlicher Genehmigung der IABG

die Zugfestigkeitsvorhersage für das [(0/90)₄]_s-Laminat im gleichen Genauigkeitsbereich liegt wie die Vorhersage der anderen Laminatfestigkeiten.

Auch die Testdaten aus den Druckversuchen am [17,3/90/70/90/17,3]-Laminat liefern keine valide Testbasis, da zum einen nur Testdaten von drei Proben vorliegen. Zum anderen ist in den Versuchen ein Verrutschen des an den Proben angebrachten Extensometers zur Dehnungsmessung aufgetreten. Dies ist an den unregelmäßigen Verläufen zweier Versuchskurven erkennbar. Anhand des Kraftsignals kann die Bruchspannung im Versuch dennoch ausgewertet werden. Die Simulation überschätzt diese um 18 %. An dieser Stelle ist eine Ausführung zum Herstellungsprozess der [17,3/90/70/90/17,3]-Proben angebracht: Um den Einfluss des zur Herstellung von Druckbehältern aus FVK üblichen Fertigungsprozesses in den Materialkennwerten abzubilden, wurden die [17,3/90/70/90/17,3]-Proben im Nasswickelprozess hergestellt. Ein unerwünschter Effekt dieses Fertigungsprozesses ist eine Krümmung in Längsrichtung der Proben. Eine solche Krümmung ist insbesondere im Druckversuch kritisch, da eine zusätzliche Biegebeanspruchung aufgebracht wird. Das setzt die im Versuch ermittelten Druckfestigkeiten gegenüber der Festigkeit bei ideal uniaxialer Belastung herab. In der Simulation wird die Probe als ideal uniaxial belastet modelliert und somit werden höhere Festigkeiten als im Versuch berechnet. Insgesamt liefert das Materialmodell eine gute Vorhersage für das Laminatverhalten.

⁶Messdaten verwendet mit freundlicher Genehmigung des IWM

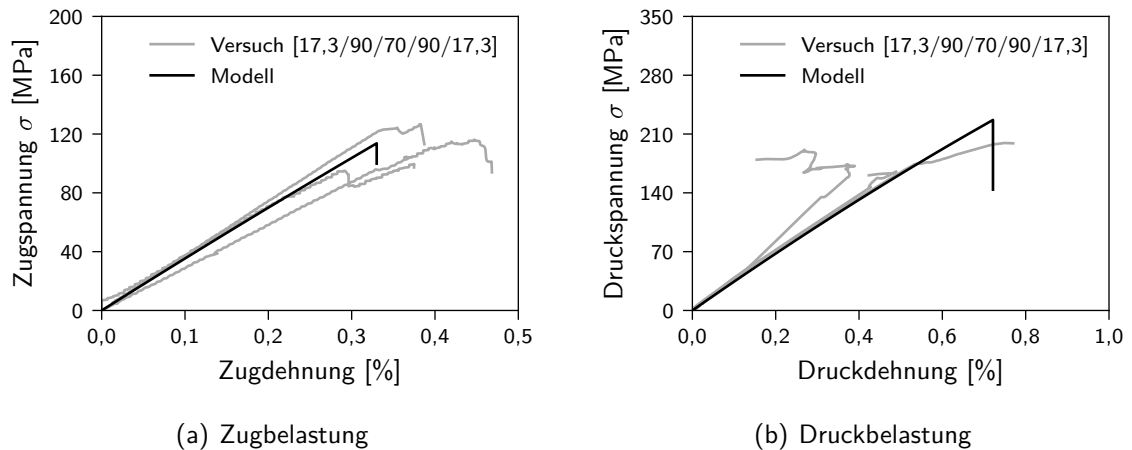


Abbildung 9.6: In Experimenten beobachtetes und mit dem Modell berechnetes Verhalten eines $[17,3/90/70/90/17,3]$ -Laminats unter quasi-statischer Zug- und Druckbelastung⁶

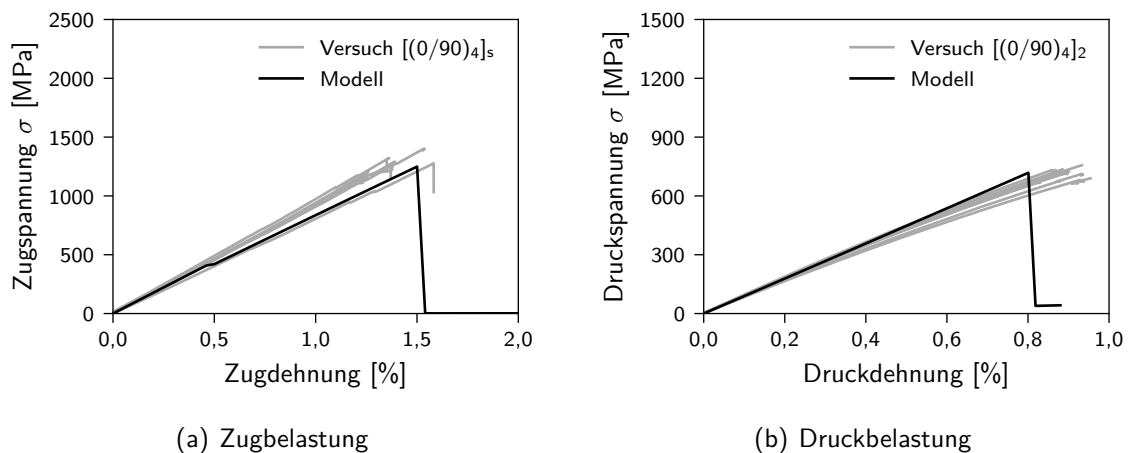


Abbildung 9.7: In Experimenten beobachtetes und mit dem Modell berechnetes Verhalten eines $[(0/90)_4]_s$ -Laminats unter quasi-statischer Zug- und Druckbelastung

Die Validierung des Ermüdungsschädigungsmodells erfolgt anhand von $[17,3/90/70/90/17,3]$ -Laminaten. Das Ergebnis wird in Abbildung 9.8 gezeigt. Der Einfluss des Spannungsverhältnisses wird durch das Modell qualitativ gut abgebildet. Tabelle 9.7 vergleicht die berechneten mit den gemessenen Wöhlerparametern. Für die Zugschwellbelastung ($R = 0,1$) stimmen diese gut überein. Für die Wechsellast ($R = -1$) wird im Regressionsprozess aufgrund der kleinen Datenbasis und der hohen Streuung der Versuchsdaten mit $B > 1$ ein unphysikalischer Wöhlerexponent bestimmt. Diese Regression kann daher nicht zur Validierung der Simulation herangezogen werden. Gemäß der grafischen Darstellung in Abbildung 9.8 liegt die Modellvorhersage für $R = -1,0$ aber innerhalb der Streuung der experimentellen Daten. Für die Druckschwelllast ($R = 10$) überschätzt die Simulation den Anstieg der Wöhlerlinie und unterschätzt damit die Ermüdungsfestigkeit etwas. Doch auch hier liegt die Modellvorhersage innerhalb der Streuung der Versuchsdaten.

Die Modellvalidierung beschränkt sich bisher auf mechanische Belastungen bei Raumtemperatur. Für eine abschließende Validierung des Modells ist – besonders im Hinblick auf den Lastfall der thermischen Zyklierung – ein Vergleich von Modellvorhersage und Experiment für andere Temperaturbereiche erforderlich. Aufgrund fehlender Validierungsdaten für das in der vorliegenden Arbeit untersuchte Material kann dies im Rahmen der vorliegenden Arbeit nicht geleistet werden. Der hier

⁶Messdaten verwendet mit freundlicher Genehmigung des IWM

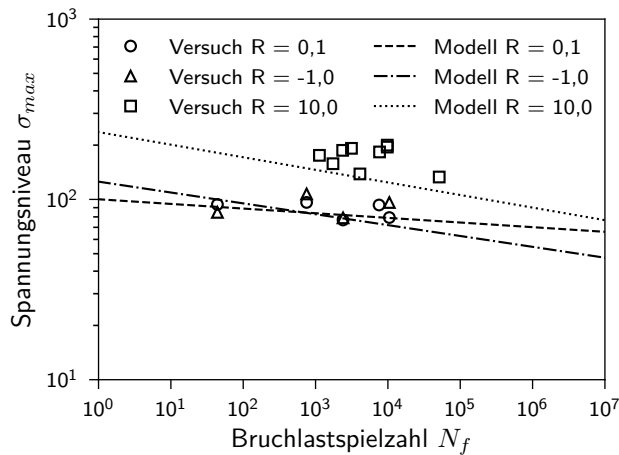


Abbildung 9.8: Validierung des Ermüdungsschädigungsmodells anhand zyklisch mechanisch belasteter [17,3/90/70/90/17,3]-Lamine⁷

Tabelle 9.7: Vergleich der berechneten und der gemessenen Wöhlerparameter des [17,3/90/70/90/17,3]-Laminats bei verschiedenen Spannungsverhältnissen R

Wöhlerparameter	Experiment	Simulation
$R = 0,1$		
A [MPa]	103,87	100,17
B [-]	-0,024	-0,026
$R = -1,0$		
A [MPa]	84,37	125,46
B [-]	0,011	-0,060
$R = 10$		
A [MPa]	235,68	236,22
B [-]	-0,037	-0,070

beschriebene Modellierungsansatz zeigt jedoch in [107] für das CFK-Material T8000/2500 eine gute Lebensdauervorhersage von bei 373,155 K in verschiedenen Winkeln zur Faserrichtung belasteten UD-Verbunden. Daher wird die Vorhersagequalität des Modells als ausreichend gut eingeschätzt, um für die Ermüdungsberechnung unter thermischer Belastung angewendet werden zu können. Insgesamt stimmt die Modellvorhersage für das Ermüdungsverhalten von MD-Verbunden unter zyklischer mechanischer Belastung gut mit den experimentell ermittelten Wöhlerlinien dieser Verbunde überein.

9.3 Thermische Belastung

Um zu prüfen, ob die Ermüdungsberechnung eines thermisch belasteten MD-Laminats mit homogenisierten UD-Lagen zu einer Unterschätzung der Ermüdungsschädigung und der Lebensdauer führt, werden numerische Analysen der Temperaturwechselbelastung zwischen 293 K und 90 K an dem [(0/90)₄]_s-Laminat durchgeführt, das auch experimentell untersucht wird (s. Kapitel 7). Die daraus abgeleiteten Erkenntnisse sind qualitativ auch für das Laminat mit zusätzlicher Mittellage ([(0/90)₄/90/(0/90)₄]_s) gültig. Folgende Ergebnisse der numerischen Analyse werden mit den experimentellen Erkenntnissen (Kapitel 7) verglichen:

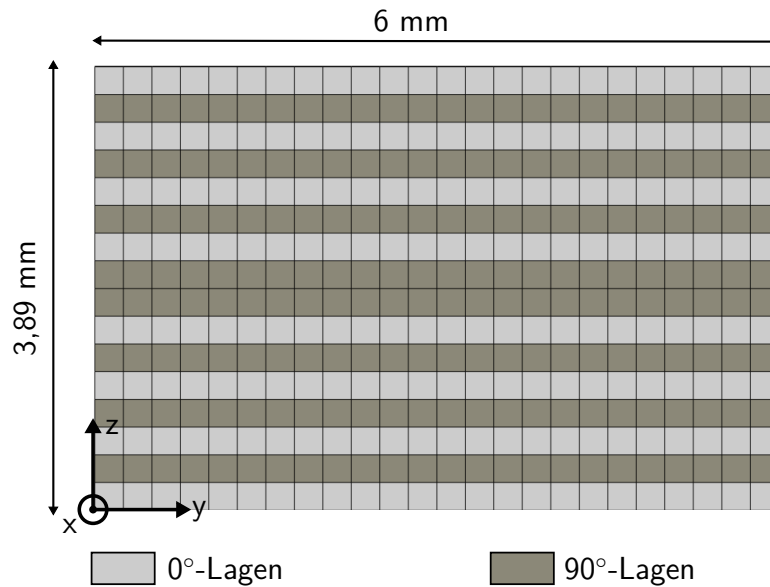


Abbildung 9.9: Modell des $[(0/90)_4]_s$ -Laminats für die Analyse der Temperaturwechsellast; Faserrichtung und Lastrichtung der nachfolgend aufgetragenen quasi-statischen mechanischen Belastung entsprechen der y-Richtung

1. Zyklenzahl bis zur Schadensinitiierung
2. Schädigungsart (Faser- oder Matrixschädigung)
3. Position der Schadensinitiierung
4. zyklenzahlabhängige Herabsetzung der Laminatsteifigkeit und -festigkeit

Die numerische Analyse beinhaltet daher zunächst die Ermüdungsschädigungsberechnung unter thermischer Last mit ungehinderter Wärmeausdehnung des Gesamtlaminats. Zur Bestimmung der Reststeifigkeit und der Restfestigkeit des Laminats schließen sich daran Simulationen mit quasi-statischer mechanischer Belastung an. Um die Laminatkennwerte abhängig von der Anzahl der Temperaturzyklen zu bestimmen, sind nachgelagerte Analysen für verschiedene Zyklenzahlen erforderlich. Dafür werden die **Restart write*- und die **Import*-Funktion von ABAQUS[®] genutzt⁸. Die Modellierung des Laminats entspricht dem Modellierungsansatz für die mechanische Belastung (s. Kapitel 9.2): Jede Laminatschicht wird mit einer Lage Volumenelementen vernetzt, s. Abbildung 9.9. Aufgrund des hohen Speicherplatzbedarfs der **Restart write*-Funktion müssen jedoch die Modellabmessungen angepasst werden. Es wird ein Laminatausschnitt von 6 mm Breite und 6 mm Länge modelliert. Die Laminatdicke von 3,89 mm wird beibehalten. Für die thermische Belastung wird eine freie Lagerung verwendet. Dennoch können Spannungsüberhöhungen an den freien Rändern auftreten [97]. Die Modellabmessungen sind jedoch ausreichend groß, um die Spannungen zur Probenmitte hin abklingen zu lassen. Der Einfluss der reduzierten Modellabmessung wird daher als ausreichend gering eingeschätzt. Für die nachfolgende Berechnung der quasi-statischen mechanischen Lastfälle werden die in Abbildung 9.5 definierten Randbedingungen aufgebracht. Sie induzieren einen homogenen, einachsigen Belastungszustand, sodass die Modellabmessungen auch hier keinen relevanten Einfluss auf die hervorgerufenen Dehnungen und Spannungen haben.

⁸Bei Verwendung der **Restart write*- und der **Import*-Funktion von ABAQUS[®] genügt es, die zyklische Berechnung einmalig durchzuführen. Mit der **Import*-Funktion kann der anschließenden mechanischen Analyse ein beliebiges Zwischenergebnis der zyklischen Rechnung als Ausgangszustand vorgegeben werden.

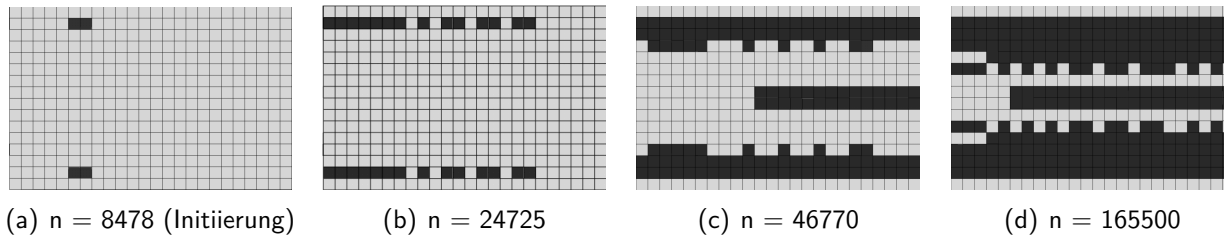


Abbildung 9.10: Entwicklung der Matrixschädigung bei zyklischer thermischer Belastung eines $[(0/90)_4]_s$ -Laminats zwischen 293 K und 90 K; schwarze Bereiche kennzeichnen Matrixschädigungen

Gemäß den aus der ersten Hypothese abgeleiteten Erwartungen wird die Schädigung unter zyklischer Temperaturbelastung in der Simulation bei Zyklus $n = 8478$ und damit wesentlich später als im Experiment initiiert, s. Abbildung 9.10(a). Im Experiment werden Schäden bereits in den mit 1000 Zyklen belasteten Proben detektiert. In beiden Fällen handelt es sich ausschließlich um Matrixschäden. Faserschäden werden weder im Experiment noch in der Simulation (bis Zyklus $n = 165500$) beobachtet. Bei fortschreitender Ausbreitung der Matrixschäden könnten auch Delaminationen auftreten, die in der Modellierung bisher nicht berücksichtigt und in den Experimenten bis zum Zyklus $n = 1000$ nicht beobachtet werden.

Die Matrixschäden werden in der Simulation in Lage 2 und 15 des 16-lagigen Laminats initiiert. Sie breiten sich zunächst sehr weit in diesen Lagen aus ($n = 24725$, Abbildung 9.10(b)), bis auch in den angrenzenden und in den beiden Mittellagen Schäden initiiert werden ($n = 46770$), Abbildung 9.10(c). Im letzten gerechneten Zyklus $n = 165500$ sind schließlich nahezu alle Lagen des Laminats geschädigt. Auch in den Experimenten wird eine stärkere Tendenz der Schadensinitiiierung für die äußeren Laminatlagen und für die Mittellagen (s. Abbildung 7.3, Kapitel 7.1) beobachtet. Allerdings treten hier Risse in den äußersten Laminatlagen (Lage 1 und Lage 16) auf. Diese bleiben in der Simulation ungeschädigt. Matrixschädigungen werden maßgeblich durch die induzierten Spannungen quer zur Faserrichtung hervorgerufen. Da bei einer Abkühlung des $[(0/90)_4]_s$ -Laminats in allen Lagen die thermische Kontraktion quer zur Faserrichtung behindert wird, induziert dieser Lastfall in jeder Lage Zugspannungen quer zur Faserrichtung. Für ausgewählte Lagen werden in Abbildung 9.11 die Spannungsverläufe entlang der x-Achse dargestellt. In der Probenmitte (Abszissenwert $x = 0,5$) beträgt die Spannung in allen Lagen ca. 48 MPa. Zum Rand hin (Abszissenwert $x = 0,0$) bauen sich in einigen Lagen Spannungsüberhöhungen auf. Die größten Randspannungen treten in dem untersuchten Laminat in Lage 2 auf. Daher wird in der Simulation dort die Schädigung initiiert. In der äußeren Lage 1 treten die geringsten Spannungen auf. Da die Außenlagen auf der Laminatoberfläche nicht in ihrer thermischen Dehnung beschränkt sind, erscheint dieses Simulationsergebnis plausibel. Auch Lafarie-Frenot und Ho [97] stellen die größten Spannungsüberhöhungen in Lagen innerhalb des Laminats fest. Dass im Experiment dennoch Risse in den äußersten Lagen des Laminats auftreten – ein Phänomen, das auch Lafarie-Frenot und Ho [97] beobachten –, kann demnach nicht mit den Spannungsüberhöhungen an den Rändern erklärt werden. Möglicherweise sind Fehlstellen im Laminat eine Ursache.

Wie im Experiment führen auch in der Simulation die ersten initiierten Schäden nicht zu einer Degradation der Laminatkennwerte, s. Abbildung 9.12. Die Punkte in den Diagrammen sind jeweils das Ergebnis aus einer an die thermische Simulation angeschlossenen Analyse einer quasi-statischen Belastung. Zur Beschreibung des kontinuierlichen Verlaufs der zyklenzahlabhängigen Kennwerte wird Gleichung (8.9) für die Steifigkeit und Gleichung (8.8) für die Festigkeit genutzt.

Erst der Temperaturzyklus $n = 46770$, nach dem bereits in acht Lagen Matrixschäden vorliegen,

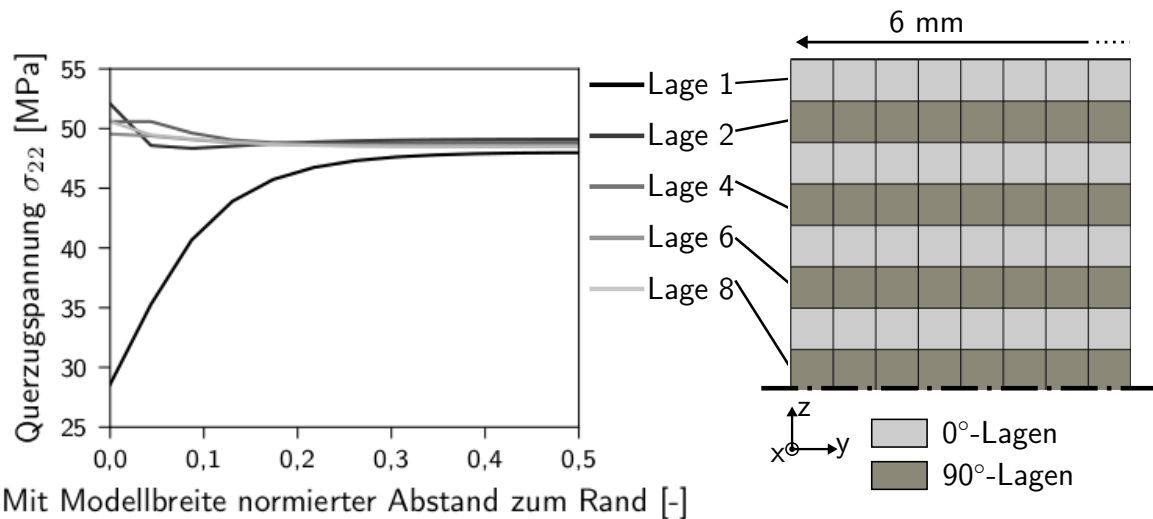


Abbildung 9.11: Verlauf der Querspannung in ausgewählten Lagen entlang des Pfads in x-Richtung bei $y = 3 \text{ mm}$

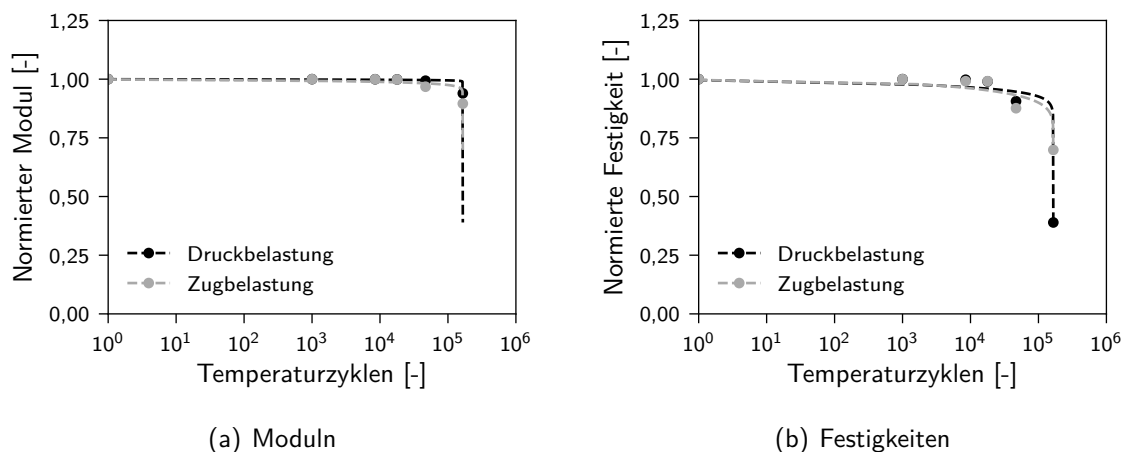


Abbildung 9.12: Degradation der Kennwerte eines $[(0/90)_4]_s$ -Laminats während der Lebensdauer durch thermische Zyklierung zwischen 293 K und 90 K

reduziert die Laminatfestigkeiten um 10 % für Zug bzw. um 12 % für Druck. Die Auswirkung der Schäden auf die Steifigkeit ist geringer: Diese beträgt nach Zyklus $n = 46770$ noch 99 % (Druck) bzw. 97 % (Zug) der Anfangssteifigkeit. Die Last kann demnach zunächst noch in ungeschädigte Laminatbereiche umverteilt werden. Dies führt dort jedoch zu starken Spannungsüberhöhungen, wodurch Schäden initiiert werden und die Festigkeit degradiert.

Die Steifigkeit bleibt während der Lebensdauer nahezu konstant. Doch nach Temperaturzyklus $n = 165500$ sind die Zug- und die Druckfestigkeit um 30 % bzw. um 61 % reduziert. Auch wenn noch keine Faserschäden auftreten, kann auf Basis dieser starken Degradation von Laminatversagen gesprochen werden.

9.4 Zusammenfassung der makromechanischen Simulationsergebnisse

Das entwickelte Materialmodell des UD-Verbunds liefert eine gute konservative Vorhersage für das Verhalten von $[(0/90)_4]_s$ - und $[17,3/90/70/90/17,3]$ -Laminaten unter quasi-statischer und zyklischer mechanischer Belastung bei Raumtemperatur. Die weiterführende Modellvalidierung bei anderen Umgebungstemperaturen ist eine Aufgabe künftiger Forschungsarbeiten.

Für die zyklische Temperaturbelastung bildet das Modell die Position der Initiierung von Matrixschäden im Laminat in seiner Tendenz ab. Auch die geringe Auswirkung der ersten Schäden auf die Laminatkennwerte gibt das Modell wieder. Allerdings *überschätzt* die Simulation die Zyklenzahl bis zur Versagensinitiierung um eine knappe Größenordnung, obwohl das Modell die Lebensdauer des $[17,3/90/70/90/17,3]$ -Laminats unter mechanischer Belastung im Allgemeinen *unterschätzt*. Neben dem dennoch möglichen Einfluss von Modellabweichungen ist eine denkbare Ursache daher die fehlende Berücksichtigung des Mikroeffekts durch die homogene Betrachtung der UD-Lagen. Für eine abschließende Klärung ist zum einen eine weitere Validierung des makromechanischen Ermüdungsschädigungsmodells für weitere Lamine sowie weitere mechanische Lastfälle und Umgebungstemperaturen erforderlich, um das Vertrauen in dieses Modell zu stärken. Zum anderen kann eine makromechanische Ermüdungsberechnung des $[(0/90)_4]_s$ -Laminats mit Berücksichtigung des Mikroeffekts Aufschluss über dessen Auswirkung auf das Simulationsergebnis geben. Ein möglicher Ansatz zur Berücksichtigung des Mikroeffekts im makromechanischen Ermüdungsschädigungsmodell wird im nächsten Teil der vorliegenden Arbeit in Abschnitt 10 abgeleitet.

Teil III

Synthese

10 Ein möglicher Ansatz für den Skalentransfer

In der vorliegenden Arbeit wurden bisher Modellierungsansätze für die Ermüdungsschädigung auf Mikroebene (Kapitel 5) und auf Makroebene (Kapitel 8) vorgeschlagen. Zur Berücksichtigung der Effekte auf der Mikroebene in der homogenen makromechanischen Modellierung des Verbunds fehlt derzeit ein Transferansatz, der die Schädigungswirkung der Mikroeffekte auf die Makroskala überträgt. Ein solcher neuartiger Ansatz soll in diesem Kapitel skizziert werden. Aufgrund der bisher noch ungenügenden Genauigkeit der Simulationsergebnisse für die mikromechanische Ermüdungsberechnung wird auf eine Implementierung des Ansatzes verzichtet. Aussagen der Berechnung wären quantitativ nicht belastbar.

Zugunsten der numerischen Effizienz soll eine parallel gekoppelte Multiskalensimulation mit simultaner Berechnung auf Mikro- und Makroebene vermieden werden. Stattdessen wird ein Bottom-up-Ansatz mit sequenzieller Kopplung verfolgt. Bisherige Multiskalenansätze zur Berechnung thermomechanisch belasteter Verbunde [73, 142, 177, 178] werden aktuell nur für quasi-statische Lasten angewendet. Aufgrund ihrer Formulierung können sie zudem keine Temperaturabhängigkeit und keine nichtlinearen Effekte im Materialverhalten berücksichtigen. Eine Erweiterung auf zyklische Temperaturbelastungen gestaltet sich daher schwierig. Als Basis für einen alternativen Ansatz, der die Berücksichtigung der genannten Effekte ermöglichen soll, wurde zu Beginn der vorliegenden Arbeit (Kapitel 3) die folgende Hypothese formuliert:

„Die auf Mikroebene induzierten thermischen Spannungen lassen sich in einem makromechanischen Ermüdungsschädigungsmodell über ihre makroskopische Schädigungswirkung berücksichtigen.“

Ein auf dieser Hypothese basierender Ansatz könnte gemäß Abbildung 10.1 wie folgt aussehen: Die Ermüdungsberechnung eines thermisch belasteten MD-Laminats soll auf der Makroebene mit homogen modellierten UD-Lagen stattfinden. Die thermische Belastung führt aufgrund des Makroeffekts zu in den UD-Lagen induzierten Spannungen σ^{makro} . Ohne Berücksichtigung des Mikroeffekts würden diese direkt mit dem Materialmodell der Makroebene bzgl. ihrer Ermüdungsschädigung bewertet und die Materialkennwerte der UD-Lage degradiert werden. Die thermische Belastung führt zudem zu Spannungen auf der Mikroebene, die aufgrund der Homogenisierung des UD-Verbunds nicht erfasst werden. Diese haben eine makroskopische Schädigungswirkung, d.h. sie können eine Degradation der UD-Verbundeigenschaften hervorrufen. Diese makroskopische Schädigungswirkung des Mikroeffekts ω^{mikro} muss im makromechanischen Ermüdungsschädigungsmodell berücksichtigt werden. Daraus ergibt sich anschließend die Gesamtdegradation für die Materialkennwerte der UD-Lage. Wenn der Zusammenhang zwischen der mikromechanisch induzierten Schädigung ω^{mikro} und den thermischen Lastparametern $(\Delta T, n)$ im Vorfeld der makromechanischen Simulation bestimmt wird, ist der skizzierte Skalentransfer numerisch sehr effizient.

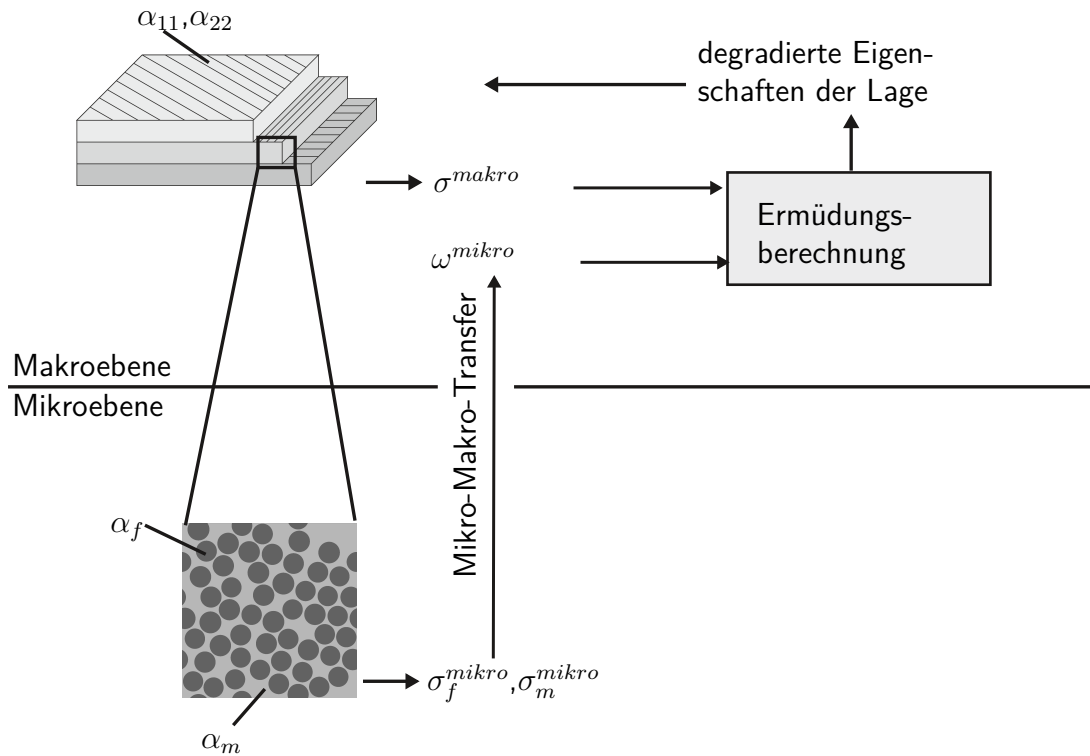


Abbildung 10.1: Vorgehensweise bei einem Multiskalenansatz mit reiner Bottom-up-Strategie

Im Falle einer thermomechanischen Belastung eines UD-Verbunds gibt es demnach eine makroskopische Schädigungswirkung durch die auf Mikroebene thermisch induzierten Spannungen ω^{mikro} und eine durch die auf Makroebene vorliegenden mechanischen¹ Spannungen ω^{makro} . Die Schädigung stellt hier die Reduktion eines makroskopischen Materialparameters, z.B. der Festigkeit, dar:

$$\omega = 1 - \frac{X}{X^0} = 1 - dX \quad (10.1)$$

Im Folgenden wird dX als „normierte Restfestigkeit“ bezeichnet. Ein Modell zur Ermittlung einer Gesamtdegradation aus Teilschädigungen stellen Lapczyk und Hurtado [100] vor. Angewendet auf das hier vorliegende Problem ergibt sich die makroskopische Gesamtdegradation aus Gleichung (10.2):

$$\omega^{ges} = 1 - (1 - \omega^{mikro})(1 - \omega^{makro}) \quad (10.2)$$

Die Gesamtschädigungsberechnung basierend auf dieser Gleichung dient zunächst als Beispiel. Die Anwendbarkeit auf die vorliegende Problemstellung muss in künftigen Studien überprüft werden. Einige Ansätze dazu werden im Folgenden noch diskutiert. Wird die Gültigkeit von Gleichung (10.2) zunächst angenommen, gilt zusammen mit Gleichung (10.1) für die normierte Restfestigkeit des Verbunds unter Berücksichtigung des Mikro- und Makroeffekts:

$$dX^{ges} = dX^{mikro} \cdot dX^{makro} \quad (10.3)$$

Dieser Zusammenhang kann in die nichtlineare zyklische Schadensakkumulation des makromechanischen Ermüdungsschädigungsmodells (s. Kapitel 8.1.4) integriert werden. Dargestellt ist diese Idee in Abbildung 10.2. Die zyklische Schadensakkumulation ist unter Berücksichtigung des Mikroeffekts wie folgt durchzuführen:

¹Diese können auch durch den Makroeffekt thermisch induziert sein.

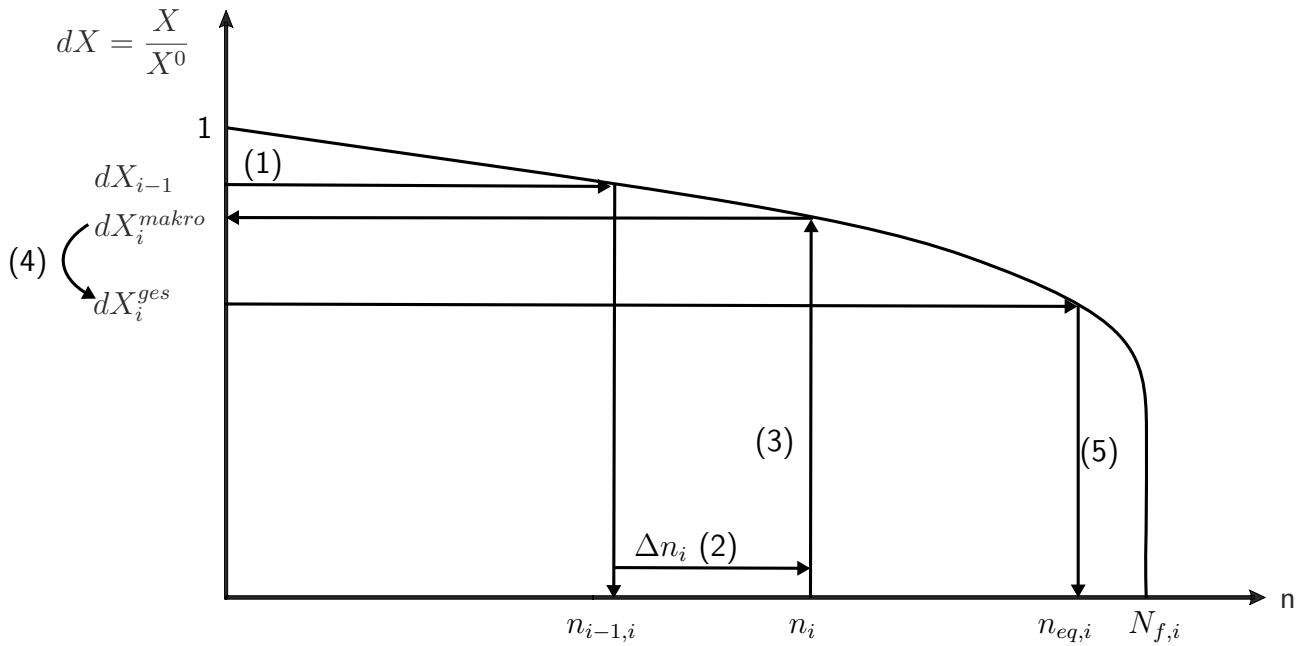


Abbildung 10.2: Berücksichtigung der durch den Mikroeffekt hervorgerufenen makroskopischen Schädigung in der zyklischen Schädigungsakkumulation

- (1) normierte Restfestigkeit dX_{i-1} aus dem letzten Zyklus auf die aktuelle Restfestigkeitskurve der makromechanischen Berechnung (σ_i^{makro}) übertragen und daraus die äquivalente Zyklenzahl $n_{i-1,i}$ bestimmen²
- (2) Aufbringen des aktuellen Zyklensprungs Δn_i entsprechend des gewählten Zyklensprungalgorithmus³
- (3) Berechnung der normierten Restfestigkeit dX_i^{makro} nach Δn_i mit σ_i^{makro}
- (4) Berechnung der normierten Gesamtrestfestigkeit dX_i^{ges} bei hinzukommender Schädigung durch den Mikroeffekt nach Gleichung (10.3); dX_i^{ges} wird für die nichtlineare Schädigungsakkumulation des nächsten Zyklus gespeichert und wird dort als dX_{i-1} abgefragt
- (5) zur normierten Gesamtrestfestigkeit dX_i^{ges} gehörige Zyklenzahl $n_{eq,i}$ für die makromechanische Beanspruchung σ_i^{makro} bestimmen
- (6) Vergleich $n_{eq,i}$ mit der Bruchlastspielzahl $N_{f,i}$, um Ermüdungsversagen ($n_{eq,i} \geq N_{f,i}$) festzustellen

Die ersten beiden Schritte sind identisch mit einer makromechanischen Berechnung ohne Berücksichtigung des Mikroeffekts. Die in Abbildung 10.2 dargestellte graduelle Restfestigkeitskurve für die makromechanische Beanspruchung der UD-Lage kann experimentell bestimmt oder mittels mikromechanischer Simulationen generiert werden. Eine solche Kurve ist auch für die thermische Belastung erforderlich, um den Wert ω^{mikro} in Abhängigkeit von Temperaturdifferenz und Zyklenzahl zu bestimmen. Eine solche Restfestigkeitskurve kann über mikromechanische Simulationen generiert werden. Für den mechanisch belasteten UD-Verbund erfolgt die Beschreibung der Restfestigkeit über die von Shokrieh und Lessard [158] abgeleitete Gleichung (8.8), s. Kapitel 8.1.4. In die Gleichung geht das mechanische Spannungsniveau σ_{max} ein. Um die Gleichung auch für die thermische Belastung anwenden zu können, muss σ_{max} durch einen für diese passenden Wert ersetzt werden. Dabei wird

²Ausführungen zur nichtlinearen Schädigungsakkumulation finden sich in Abschnitt 8.1.4.

³Ausführungen zum Zyklensprungalgorithmus finden sich in Abschnitt 8.3

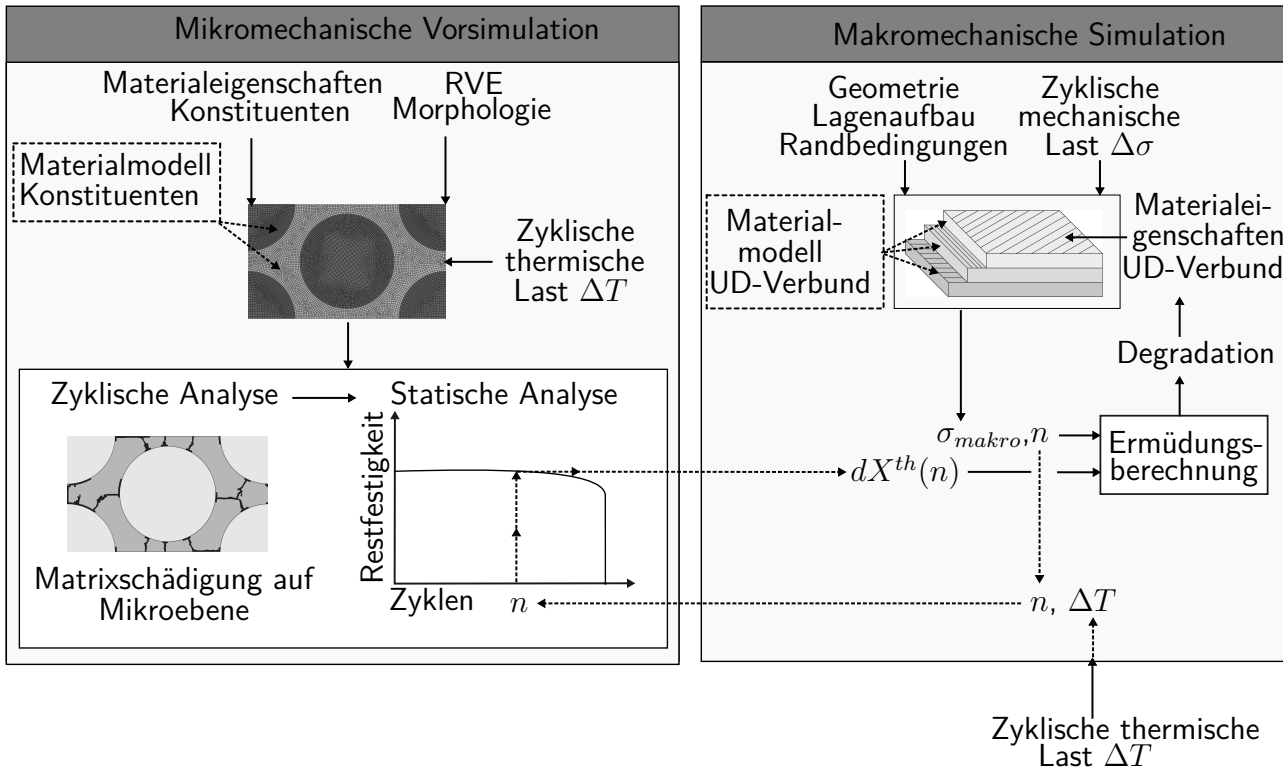


Abbildung 10.3: Simulationsablauf zur Berücksichtigung der Auswirkung auf Mikroebene thermisch induzierter Spannungen in der makromechanischen Analyse eines thermisch belasteten MD-Laminats

die Grundidee dieses Restfestigkeitsmodells genutzt: Das Ermüdungsversagen tritt dann ein, wenn die aktuelle Festigkeit $X(n, \sigma, R)$ auf den Wert des Spannungsniveaus σ_{max} fällt. Bei Erreichen der Bruchlastspielzahl N_f liegt demnach eine Restfestigkeit von $X(N_f, \sigma, R) = \sigma_{max}$ vor. Diese kann für die zyklische thermische Belastung anhand mikromechanischer Simulationen ermittelt und als $\sigma_{max} = X(N_f^{th}, \Delta T, T_0)$ in die Gleichung zur Beschreibung der zyklusabhängigen Restfestigkeit eingesetzt werden. Damit ergibt sich für den verbleibenden Festigkeitsanteil dX unter thermischer Belastung die folgende Gleichung:

$$dX(n, \Delta T, T_0) = dX(N_f^{th}) + \left[1 - \left(\frac{\log(n) - \log(0.25)}{\log(N_f) - \log(0.25)} \right)^{\beta_1(T)} \right]^{\frac{1}{\beta_2(T)}} (1 - dX(N_f^{th})) \quad (10.4)$$

In Gleichung (10.4) ist T_0 die Anfangstemperatur der Temperaturwechsel. Dadurch können Temperaturwechselbelastungen in verschiedenen Temperaturbereichen unterschieden werden.

Das makromechanische Modell bewertet die Ermüdungsschädigung für jede Materialrichtung (Faserrichtung, Faserquerrichtung) und für Schub separat. Das ermöglicht die Berücksichtigung der unterschiedlichen Auswirkungen der thermischen Zyklisierung auf das Materialverhalten in den verschiedenen Materialrichtungen. Wird zudem anhand des Spannungsverhältnisses R geprüft, ob auf Makroebene eine zug- oder eine druckdominierte Belastung vorliegt, kann auch die unterschiedliche Auswirkung auf Druck- und Zugfestigkeit berücksichtigt werden.

Das Schaubild in Abbildung 10.3 zeigt den Ablauf der Mehrskalensimulation nach dem vorgeschlagenen Konzept. Mikromechanische und makromechanische Berechnungen finden gemäß des Bottom-up-Ansatzes getrennt und nacheinander statt. Die mikromechanischen Berechnungen werden vor dem Start der makromechanischen Simulation durchgeführt. Aus ihren Ergebnissen wird die gra-

duelle Restfestigkeitskurve für die relevante thermische Belastung generiert. Die mikromechanische Vorsimulation beinhaltet daher eine zyklische Analyse der thermischen Belastung für verschiedene – z.B. durch den adaptiven Zyklensprungalgorithmus⁴ bestimmte – Zyklenzahlen. Daran schließen sich jeweils Analysen quasi-statischer Belastungen zur Bestimmung der von Richtung und Belastungsart abhängigen Restfestigkeiten des Verbunds an. Die daraus ermittelte Gleichung (10.4) für die graduelle Degradation unter zyklischer thermischer Belastung wird für die makromechanische Simulation hinterlegt. Diese ermittelt daraus die zu dem aktuellen Zyklus und der vorgegebenen thermischen Last gehörige normierte Restfestigkeit. Entsprechend den obigen Ausführungen geht diese normierte Restfestigkeit dann als Repräsentant für die Schädigungswirkung des Mikroeffekts zusammen mit den auf der Makroebene berechneten Spannungen in die Ermüdungsberechnung ein.

Da die Schädigung durch den Mikroeffekt während der makromechanischen Simulation anhand einer analytischen Gleichung ermittelt wird, ist die Rechenzeit nicht wesentlich höher als bei einer makromechanischen Simulation ohne Berücksichtigung des Mikroeffekts. Das ermöglicht auch die Berechnung von großen Strukturen. Natürlich benötigen die mikromechanischen Simulationen zur Generierung dieses analytischen Zusammenhangs eine nicht zu unterschätzende Rechenzeit im Vorfeld der Laminatberechnung. Dies muss jedoch für ein ausgewähltes Faser-Matrix-Materialsystem und die relevante Temperaturbelastung nur einmal erfolgen. Der einmal erstellte Zusammenhang zwischen Temperaturlast und durch den Mikroeffekt hervorgerufener Schädigung kann dann für beliebig viele makromechanische Rechnungen beliebiger Lamine und Strukturen aus diesem Materialsystem verwendet werden.

Der skizzierte Ansatz zeigt eine Möglichkeit zu Berücksichtigung des Mikroeffekts in der makromechanischen Berechnung thermisch belasteter FVK auf, der die Rechenzeit der makromechanischen Simulation nicht bedeutend verlängert. Dieser Ansatz muss in weiteren Forschungsarbeiten einer Verifikation und einer Validierung unterzogen werden. Die bisher in Betracht gezogene multiplikative Akkumulation der Teilschädigungen aus Mikro- und Makroebene in Gleichung (10.3) berechnet eine im Vergleich mit den Teilschädigungen sehr starke Gesamtdegradation. Zudem geht sie immer von einer Verstärkung des Schädigungseffekts aus. Auch dies muss überprüft werden. Für eine erste Überprüfung des Akkumulationsansatzes können mikromechanische Simulationen genutzt werden. Simulationsergebnisse zur makroskopischen Schädigung eines UD-Verbunds durch rein mechanische und rein thermische zyklische Lasten liegen mit dieser Arbeit bereits vor. Simulationen unter thermomechanischer Belastung können Kenntnisse zur makroskopischen (Gesamt-)Schädigung durch diese Lastkombination liefern. Zusammen können diese Ergebnisse zur Prüfung und ggf. zur Anpassung von Gleichung (10.3) dienen. Die Validierung des Ansatzes muss am MD-Verbund erfolgen. Eine erneute makromechanische Ermüdungssimulation des thermisch belasteten $[(0/90)_4]_s$ -Verbunds unter Berücksichtigung des Mikroeffekts kann zeigen, ob die damit errechnete Zyklenzahl bei Schadensinitiierung der aus dem Experiment näher kommt. Das kann einen ersten Hinweis auf die Gültigkeit des vorgeschlagenen Ansatzes geben.

Ist der Ansatz für ein Material und einen thermischen Lastfall validiert, bleibt die Frage der Übertragbarkeit auf andere Materialien und Lastfälle. Die in der vorliegenden Arbeit beobachteten Phänomene und abgeleiteten Mechanismen sind qualitativ für alle epoxidharzbasierten Faserverbunde gültig. Bei Verwendung eines anderen Materialsystems muss dieses jedoch in gleichem Umfang charakterisiert werden, um die Modelle aus Mikro- und Makroebene zu kalibrieren. Auch bei einer Erweiterung des Temperaturbereichs muss die Materialkennwertbestimmung auf die entsprechenden Temperaturen erweitert werden. Bei einer Erweiterung des Temperaturbereichs hin zu hohen Temperaturen können dann weitere Materialeffekte wie Plastizität und Ratenabhängigkeit eine wichtigere Rolle auch für das makroskopisch sichtbare Materialverhalten spielen. Die grundlegende Voraussetzung für den

⁴s. Kapitel 5.3.2

beschriebenen Ansatz ist daher eine sehr gute Vorhersagequalität der Materialmodelle auf beiden betrachteten Materialebenen für das ausgewählte Materialsystem. Bezüglich dieser Vorhersagequalität besteht vor allem für die Ermüdungsschädigungsberechnung auf Mikroebene noch Forschungsbedarf.

11 Erkenntnisse aus der Arbeit und Überprüfung der Hypothesen

Die Schädigung und Ermüdung von FVK ist ein mehrskaliges Phänomen. Daher ist eine mehrskalige Betrachtung erforderlich. In den meisten bisherigen Berechnungen thermisch belasteter FVKs werden die auf Mikroebene induzierten Spannungen durch die homogenisierte Betrachtung des UD-Verbunds vernachlässigt. Aktuelle Ansätze, die diese zu berücksichtigen versuchen, können Nichtlinearitäten auf der Mikroebene nicht abbilden. Dies ist für eine Schädigungs- und Ermüdungsberechnung jedoch unabdingbar. Daher erfolgte in der vorliegenden Arbeit eine mehrskalige Betrachtung der progressiven Schädigung in FVK unter kryogener thermischer Wechselbelastung. Im Zusammenhang mit den zu Beginn der vorliegenden Arbeit formulierten Forschungshypothesen beinhaltete dies experimentelle Untersuchungen der Phänomene und deren modellhafte Beschreibung sowohl auf der Mikro- als auch auf der Makroebene. Dabei waren folgende Erweiterungen aktueller Modellansätze und aktueller experimenteller Konzepte erforderlich:

- Durchführung von Experimenten, die den Einfluss des Mikroeffekts der thermischen Zyklisierung nicht nur für einzelne Materialkennwerte, sondern für acht der zwölf Modul- und Festigkeitsparameter des UD-Verbunds ermitteln
- Durchführung von Temperaturwechseltests an $[(0/90)_4]_S$ -Laminaten des gleichen Materials, um einen qualitativen Vergleich der Auswirkungen von Mikro- und Makroeffekt zu ermöglichen
- umfängliche Bewertung der Vorhersagequalität verschiedener Materialmodellierungsansätze des polymeren Matrixmaterials für die Vorhersage der Verbundeigenschaften
- Erweiterung des Ansatzes zur Lebensdauerbewertung zyklischer multiaxialer Spannungszustände in Polymeren nach [168] für negative Mittelspannungen
- Herleitung eines adaptiven Zyklensprungalgorithmus für die mikromechanische Ermüdungsschädigungsberechnung und damit Berechnung physikalisch plausibler und experimentell bestätigter Rissbilder für mechanisch belastete UD-Verbunde
- Anwendung des mikromechanischen progressiven Ermüdungsschädigungsmodells für thermisch belastete UD-Verbunde
- Erweiterung des makromechanischen Ermüdungsschädigungsmodells nach Shokrieh und Lessard [157, 158] für zyklische Schubbelastungen mit einem Spannungsverhältnis von $R = -1$
- Herleitung eines adaptiven Zyklensprungalgorithmus für die makromechanische Ermüdungssimulation
- Erweiterung der mikromechanischen und makromechanischen Ermüdungsschädigungsmodelle für im Lastzyklus wechselnde Temperaturen
- Ableitung eines möglichen Ansatzes für einen Transfer des Effekts von auf Mikroebene thermisch induzierten Spannungen in das makromechanische Ermüdungsschädigungsmodell

Ausführungen zu einigen dieser Aspekten sind in den Veröffentlichungen [106–108] zu finden. Die unter Anwendung der oben aufgelisteten Methoden erzielten Ergebnisse und gewonnenen Erkenntnisse werden anhand der Überprüfung der zu Beginn der vorliegenden Arbeit formulierten Forschungshypothesen zusammengefasst.

- 1 Der Beitrag der auf Faser-Matrix-Ebene thermisch induzierten Spannungen zur Ermüdung eines CFK-Laminats unter zyklischer Temperaturbelastung ist – unter Berücksichtigung der Streuung der Kennwerte – signifikant.

Für das untersuchte CFK-Material kann diese Hypothese nicht vollständig verifiziert oder falsifiziert werden. Innerhalb der 1000 Temperaturwechsel zwischen 293 K und 90 K konnten in UD-Verbunden keine signifikanten Schäden beobachtet werden. Dies ist ein starkes Indiz für die Ungültigkeit der Hypothese im untersuchten Lastbereich. Das mikromechanische Ermüdungsschädigungsmodell sollte numerische Analysen über die getestete Zyklenzahl hinaus ermöglichen. Das Modell überschätzt die Ermüdungsschädigung auf Mikroebene jedoch signifikant und berechnet ein Versagen des Verbunds bereits vor Erreichen der 1000 Zyklen.

Ein Hinweis auf die Gültigkeit der Hypothese ist das Ergebnis der makromechanischen Ermüdungsberechnung eines $[(0/90)_4]_s$ -Verbunds: Trotz der guten konservativen Lebensdauerprognose für mechanische Lasten unterschätzt das Modell die Lebensdauer für das thermisch belastete Laminat. Dies ist ein Hinweis auf die Relevanz des bis dahin in der makromechanischen Berechnung nicht berücksichtigten Mikroeffekts.

Zur abschließenden experimentellen Bewertung der Hypothese sind Temperaturwechseltests mit höherer Zyklenzahl oder einer größeren Temperaturdifferenz erforderlich, die eine Schädigung im UD-Verbund hervorrufen. Auf der Simulationsseite kann die Berücksichtigung des Mikroeffekts in der makroskopischen Modellierung weitere Erkenntnisse bringen.

- 2 Die Schadensmodi und Schädigungsmechanismen sind bei zyklischer thermischer und bei zyklischer mechanischer Belastung die gleichen. Aufgrund des abweichenden inneren Spannungszustands entstehen jedoch Unterschiede im Schadensbild und in der Schadensentwicklung.

Die Ergebnisse der mikromechanischen Simulationen stützen diese Forschungshypothese. Sowohl für die matrixdominierten mechanischen Lastfälle als auch für die thermische Belastung entscheiden das vom hydrostatischen Spannungsanteil beeinflusste Versagensverhalten der Epoxidmatrix und die durch die äußere Belastung hervorgerufene lokale Spannungsverteilung über Position und Zeitpunkt der Schadensinitiierung, über die Richtung des Schadensfortschritts und über das entstehende Rissbild. Da sich die lokale Spannungsverteilung bei äußeren uniaxialen mechanischen Lasten und bei Abkühlung maßgeblich unterscheidet, unterscheiden sich auch die beobachteten Rissmuster. Die Schädigung und das Versagen bei Abkühlung weisen dabei einige Parallelen zur Querkzugbeanspruchung auf. In beiden Lastfällen sind die dilatatorischen Spannungsanteile versagenskritisch und unter zyklischer Belastung zeigt sich ein ausgeprägtes *Sudden-death*-Verhalten für die zyklenzahlabhängigen Verbundkennwerte. Die Simulationsergebnisse sind damit ein starkes Indiz für die Gültigkeit der Hypothese. Für eine abschließende Verifikation ist eine Validierung der unter thermischer Belastung berechneten Rissmuster erforderlich.

-
- 3 Kommen in einem thermisch zyklerten CFK-Laminat zu den Effekten der Mikroebene die Effekte der Makroebene hinzu, ist die Ermüdung des Materials signifikant stärker, als wenn nur der Effekt der Mikroebene wirken würde.

Die dritte Hypothese hat sich in den experimentellen Untersuchungen an $[(0/90)_4]_s$ -Laminaten bewährt. Im Gegensatz zu den untersuchten UD-Laminaten werden in den $[(0/90)_4]_s$ -Laminaten innerhalb von 1000 thermischen Belastungszyklen Matrixrisse initiiert. Dennoch rufen auch diese keine signifikante Degradation der Laminatkennwerte hervor. Gemäß den makromechanischen Simulationsergebnissen wird diese erst durch eine über viele Lagen des Laminats ausgebreiteten Matrixschädigung hervorgerufen.

- 4 Die auf Mikroebene induzierten thermischen Spannungen lassen sich in einem makromechanischen Ermüdungsschädigungsmodell über ihre makroskopische Schädigungswirkung berücksichtigen.

Eine separate Analyse von Mikro- und Makroeffekt inklusive einer quantitativen Abschätzung des jeweiligen Einflusses auf die Ermüdungsschädigung thermisch belasteter FVK ist nur simulationsbasiert mit einem geeigneten Modellierungsansatz möglich. Dieser muss auch in der makromechanischen Modellierung den Mikroeffekt berücksichtigen können. Die vierte Hypothese postuliert eine Lösung für diese Problemstellung. Als erster Schritt zur Untersuchung der Hypothese wird ein Ansatz abgeleitet, der die schädigende Wirkung des Mikroeffekts unter Berücksichtigung materieller Nichtlinearitäten auf die Makroebene transferiert. Dieser Ansatz ist bisher nur in seinem Grundkonzept beschrieben. Er ist noch nicht implementiert und daher auch weder verifiziert noch validiert. Besonders wichtig für die Anwendbarkeit dieses Ansatzes sind Materialmodelle mit einer sehr guten Vorhersagequalität auf den beiden betrachteten Materialskalen. Für die Mikroebene ist diese bisher nicht gegeben. Die Verbesserung der Vorhersagequalität und die abschließende Untersuchung der vierten Forschungshypothese sollte damit Gegenstand zukünftiger Forschungsarbeiten sein.

12 Einige Aspekte weiterführender Forschungsarbeiten

Aus den Ergebnissen und Erkenntnissen der vorliegenden Arbeit leiten sich weitere Forschungsfragestellungen ab. Einige offene Fragen sollen hier diskutiert werden, ohne dass dabei ein Anspruch auf Vollständigkeit erhoben wird.

Ermüdungsschädigungsmodellierung des Epoxidharzes

Als große Schwierigkeit in der vorliegenden Arbeit hat sich die Ableitung eines für multiaxiale Spannungszustände äquivalenten Beanspruchungsmaßes erwiesen, mit dem die Lebensdauerbewertung anhand von Modellen durchgeführt werden kann, die für uniaxiale Spannungszustände formuliert sind. Ein energiebasiertes Beanspruchungsmaß könnte dieses Problem lösen. Krause [92, 93] und Meneghetti et al. [118] schlagen z.B. die Verwendung der Hystereseenergie als Beanspruchungsparameter vor. Dies erfordert eine Beschreibung der zyklischen Hysterese und damit eine genaue Abbildung der ratenabhängigen und plastischen Materialeffekte. Zudem ist auch für dieses Maß die Invarianz bzgl. Multiaxialität und – ebenfalls relevant – gegenüber der Mittelspannung noch nicht bewiesen. Das könnte eine wichtige Frage künftiger Ermüdungsforschung sein.

Interfacemodellierung

Die RVE-basierte Modellierung der vorliegenden Arbeit bildet das Faser-Matrix-Interface nicht über ein eigenes Modell ab. Einige Forschungsgruppen sprechen diesem jedoch eine wichtige Rolle bei der Schädigung in Faserverbunden zu. Bisher wird keine vollständige Kalibrierung der Interfaceparameter auf Basis mikromechanischer Versuche vorgestellt. Zumeist werden nur einzelne Interfacekennwerte experimentell bestimmt [145, 163, 165] oder es wird gänzlich auf einen *Reverse-Engineering*-Ansatz zurückgegriffen. Dadurch wird die Validierungsdatenbasis reduziert. Einzelfaserversuche (z.B. Pull-out, Peel-off, Push-out) könnten hier eine geeignete Datenbasis für die Modellkalibrierung liefern und so den Vorhersagecharakter der mikromechanischen Simulationen erhalten. Auf der anderen Seite ist eine derartige Interfacecharakterisierung insbesondere für zyklische Belastungen sehr aufwendig.

Phänomene bei thermischer Belastung mit Erwärmung

Bei Abkühlung eines FVKs sind die induzierten positiven dilatorischen Spannungsanteile versagenskritisch, weshalb das makroskopische Verhalten bei Abkühlung dem unter Querkzuglast ähnlich ist. Bei einer Erwärmung werden negative dilatorische Spannungsanteile induziert, die nicht versagenskritisch sind. Deshalb ist eine höhere Relevanz der gestaltändernden Spannungsanteile für das Versagen bei wiederholter Erwärmung zu vermuten. Wie sich dies zusammen mit der zunehmenden Signifikanz von Plastizität und Ratenabhängigkeit und den reduzierten Materialparametern bei hohen Temperaturen auf das Rissbild und die Schädigungsquantität auswirkt, ist eine weitere Forschungsfragestellung.

Modellvalidierung für zyklische thermische Lasten

Eine große Herausforderung – insbesondere für Temperaturwechsellasten – bleibt die experimentelle Validierung von Ermüdungsschädigungsmodellen. Die Validierung der berechneten Rissmuster in FVK bei Versagen unter Temperaturwechsellast erfordert eine sehr hohe Anzahl an Temperaturzy-

klein. Diese sind aufgrund des hohen Kosten- und Zeitaufwands experimentell schwer zu realisieren. Sie sind jedoch unabdingbar für die experimentelle Absicherung der Modelle und dadurch auch Voraussetzung für den Einsatz neuer Modellierungsansätze im industriellen Kontext.

A Datenblätter



HexTow® IM7

Carbon Fiber

Product Data

HexTow® IM7 carbon fiber is a continuous, high performance, intermediate modulus, PAN based fiber available in 12,000 (12K) filament count tows. This fiber has been surface treated and can be sized to improve its interlaminar shear properties, handling characteristics, and structural properties. It is suggested for use in weaving, prepregging, filament winding, braiding, and pultrusion.

The unique properties of HexTow® IM7 fiber, such as higher tensile strength and modulus, as well as good shear strength, allow structural designers to achieve both higher safety margins for both stiffness and strength critical applications.

IM7-G 12k (0.25%) carbon fiber has been qualified to NMS 818 Carbon Fiber Specification (NCAMP). This allows customers to call out an industry standard, aerospace grade carbon fiber without the need to write and maintain their own specification.

Typical Fiber Properties	U.S. Units	SI Units
Tensile Strength		
6K	800 ksi	5,515 MPa
12K	820 ksi	5,655 MPa
Tensile Modulus (Chord 6000-1000)	40.0 Msi	276 GPa
Ultimate Elongation at Failure		
6k	1.9%	1.9%
12K	1.9%	1.9%
Density	0.0643 lb/in ³	1.78 g/cm ³
Weight/Length		
6K	12.5 x 10 ⁻⁶ lb/in	0.223 g/m
12K	25.0 x 10 ⁻⁶ lb/in	0.446 g/m
Approximate Yield		
6K	6,674 ft/lb	4.48 m/g
12K	3,337 ft/lb	2.24 m/g
Tow Cross-Sectional Area		
6K	1.94 x 10 ⁻⁴ in ²	0.13 mm ²
12K	3.89 x 10 ⁻⁴ in ²	0.25 mm ²
Filament Diameter	0.203 mil	5.2 microns
Carbon Content	95.0%	95.0%
Twist	Never Twisted	Never Twisted

Typical HexPly 8552 Composite Properties	U.S. Units	SI Units	Test Method
0° Tensile Strength	395 ksi	2,723 MPa	ASTM D3039
0° Tensile Modulus	23.8 Msi	164 GPa	
0° Tensile Strain	1.6%	1.6%	
0° Flexural Strength	270 ksi	1,862 MPa	ASTM D790
0° Flexural Modulus	22.0 Msi	152 GPa	
0° Short Beam Shear Strength	18.5 ksi	128 MPa	ASTM D2344
0° Compressive Strength	245 ksi	1,689 MPa	ASTM Mod. D695
0° Compressive Modulus	21.2 Msi	146 GPa	
0° Open Hole Tensile Strength	62 ksi	427 MPa	ASTM D5766
0° Open Hole Compressive Strength	48.8 ksi	336 MPa	ASTM D6484
90° Tensile Strength	16.1 ksi	111 MPa	ASTM D3039
Fiber Volume	60%	60%	



Yarn/Tow Characteristics	U.S. Units	SI Units
Specific Heat	0.21 Btu/lb-°F	0.21 cal/g-°C
Electrical Resistivity	4.9×10^{-5} ohm-ft	1.5×10^{-3} ohm-cm
Coefficient of Thermal Expansion	-0.36 ppm/°F	-0.64 ppm/°C
Thermal Conductivity	3.12 Btu/hr-ft-°F	5.40 W/m-°K

Carbon Fiber Certification

This carbon fiber is manufactured to Hexcel aerospace grade specification HS-CP-5000. A copy of this specification is available upon request. A Certification of Analysis will be provided with each shipment.

Available Sizing

Sizing compatible with various resin systems, based on application are available to improve handling characteristics and structural properties. Please see additional information on available Sizes on our website or contact our technical team for additional information.

Packaging

Standard packaging of HexTow® IM7 is as follows:

Filament Count	Nominal Weight		Nominal Length	
	(lb)	(kg)	(ft)	(m)
6K	4.0	1.8	26,400	8,050
12K	4.0	1.8	13,350	4,070

Other package sizes may be available on request. The fiber is wound on a 3-inch ID by 11-inch long cardboard tube and overwrapped with plastic film.

Safety Information

Obtain, read, and understand the Material Safety Data Sheet (MSDS) before use of this product.



Important

Hexcel Corporation believes, in good faith, that the technical data and other information provided herein is materially accurate as of the date this document is prepared. Hexcel reserves the right to modify such information at any time. The performance values in this data sheet are considered representative but do not and should not constitute specification minima. The only obligations of Hexcel, including warranties, if any, will be set forth in a contract signed by Hexcel or in Hexcel's then current standard Terms and Conditions of Sale as set forth on the back of Hexcel's Order Acknowledgement.

For more information

Hexcel is a leading worldwide supplier of composite materials to aerospace and other demanding industries. Our comprehensive product range includes:

- | | |
|---|------------------------------|
| ▪ Carbon Fiber | ▪ Structural Film Adhesives |
| ▪ RTM Materials | ▪ Honeycomb Sandwich Panels |
| ▪ Honeycomb Cores | ▪ Special Process Honeycombs |
| ▪ Carbon, Glass, Aramid and Hybrid Prepregs | ▪ Reinforced Fabrics |

For US quotes, orders and product information call toll-free 1-866-556-2662 and 1-800-987-0658.

For other worldwide sales office telephone numbers and a full address list, please click here:

<http://www.hexcel.com/contact/salesoffice>

B Statistischer Signifikanztest

Zur Klärung der in der vorliegenden Arbeit aufgestellten Hypothesen wird untersucht, ob eine thermische zyklische Konditionierung einen signifikanten Einfluss auf die Elastizitäts- und Festigkeitskennwerte von Reinharz- und Faserverbundmaterial hat. Die Frage ist also, ob die Kennwerte zyklierter und nicht zyklierter Proben signifikant voneinander abweichen, wobei die Streuung in den Messwerten zu berücksichtigen ist. Die Statistik liefert geeignete Methoden für den Vergleich von Stichproben [30]. Zur Anwendung dieser statistischen Testmethoden wird die zu testende Aussage zunächst in eine statistische Hypothese überführt. Die Aussage, die im vorliegenden Fall überprüft werden soll, ist folgende:

„Die Mittelwerte der Materialparameter zyklierter Proben μ_{zyk} und die Mittelwerte der Parameter der nicht zyklisierten Referenzproben μ_{ref} sind voneinander verschieden.“

Statistische Tests untersuchen die Nullhypothese H_0 , also die Gegenhypothese zu der zu prüfenden Aussage. Die Hypothese zur Aussage selbst ist die Alternativhypothese H_1 . Für die oben genannte Aussage lassen sich die folgende Nullhypothese H_0 und ihre Alternativhypothese H_1 formulieren:

$$H_0 : \mu_{cyc} - \mu_{ref} = 0 \quad \leftrightarrow \quad H_1 : \mu_{cyc} - \mu_{ref} \neq 0 \quad (B.1)$$

Unter der Annahme einer Normalverteilung für die Materialkennwerte kann der Gauß-Test [30] verwendet werden, um die Nullhypothese in Gleichung (B.1) zu testen. Da hier zwei Stichproben (nicht konditionierte und zyklisierte Proben) verglichen werden, deren Streuung ggf. nicht übereinstimmt (die Streuung s_{zyk} der Materialkennwerte der zyklisierten Proben kann von der Streuung der Kennwerte der Referenzproben s_{ref} abweichen), muss der Zwei-Stichproben-Test verwendet werden. Die Alternativhypothese ist erfüllt, wenn $\mu_{cyc} - \mu_{ref} < 0$ oder wenn $\mu_{cyc} - \mu_{ref} > 0$ gilt. Aus diesem Grund muss ein zweiseitiger Test verwendet werden. Trotzdem muss der Fall $\mu_{cyc} - \mu_{ref} > 0$ unter einem physikalischen Gesichtspunkt diskutiert werden. Eine rein mathematische Interpretation würde im Falle $\mu_{cyc} - \mu_{ref} > 0$ zu dem Ergebnis kommen, dass die thermische Zyklisierung zu einer Steigerung der Elastizitäts- und Festigkeitskennwerte führt. Eine aus materialwissenschaftlicher Sicht plausible Erklärung ist jedoch, dass eine eventuelle Steigerung der Kennwerte nicht auf die Konditionierung, sondern vielmehr auf eine Schwankung in der Qualität der Probenpräparation zurückzuführen ist. Dies muss bei der Interpretation des statistischen Testergebnisses berücksichtigt werden.

Für den zweiseitigen Zwei-Stichproben-Gauß-Test ist die Nullhypothese H_0 in Gleichung (B.1) dann erfüllt, wenn die Mittelwerte der Kennwerte der zyklisierten Proben μ_{zyk} innerhalb des folgenden Intervalls liegen:

$$\left[\mu_{ref} - |z_{\frac{\alpha}{2}}| s_D < \mu_{zyk} < \mu_{ref} + |z_{\frac{\alpha}{2}}| s_D \right] \quad (B.2)$$

s_D berücksichtigt hierbei die unterschiedlichen Streuungen (Standardabweichungen) eines Kennwerts im zyklisierten und im nicht konditionierten Fall:

$$s_D = \sqrt{\frac{s_{ref}^2}{\sqrt{n_{ref}}} + \frac{s_{zyk}^2}{\sqrt{n_{zyk}}}} \quad (B.3)$$

Gleichung (B.3) bezieht zudem die unterschiedlichen Stichprobenumfänge n_{zyk} und n_{ref} ein, die dadurch zustande kommen können, dass Proben mit nach Norm ungültigem Bruchverhalten aus der Auswertung gestrichen werden. $z_{\frac{\zeta}{2}}$ in Gleichung (B.2) ist das $\frac{\zeta}{2}$ -Quantil der Standardnormalverteilung und hängt vom gewählten Signifikanzniveau ζ ab. Das Signifikanzniveau gibt die Wahrscheinlichkeit für eine falsche Ablehnung der Nullhypothese an. Im vorliegenden Fall wäre dies die Wahrscheinlichkeit dafür, dass ein Einfluss der thermischen Zyklisierung auf die Materialkennwerte attestiert wird, obwohl dieser nicht existiert. Zur Prüfung der Forschungshypothese wird hier ein Signifikanzniveau von $\zeta = 0,01$ gewählt, was ein $\frac{\zeta}{2}$ -Quantil der Standardnormalverteilung ($z_{\frac{\zeta}{2}}$) von -2,576 liefert.

Gleichung (B.2) wird für jeden Materialparameter für jede Zyklenzahl ausgewertet, um zu prüfen, ob dieser Parameter für diese Zyklanzahl vom Referenzparameter der unzyklierten Proben abweicht.

C Ultraschallprüfung – Rückwandecho

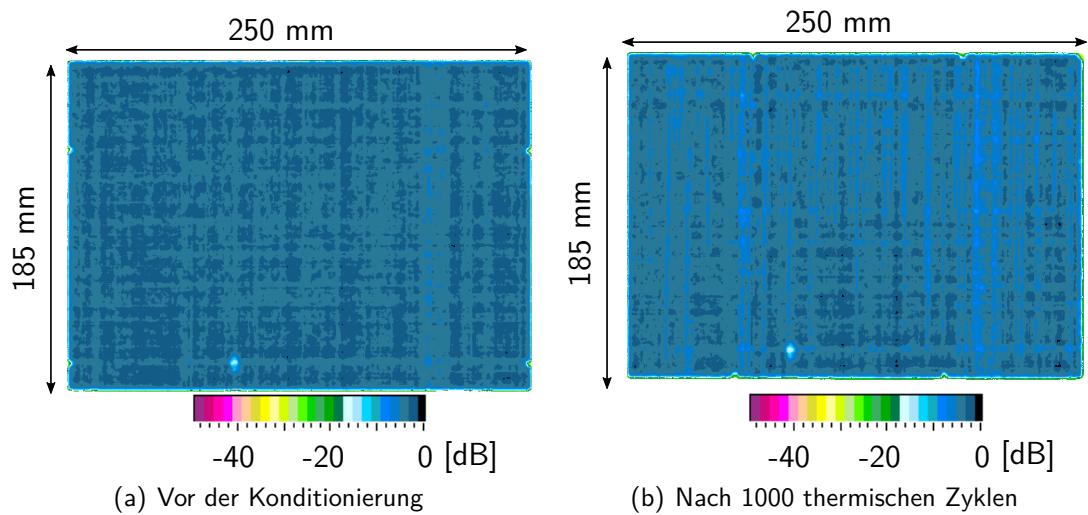


Abbildung C.1: Rückwandecho der Probenplatte für Zugproben an MD-Laminaten vor und nach der thermischen Zyklisierung; eine stärkere Dämpfung des Signals weist auf Fehlstellen im Material hin

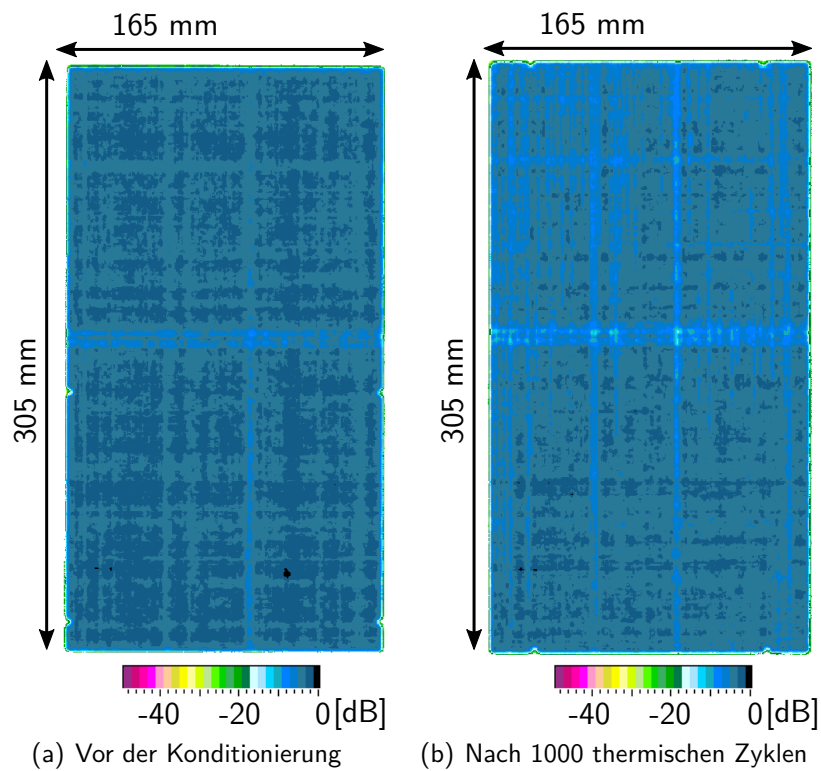


Abbildung C.2: Rückwandecho der Probenplatte für Druckproben an MD-Laminaten vor und nach der thermischen Zyklierung; eine stärkere Dämpfung des Signals weist auf Fehlstellen im Material hin

D Versagenskriterium für den unidirektionalen Verbund

Puck [132] unterscheidet bei der Versagensbewertung des UD-Verbunds zwischen Faserbruch und Zwischenfaserbruch. Faserversagen unter Zugbeanspruchung ($\sigma_{11} \geq 0$) tritt ein, wenn das Kriterium

$$\frac{\sigma_{11}}{X_{11}^t(n, T)} = 1 \quad (D.1)$$

erfüllt ist, und Faserversagen unter Druckbeanspruchung ($\sigma_{11} < 0$) tritt ein, wenn Gleichung

$$\frac{-\sigma_{11}}{X_{11}^c(n, T)} = 1 \quad (D.2)$$

erfüllt ist. In den Gleichungen (D.1) und (D.2) sind $X_{11}^c(n, T)$ und $X_{11}^t(n, T)$ die Druck- bzw. die Zugfestigkeit des UD-Verbunds in Faserrichtung bei der Temperatur T und bei der aktuellen Zyklenzahl n . Der Einfluss der kontinuierlichen Festigkeitsdegradation während der Lebensdauer wird somit bei der Auswertung des Versagenskriteriums berücksichtigt. Das Zwischenfaserversagen wird über die Spannungen in der Bruchebene ausgedrückt. Drei Spannungskomponenten wirken in der Bruchebene: die Normalspannung σ_N sowie die Schubspannungen τ_{NL} und τ_{NT} . Wenn für die Normalspannung $\sigma_N \geq 0$ gilt, wird das Zwischenfaserversagen über

$$1 = \sqrt{\left(\frac{1}{X_{22}^t(n, T)} - q_t\right)^2 \sigma_N^2} + \sqrt{\left(\frac{\tau_{NL}}{X_{12}(T, n)}\right)^2 + \left(\frac{\tau_{NT}}{R_{NT}^A}\right)^2} + q_t \cdot \sigma_N \quad (D.3)$$

ausgedrückt. Ist die Normalspannung $\sigma_N < 0$, so zeigt die Gleichung

$$1 = \sqrt{(q_c \cdot \sigma_N)^2 + \left(\frac{\tau_{NT}}{R_{NT}^A}\right)^2 + \left(\frac{\tau_{NL}}{X_{12}(n, T)}\right)^2} + q_c \cdot \sigma_N \quad (D.4)$$

das Versagen an. $X_{12}(T, n)$ ist die Schubfestigkeit des UD-Verbunds bei der aktuellen Zyklenzahl n und der Temperatur T . Der Bruchwiderstand R_{NT}^A in der Bruchebene wird über

$$R_{NT}^A = \frac{X_{22}^c(T, n)}{2(1 + p_{NT}^c)} \quad (D.5)$$

berechnet. Darin ist $X_{22}^c(T, n)$ die Druckfestigkeit des UD-Verbunds quer zur Faserrichtung. Die Terme q_t und q_c in den Gleichungen werden wie folgt bestimmt:

$$q_t = \frac{\frac{p_{NT}^t}{R_{NT}^A} \cdot \tau_{NT}^2 + \frac{p_{NL}^t}{X_{12}} \cdot \tau_{NL}^2}{\tau_{NT}^2 + \tau_{NL}^2} \quad (D.6)$$

$$q_c = \frac{\frac{p_{NT}^c}{R_{NT}^A} \cdot \tau_{NT}^2 + \frac{p_{NL}^c}{X_{12}} \cdot \tau_{NL}^2}{\tau_{NT}^2 + \tau_{NL}^2}$$

Entsprechend den Empfehlungen von Puck [132] werden für die Neigungsparameter p_{NT}^t , p_{NT}^c , p_{NL}^t und p_{NL}^c die folgenden Werte gewählt:

$$\begin{aligned} p_{NT}^t &= 0,15 & p_{NT}^c &= 0,15 \\ p_{NL}^t &= 0,3 & p_{NL}^c &= 0,2 \end{aligned} \tag{D.7}$$

E Probengeometrien

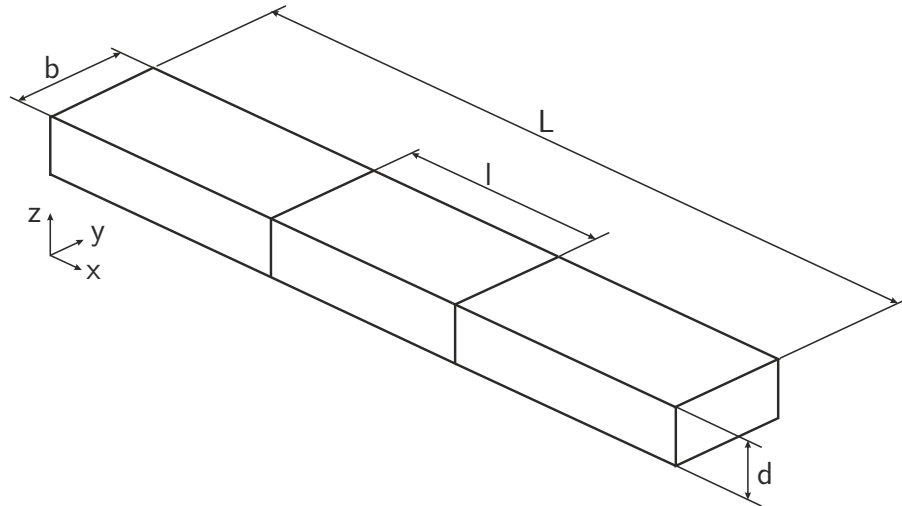


Abbildung E.1: Flachprobe mit Bemaßung (nicht maßstabsgetreu)

Im $[(0/90)_4]_s$ -Laminat ist die Dicke aller Lagen nominell identisch und beträgt $1/16$ der Gesamtprobendicke. Im $[17,3/90/70/90/17,3]$ -Laminat werden die Lagen mit unterschiedlicher Dicke gefertigt. Der nominelle Anteil der Lagen an der Gesamtdicke wird in Tabelle E.2 angegeben.

Tabelle E.1: Mittlere geometrische Abmessungen der MD-Flachproben

Laminat			[17,3/90/70/90/17,3]	[(0/90) ₄] _s
Zugversuch				
Freie Länge	l	[mm]	150 mm	150 mm
Probenbreite	b	[mm]	18,03 mm	14,97 mm
Probendicke	d	[mm]	1,89 mm	3,89 mm
Druckversuch				
Freie Länge	l	[mm]	14,5 mm	25 mm
Probenbreite	b	[mm]	10,02 mm	24,9 mm
Probendicke	d	[mm]	1,8 mm	3,89 mm

Tabelle E.2: Relative Einzellagendicken im [17,3/90/70/90/17,3]-Laminat

Lagenorientierung	relative Dicke
17,3°	0,17
90°	0,261
70°	0,139
90°	0,261
17,3°	0,17

F Mikromechanische Vorhersage im Vergleich mit experimentellen Daten

Tabelle F.1: Gegenüberstellung der Vorhersage der Verbundeigenschaften mittels mikromechanischer Simulation mit den experimentell ermittelten Materialkennwerten für 293 K

Materialkennwert Verbund		Simulation	Experiment	Relativer Fehler
Längszugmodul	[MPa]	172181	175969	-2%
Längszugfestigkeit	[MPa]	3233	2555	27%
Bruchdehnung Längszug		1,91%	1,63%	17%
Längsdruckmodul	[MPa]	172810	160088	8%
Längsdruckfestigkeit	[MPa]	2012	1379	46%
Bruchdehnung Längsdruck		1,16%	0,93%	24%
Querzugmodul	[MPa]	9327	9163	2%
Querzugfestigkeit	[MPa]	47,7	44,1	8%
Bruchdehnung Querzug		0,58%	0,49%	19%
Querdruckmodul	[MPa]	9702	9477	2%
Querdruckfestigkeit	[MPa]	175	179	-2%
Bruchdehnung Querdruck		3,77%	3,12%	21%
Schubmodul	[MPa]	4539	5140 ¹	-12%
Schubfestigkeit	[MPa]	66	72 ¹	-8%
Bruchgleitung		2,45% ¹	3,75%	-35%

¹ Messdaten verwendet mit freundlicher Genehmigung der IABG

Tabelle F.2: Gegenüberstellung der Vorhersage der Verbundeigenschaften mittels mikromechanischer Simulation mit den experimentell ermittelten Materialkennwerten für Tieftemperatur

Materialkennwert Verbund		Simulation	Experiment	Relativer Fehler
Längszugmodul*	[MPa]	172445	206397 ²	-16%
Längszugfestigkeit*	[MPa]	3244	2560 ²	27%
Bruchdehnung Längszug*		1,91%	1,62% ²	18%
Querzugmodul**	[MPa]	13020	11338 ¹	15%
Querdruckmodul**	[MPa]	13102	11730 ¹	12%
Querdruckfestigkeit**	[MPa]	246	273 ¹	-10%
Bruchdehnung Querdruck**		1,92%	2,28%	-16%

¹ Messdaten verwendet mit freundlicher Genehmigung der IABG

² Messdaten verwendet mit freundlicher Genehmigung des IWM

* 173 K

** 77 K

Literaturverzeichnis

- [1] J. Aboudi. Micromechanics Prediction of Fatigue Failure of Composite Materials. *Journal of Reinforced Plastics and Composites*, 8:150–166, 1989. ISSN 0731-6844. doi: 10.1177/073168448900800203.
- [2] S. M. Aceves, F. Espinosa-Loza, E. Ledesma-Orozco, T. O. Ross, A. H. Weisberg, T. C. Brunner und O. Kircher. High-density automotive hydrogen storage with cryogenic capable pressure vessels. *International Journal of Hydrogen Energy*, 35(3):1219–1226, 2010. ISSN 03603199. doi: 10.1016/j.ijhydene.2009.11.069.
- [3] T. Adam, R. F. Dickson, C. J. Jones, H. Reiter und B. Harris. A Power Law Fatigue Damage Model for Fibre-Reinforced Plastic Laminates. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part C: Journal of Mechanical Engineering Science*, 200(3):155–166, 1986. ISSN 0954-4062, 2041-2983. doi: 10.1243/PIME_PROC_1986_200_111_02.
- [4] T. Adam, G. Fernando, R. F. Dickson, H. Reiter und B. Harris. Fatigue life prediction for hybrid composites. *International Journal of Fatigue*, 11(4):233–237, 1989. ISSN 0142-1123. doi: 10.1016/0142-1123(89)90306-X.
- [5] D. S. Adams, D. E. Bowles und C. T. Herakovich. Thermally Induced Transverse Cracking in Graphite-Epoxy Cross-Ply Laminates. *Journal of Reinforced Plastics and Composites*, 5: 152–169, 1986. ISSN 0731-6844. doi: 10.1177/073168448600500301.
- [6] K. Ahlborn und S. Knaak. Cryogenic mechanical behaviour of a thick-walled carbon fibre reinforced plastic structure. *Cryogenics*, 28(4):273–277, 1988. ISSN 00112275. doi: 10.1016/0011-2275(88)90012-4.
- [7] M. A. Alimuddin und M. R. Piggott. Fracture Toughness of Fiber-Polymer Interfaces Estimated From Single Fiber Peel Tests. *Polymer Composites*, 20(5):655–663, 1999. doi: 10.1002/pc.10388.
- [8] H. Altenbach, J. Altenbach und R. Rickards. *Einführung in die Mechanik der Laminat- und Sandwichtragwerke*. Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, Stuttgart, 1996. ISBN 3-342-00681-1.
- [9] M. T. A. Ansari, K. K. Singh und M. S. Azam. Fatigue damage analysis of fiber-reinforced polymer composites – A review. *Journal of Reinforced Plastics and Composites*, 37(9):636–654, 2018. ISSN 0731-6844. doi: 10.1177/0731684418754713.
- [10] M. P. Ansell, I. P. Bond und P. W. Bonfield. Constant life diagrams for wood composites and polymer matrix composites. In: *Proceedings of the 9th international conference on composite materials (ICCM 9)*, 692–699, Madrid, 1993.
- [11] A. S. Argon. Fracture of Composites. In: H. Herman, Hrsg., *Treatise on Materials Science and Technology*, 79–114. Academic Press, erste Aufl., 1972. ISBN 9781483218106.
- [12] L. E. Asp, L. A. Berglund und R. Talreja. Prediction of matrix-initiated transverse failure in polymer composites. *Composites Science and Technology*, 56:1089–1097, 1996. ISSN 02663538. doi: 10.1016/0266-3538(96)00074-7.

- [13] L. E. Asp, L. A. Berglund und R. Talreja. Effects of Fiber and Interphase on Matrix-Initiated Transverse Failure in Polymer Composites. *Composites Science and Technology*, 56:657–665, 1996. doi: 10.1016/0266-3538(96)00047-4.
- [14] L. E. Asp, L. A. Berglund und R. Talreja. A criterion for crack initiation in glassy polymers subjected to a composite-like stress state. *Composites Science and Technology*, 56:1291–1301, 1996.
- [15] W. B. Avery und C. T. Herakovich. Effect of Fiber Anisotropy on Thermal Stresses in Fibrous Composites. *Journal of Applied Mechanics*, 53:751–756, 1986. doi: 10.1115/1.3171854.
- [16] X. Bai, M. A. Bessa, A. R. Melro, P. P. Camanho, L. Guo und W. K. Liu. High-fidelity micromechanical modeling of the thermo-visco-plastic behavior of carbon fiber polymer matrix composites. *Composites Science and Technology*, 134:132–141, 2015. ISSN 02638223. doi: 10.1016/j.compstruct.2015.08.047.
- [17] V. T. Bechel, J. D. Camping und R. Y. Kim. Cryogenic/elevated temperature cycling induced leakage paths in PMCs. *Composites Part B: Engineering*, 36(2):171–182, 2005. ISSN 13598368. doi: 10.1016/j.compositesb.2004.03.001.
- [18] A. Bertram und R. Glüge. *Festkörpermechanik*. Otto-von-Guericke-Universität Magdeburg, Magdeburg, 2013. ISBN 9783940961884.
- [19] M. Bishara, R. Rolfes und O. Allix. Revealing complex aspects of compressive failure of polymer composites – Part I: Fiber kinking at microscale. *Composite Structures*, 169:105–115, 2017. ISSN 02638223. doi: 10.1016/j.compstruct.2016.10.092.
- [20] J. C. Both. *Tragfähigkeit von CFK-Metall-Laminaten unter mechanischer und thermischer Belastung*. Dissertation, Technische Universität München, 2014.
- [21] P. B. Bowden und J. A. Jukes. The Plastic Flow of Isotropic Polymers. *Journal of Material*, 7:52–63, 1972.
- [22] D. E. Bowles und O. H. Griffin. Micromechanics analysis of space simulated thermal stresses in composites. Part I: Theory and unidirectional laminates. *Journal of Reinforced Plastics and Composites*, 10:504–521, 1991. ISSN 0731-6844. doi: 10.1177/073168449101000506.
- [23] M. C. Boyce und R. N. Haward. The post-yield deformation of glassy polymers. In: R. N. Haward und R. J. Young, Hrsg., *The physics of glassy polymers*, 213–294. Applied Science Publisher Ltd Chapman & Hall, London, 2. Aufl., 1997.
- [24] T. L. Brown. *The Effect of Long-Term Cycling on the Microcracking Behaviour and Dimensional Stability of Composite Materials*. Dissertation, Virginia Polytechnic Institute and State University, 1997.
- [25] B. Burks, J. Middleton und M. Kumosa. Micromechanics modeling of fatigue failure mechanisms in a hybrid polymer matrix composite. *Composites Science and Technology*, 72(15): 1863–1869, 2012. ISSN 02663538. doi: 10.1016/j.compscitech.2012.07.017.
- [26] P. P. Camanho, C. G. Dávila, S. T. Pinho, L. Iannucci und P. Robinson. Prediction of in situ strengths and matrix cracking in composites under transverse tension and in-plane shear. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 37(2):165–176, 2006. ISSN 1359835X. doi: 10.1016/j.compositesa.2005.04.023.

- [27] P. P. Camanho und C. G. Dávila. Mixed-mode decohesion finite elements for the simulation of delamination in composite materials. Technischer Bericht, National Aeronautics and Space Administration, 2002.
- [28] C. C. Chamis. Simplified composite micromechanics for predicting microstresses. In: *41st Annual Conference of the Society of the Plastics Industry (PSI)*, Atlanta, Georgia, 1986. doi: 10.1177/073168448700600305.
- [29] N. T. Chowdhury, J. Wang, W. K. Chiu und W. Yan. Predicting matrix failure in composite structures using a hybrid failure criterion. *Composite Structures*, 137:148–158, 2015. ISSN 02638223. doi: 10.1016/j.compstruct.2015.11.019.
- [30] E. Cramer und U. Kamps. *Grundlagen der Wahrscheinlichkeitsrechnung und Statistik – Ein Skript für Studierende der Informatik, der Ingenieur- und der Wirtschaftswissenschaften*. Springer-Verlag, Berlin, Heidelberg, 1. Aufl., 2007. ISBN 978-3-540-36342-2.
- [31] B. Crist. Yield processes in glassy polymers. In: R. N. Haward und R. J. Young, Hrsg., *The physics of glassy polymers*, 155–212. Applied Science Publisher Ltd Chapman & Hall, London, 2. Aufl., 1997.
- [32] L. F. M. Da Silva und R. D. Adams. Measurement of the mechanical properties of structural adhesives in tension and shear over a wide range of temperatures. *Journal of Adhesion Science and Technology*, 19(2):109–141, 2005. doi: 10.1163/1568561053148449.
- [33] J. Degrieck und W. Van Paepegem. Fatigue damage modeling of fibre-reinforced composite materials: Review. *Applied Mechanics Reviews*, 54(4):279–300, 2001. ISSN 00036900. doi: 10.1115/1.1381395.
- [34] C. DiFrancia, T. C. Ward und R. O. Claus. The single-fibre pull-out test. 1: Review and interpretation. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 27A:597–612, 1996. ISSN 1359835X. doi: 10.1016/1359-835X(95)00069-E.
- [35] S. L. Donaldson und R. Y. Kim. Fatigue of composites at cryogenic temperatures. In: *47th International SAMPE Symposium and Exhibition*, 1248–1253, Long Beach, California, 2002.
- [36] P. K. Dutta und D. Hui. Low-temperature and freeze-thaw durability of thick composites. *Composites Part B: Engineering*, 27B:371–378, 1996. ISSN 13598368. doi: 10.1016/1359-8368(96)00007-8.
- [37] A. A. Elnekhaily und R. Talreja. Damage initiation in unidirectional fiber composites with different degrees of nonuniform fiber distribution. *Composites Science and Technology*, 155: 22–32, 2018. doi: 10.1016/j.compscitech.2017.11.017.
- [38] G. Ernst. *Multiscale Analysis of Textile Composites – Stiffness and Strength*. Dissertation, Leibniz Universität Hannover, 2009.
- [39] G. Ernst, M. Vogler, C. Hühne und R. Rolfes. Multiscale progressive failure analysis of textile composites. *Composites Science and Technology*, 70(1):61–72, 2010. ISSN 02663538. doi: 10.1016/j.compscitech.2009.09.006.
- [40] J. J. Espadas-Escalante, N. P. V. Dijk und P. Isaksson. A study on the influence of boundary conditions in computational homogenization of periodic structures with application to woven composites. *Composite Structures*, 160:529–537, 2017. ISSN 0263-8223. doi: 10.1016/j.compstruct.2016.10.082.

- [41] A. A. Fahmy und T. G. Cunningham. Investigation of Thermal Fatigue in Fiber Composite Materials. Technischer Bericht, National Aeronautics and Space Administration, Washington, D.C., 1976.
- [42] B. Fiedler, M. Hojo, S. Ochiai, K. Schulte und M. Ando. Failure behavior of an epoxy matrix under different kinds of static loading. *Composites Science and Technology*, 61(11):1615–1624, 2001. ISSN 02663538. doi: 10.1016/S0266-3538(01)00057-4.
- [43] B. Fiedler, T. Hobbiebrunken, M. Hojo und K. Schulte. Influence of stress state and temperature on the strength of epoxy resins. In: *International Conference on Fracture*, Turin, 2005.
- [44] S. C. Gallo, X. Li, Z. Zhang, C. Charitidis und H. Dong. Viscoelastic response of carbon fibre reinforced polymer during push-out tests. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 112:178–185, 2018. ISSN 1359-835X. doi: 10.1016/J.COMPOSITESA.2018.06.003.
- [45] E. K. Gamstedt und B. A. Sjögren. Micromechanisms in tension-compression fatigue of composite laminates containing transverse plies. *Composites Science and Technology*, 59(2): 167–178, 1999. ISSN 02663538. doi: 10.1016/S0266-3538(98)00061-X.
- [46] S. C. Garcea, Y. Wang und P. J. Withers. X-ray computed tomography of polymer composites. *Composites Science and Technology*, 156:305–319, 2018. ISSN 02663538. doi: 10.1016/j.compscitech.2017.10.023.
- [47] N. Gathercole, H. Reiter, T. Adam und B. Harris. Life prediction for fatigue of T800/5245 carbon-fibre composites: I. Constant-amplitude loading. *Fatigue*, 16:533–547, 1994. doi: 10.1016/0142-1123(94)90478-2.
- [48] I. M. Gitman, H. Askes und L. J. Sluys. Representative volume: Existence and size determination. *Engineering Fracture Mechanics*, 74(16):2518–2534, 2007. ISSN 00137944. doi: 10.1016/j.engfracmech.2006.12.021.
- [49] C. González und J. LLorca. Mechanical behavior of unidirectional fiber-reinforced polymers under transverse compression: Microscopic mechanisms and modeling. *Composites Science and Technology*, 67:2795–2806, 2007. doi: 10.1016/j.compscitech.2007.02.001.
- [50] S. González, G. Laera, S. Koussios, J. Domínguez und F. A. Lasagni. Simulation of thermal cycle aging process on fiber-reinforced polymers by extended finite element method. *Journal of Composite Materials*, 52(14):17–19, 2018. ISSN 1530793X. doi: 10.1177/0021998317734625.
- [51] J. Goodman. *Mechanics Applied to Engineering*. Longmans, Green and Co., London, 8. Aufl., 1914. ISBN 3192400402533.
- [52] L. E. Govaert, H. J. Schellens, H. J. M. Thomassen, R. J. M. Smit, L. Terzoli und T. Peijs. A micromechanical approach to time-dependent failure in off-axis loaded polymer composites. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 32:1697–1711, 2001. ISSN 1359835X. doi: 10.1016/S1359-835X(01)00028-8.
- [53] D. M. Grogan, S. B. Leen, C. O. A. Semprimoschnig und C. M. Ó Brádaigh. Damage characterisation of cryogenically cycled carbon fibre/PEEK laminates. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 66:237–250, 2014. ISSN 1359835X. doi: 10.1016/j.compositesa.2014.08.007.

- [54] D. M. Grogan, C. M. Ó Brádaigh, J. P. McGarry und S. B. Leen. Damage and permeability in tape-laid thermoplastic composite cryogenic tanks. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 78:390–402, 2015. ISSN 1359835X. doi: 10.1016/j.compositesa.2015.08.037.
- [55] S. K. Ha, K. K. Jin und Y. Huang. Micro-Mechanics of Failure (MMF) for Continuous Fiber Reinforced Composites. *Journal of Composite Materials*, 42(18):1873–1895, 2008. ISSN 0021-9983. doi: 10.1177/0021998308093911.
- [56] Z. M. A. Hamid, J. Hohe, M. Gall, S. Fliegner und P. Gumbsch. Fatigue Damage and Degradation Model for Carbon Fibre Reinforced Polymer Materials. *Proceedings of Applied Mathematics and Mechanics*, 17(1):259–260, 2017. doi: 10.1002/pamm.201710099.
- [57] A. Hampe, G. Kalinka, S. Meretz und E. Schulz. An advanced equipment for single-fibre pull-out test designed to monitor the fracture process. *Composites*, 25(1):40–46, 1995. doi: 10.1016/0010-4361(94)P3628-E.
- [58] N. Hancox. Thermal effects on polymer matrix composites: Part 1. Thermal cycling. *Materials & Design*, 19(3):85–91, 1998. ISSN 02613069. doi: 10.1016/S0261-3069(98)00018-1.
- [59] B. Harris, H. Reiter, T. Adam, R. F. Rickson und G. Fernando. Fatigue behaviour of carbon fibre reinforced plastics. *Composites*, 21(3):232–242, 1990. doi: 10.1016/0010-4361(90)90238-R.
- [60] G. Hartwig und S. Knaak. Fibre-epoxy composites at low temperatures. *Cryogenics*, 24(11):639–647, 1984. ISSN 00112275. doi: 10.1016/0011-2275(84)90083-3.
- [61] Z. Hashin. Failure Criteria for Unidirectional Fiber Composites. *Journal of Applied Mechanics*, 47(2):329–334, 1980. ISSN 00218936. doi: 10.1115/1.3153664.
- [62] Z. Hashin und A. Rotem. A Fatigue Failure Criterion for Fiber Reinforced Materials. *Journal of Composite Materials*, 7(4):448–464, 1973. ISSN 0021-9983. doi: 10.1177/002199837300700404.
- [63] P. Haupt. On the mathematical modelling in continuum mechanics. *Acta Mechanica*, 100:129–154, 1993. doi: 10.1007/BF01174786.
- [64] P. Haupt. *Continuum Mechanics and Theory of Materials*. Springer-Verlag, Berlin, Heidelberg, 2. Aufl., 2002.
- [65] M. Heidari-Rarani, K. Bashandeh-Khodaei-Naeini und S. M. Mirkhalaf. Micromechanical modeling of the mechanical behavior of unidirectional composites – A comparative study. *Reinforced Plastics and Composites*, 37(16):1051–1071, 2018. doi: 10.1177/0731684418779441.
- [66] C. Henaff-Gardin und M. C. Lafarie-Frenot. Specificity of matrix cracking development in CFRP laminates under mechanical or thermal loadings. *International Journal of Fatigue*, 24:171–177, 2002. ISSN 01421123. doi: 10.1016/S0142-1123(01)00070-6.
- [67] C. Henaff-Gardin, M. C. Lafarie-Frenot und D. Gamby. Doubly periodic matrix cracking in composite laminates Part 2: Thermal biaxial loading. *Composite Structures*, 36(1–2):131–140, 1997. doi: 10.1016/S0263-8223(96)00072-4.
- [68] R. W. Hertzberg und J. A. Manson. *Fatigue of Engineering Plastic*. Academic Press, New York, London, 1. Aufl., 1980.

- [69] R. Hill. Elastic properties of reinforced solids: Some theoretical principles. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 11(5):357–372, 1963. ISSN 00225096. doi: 10.1016/0022-5096(63)90036-X.
- [70] M. Hinton, A. Kaddour und P. Soden, Hrsg. *Failure criteria in fibre reinforced polymer composites: The World-Wide Failure Exercise*. Elsevier Science Ltd, Oxford, GB, 2004. doi: 10.1016/B978-0-080-44475-8.X5000-8.
- [71] T. Hobbiebrunken, M. Hojo, T. Adachi, C. De Jong und B. Fiedler. Evaluation of interfacial strength in CF/epoxies using FEM and in-situ experiments. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 37(12):2248–2256, 2006. ISSN 1359835X. doi: 10.1016/j.compositesa.2005.12.021.
- [72] J. Hohe, M. Gall, H. Gauch, S. Fliegner und Z. M. A. Hamid. A Material Model for Prediction of Fatigue Damage and Degradation of CFRP Materials. In: *21st Symposium on Composites*, Bd. 742, 740–744, Bremen, 2017. Trans Tech Publications. doi: 10.4028/www.scientific.net/KEM.742.740.
- [73] C. Huang, M. Ren, T. Li, X. Chang, J. Cong und Y. Lei. Trans-scale Modelling Framework for Failure Analysis of Cryogenic Composite Tanks. *Composites Part B: Engineering*, 85:41–49, 2015. ISSN 13598368. doi: 10.1016/j.compositesb.2015.09.023.
- [74] Y. Huang, K. Jin, L. Xu, G. Mustafa, Y. Han und S. Ha. A Micromechanical Methodology for Fatigue Life Prediction of Polymeric Matrix Composites. In: *18th International Conference on Composite Materials*, Jeju Island, Korea, 2011.
- [75] Y. Huang, K. K. Jin und S. K. Ha. Effects of Fiber Arrangement on Mechanical Behavior of Unidirectional Composites. *Journal of Composite Materials*, 42(18):1851–1871, 2008. ISSN 0021-9983. doi: 10.1177/0021998308093910.
- [76] Z. M. Huang. Micromechanical modeling of fatigue strength of unidirectional fibrous composites. *International Journal of Fatigue*, 24(6):659–670, 2002. ISSN 01421123. doi: 10.1016/S0142-1123(01)00185-2.
- [77] W. Hwang und K. S. Han. Fatigue of Composites – Fatigue Modulus Concept and Life Prediction. *Journal of Composite Materials*, 20:154–165, 1986. ISSN 0021-9983. doi: 10.1177/002199838602000203.
- [78] R. P. M. Janssen, D. D. Kanter, L. E. Govaert und H. E. H. Meijer. Fatigue Life Predictions for Glassy Polymers: A Constitutive Approach. *Macromolecules*, 41:2520–2530, 2008.
- [79] F. R. Jones. A Review of Interphase Formation and Design in Fibre-Reinforced Composites. *Journal of Adhesion Science and Technology*, 24(1):171–202, 2012. doi: 10.1163/016942409X12579497420609.
- [80] A. S. Kaddour und M. J. Hinton. Input data for test cases used in benchmarking triaxial failure theories of composites. *Journal of Composite Materials*, 46(19-20):2295–2312, 2012. ISSN 0021-9983. doi: 10.1177/0021998312449886.
- [81] S. G. Kang, M. G. Kim, C. G. Kim, J. R. Lee und C. W. Kong. Thermo elastic analysis of a type 3 cryogenic tank considering curing temperature and autofrettage pressure. *Journal of Reinforced Plastics and Composites*, 27(5):459–472, 2008. ISSN 0731-6844. doi: 10.1177/0731684407081371.

- [82] Z. H. Karadeniz und D. Kumlutas. A numerical study on the coefficients of thermal expansion of fiber reinforced composite materials. *Composite Structures*, 78:1–10, 2007. doi: 10.1016/j.compstruct.2005.11.034.
- [83] M. B. Kasen. Mechanical Performance of Graphite- and Aramid-Reinforced Composites at Cryogenic Temperatures. In: R. P. Reed und A. F. Clark, Hrsg., *Advances in Cryogenic Engineering Materials*, vol. 28, 165–177. Springer, Boston, MA, 1982. ISBN 978-1-4613-3542-9. doi: 10.1007/978-1-4613-3542-9_16.
- [84] M. Kästner. *Skalenübergreifende Modellierung und Simulation des mechanischen Verhaltens von textilverstärktem Polypropylen unter Nutzung der XFEM*. Dissertation, Technische Universität Dresden, 2009.
- [85] M. Kawai. Damage mechanics model for off-axis fatigue behavior of unidirectional carbon fiber-reinforced composites at room and high temperatures. In: *Proceedings of 12th International Conference on Composite Materials (ICCM-12)*, Paris, 1999.
- [86] M. Kawai und M. Koizumi. Nonlinear constant fatigue life diagrams for carbon/epoxy laminates at room temperature. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 38(11): 2342–2353, 2007. ISSN 1359835X. doi: 10.1016/j.compositesa.2007.01.016.
- [87] M. Kawai, S. Yajima, A. Hachinohe und Y. Takano. Off-Axis Fatigue Behavior of Unidirectional Carbon Fiber-Reinforced Composites at Room and High Temperatures. *Journal of Composite Materials*, 35(7):545–576, 2001. ISSN 0021-9983. doi: 10.1177/002199801772662073.
- [88] S. S. Kessler, T. Matuszeski und H. L. McManus. Cryocycling and mechanical testing of CFRP for the X-33 liquid H₂ fuel tank structure. In: *ASC 16th Technical Conference*, Blacksburg, 2001.
- [89] R. Y. Kim, A. S. Crasto und G. A. Schoeppner. Dimensional stability of composite in a space thermal environment. *Composites Science and Technology*, 60:2601–2608, 2000. doi: 10.1016/S0266-3538(00)00052-X.
- [90] A. J. Kinloch und R. J. Young. *Fracture Behaviour of Polymers*. Applied Science Publishers, London, New York, 1. Aufl., 1983.
- [91] O. Kircher, G. Greim, J. Burtscher und T. Brunner. Validation of Cryo-Compressed Hydrogen Storage (CCH₂) – A Probabilistic Approach. In: *4th International Conference on Hydrogen Safety*, San Francisco, 2011.
- [92] D. Krause. A physically based micromechanical approach to model damage initiation and evolution of fiber reinforced polymers under fatigue loading conditions. *Composites Part B: Engineering*, 87:176–195, 2016. ISSN 13598368. doi: 10.1016/j.compositesb.2015.10.012.
- [93] D. Krause. *Mikromechanik des Ermüdungsverhaltens polymerer Verbundwerkstoff*. Dissertation, Technischen Universität Carolo-Wilhelmina zu Braunschweig, 2016.
- [94] H. Krüger. *Ein physikalisch basiertes Ermüdungsschädigungsmodell zur Degradationsberechnung von Faser-Kunststoff-Verbunden*. Dissertation, Leibniz Universität Hannover, 2012.
- [95] H. Krüger und R. Rolfes. A physically based fatigue damage model for fibre-reinforced plastics under plane loading. *International Journal of Fatigue*, 70:241–251, 2015. ISSN 01421123. doi: 10.1016/j.ijfatigue.2014.09.023.

- [96] M. C. Lafarie-Frenot und C. Hénaff-Gardin. Formation and growth of 90° ply fatigue cracks in carbon/epoxy laminates. *Composites Science and Technology*, 40(3):307–324, 1991. ISSN 02663538. doi: 10.1016/0266-3538(91)90087-6.
- [97] M. C. Lafarie-Frenot und N. Q. Ho. Influence of free edge intralaminar stresses on damage process in CFRP laminates under thermal cycling conditions. *Composites Science and Technology*, 66(10):1354–1365, 2006. ISSN 02663538. doi: 10.1016/j.compscitech.2005.09.006.
- [98] M. C. Lafarie-Frenot, C. Hénaff-Gardin und D. Gamby. Matrix cracking induced by cyclic ply stresses in composite laminates. *Composites Science and Technology*, 61(15):2327–2336, 2001. ISSN 02663538. doi: 10.1016/S0266-3538(01)00125-7.
- [99] M. J. Laffan. Testing the toughness of polymer matrix composites. In: P. Robinson, E. Greenhalgh und S. Pinho, Hrsg., *Failure Mechanisms in Polymer Matrix Composites: Criteria, Testing and Industrial Applications*, 110–128. Woodhead Publishing, 1. Aufl., 2012. doi: 10.1533/9780857095329.1.110.
- [100] I. Lapczyk und J. A. Hurtado. Progressive damage modeling in fiber-reinforced materials. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 38(11):2333–2341, 2007. ISSN 1359835X. doi: 10.1016/j.compositesa.2007.01.017.
- [101] S. Lin, X. Jia, H. Sun, H. Sun, D. Hui und X. Yang. Thermo-mechanical properties of filament wound CFRP vessel under hydraulic and atmospheric fatigue cycling. *Composites Part B: Engineering*, 46:227–233, 2013. ISSN 13598368. doi: 10.1016/j.compositesb.2012.09.067.
- [102] B. Liu und X. Yan. A new model of multiaxial fatigue life prediction with the influence of different mean stresses. *International Journal of Damage Mechanics*, 28(9):1323–1343, 2019. doi: 10.1177/1056789518824396.
- [103] J. Llobet, P. Maimí, J. A. Mayugo, Y. Essa und F. M. de la Escalera. A fatigue damage and residual strength model for unidirectional carbon/epoxy composites under on-axis tension-tension loadings. *International Journal of Fatigue*, 103:508–515, 2017. ISSN 0142-1123. doi: 10.1016/j.ijfatigue.2017.06.026.
- [104] J. Llorca, C. González und J. Segurado. Finite element and homogenization modelling of materials. In: Z. Xiao Guo, Hrsg., *Multiscale materials modelling*, 121–144. Woodhead Publishing, Cambridge, 1. Aufl., 2007.
- [105] A. Löschel, G. Erdmann und F. Staiß. Stellungnahme zum sechsten Monitoring-Bericht der Bundesregierung für das Berichtsjahr 2016. Technischer Bericht, Expertenkommission zum Monitoring-Prozess \glqq Energie der Zukunft\grqq}, Berlin, München, Stuttgart, 2018.
- [106] C. Lüders und M. Sinapius. Fatigue of fibre-reinforced plastics due to cryogenic thermal cycling. *Journal of Composite Materials*, 53(20):2849–2861, 2019. doi: 10.1177/0731684418811938.
- [107] C. Lüders, D. Krause und J. Kreikemeier. Fatigue damage model for CFRP at different temperatures considering stress ratio effects. *Journal of Composite Materials*, 52(29):4023–4050, 2018. doi: 10.1177/0021998318773466.
- [108] C. Lüders, M. Sinapius und D. Krause. Adaptive cycle jump and limits of degradation in micromechanical fatigue simulations of FRP. *International Journal of Damage Mechanics*, 2019. doi: <https://doi.org/10.1177/1056789519833728>.

- [109] E. Mäder, S. I. Gao und R. Plonka. Static and dynamic properties of single and multi-fiber/epoxy composites modified by sizings. *Composites Science and Technology*, 67(6): 1105–1115, 2007. ISSN 02663538. doi: 10.1016/j.compscitech.2006.05.020.
- [110] S. Mahdavi, S. K. Gupta und M. Hojjati. Thermal cycling of composite laminates made of out-of-autoclave materials. *Science and Engineering of Composite Materials*, 25(6):1145–1156, 2018. doi: <https://doi.org/10.1515/secm-2017-0132>.
- [111] C. A. Mahieux, K. L. Reifsnider und S. W. Case. Property modeling across transition temperatures in PMC's : Part I – Tensile Properties. *Applied Composite Materials*, 8:217–234, 2001. ISSN 00323861. doi: 10.1016/S0032-3861(00)00614-5.
- [112] E. Massarwa, J. Aboudi und R. Haj-Ali. A multiscale progressive damage analysis for laminated composite structures using the parametric HFGMC micromechanics. *Composite Structures*, 188:159–172, 2018. ISSN 02638223. doi: 10.1016/j.compstruct.2017.11.089.
- [113] A. Matzenmiller, J. Lubliner und R. L. Taylor. A constitutive model for anisotropic damage in fiber-composites. *Mechanics of Materials*, 20(2):125–152, 1995. ISSN 01676636. doi: 10.1016/0167-6636(94)00053-0.
- [114] J. S. Mayes, S. Nickerson und J. S. Welsh. A Multiscale Approach to the Effects of Cryogenic Environments on Polymer Matrix Composites. In: *45th AIAA/ASME/ASCE/AHS/ASC Structures, Structural Dynamics & Materials Conference*, Palm Springs, 2004. doi: 10.2514/6.2004-1934.
- [115] H. L. McManus, D. E. Bowles und S. S. Tompkins. Prediction of Thermal Cycling Induced Matrix Cracking. *Journal of Reinforced Plastics and Composites*, 15:124–139, 1996. doi: 10.1177/073168449601500201.
- [116] R. D. Medeiros, M. E. Moreno, F. D. Marques und V. Tita. Effective properties evaluation for smart composite materials. *Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering*, 34:362–370, 2012. ISSN 1678-5878. doi: 10.1590/S1678-58782012000500004.
- [117] A. R. Melro, P. P. Camanho und S. T. Pinho. Generation of random distribution of fibres in long-fibre reinforced composites. *Composites Science and Technology*, 68:2092–2102, 2008. doi: 10.1016/j.compscitech.2008.03.013.
- [118] G. Meneghetti, M. Ricotta, G. Lucchetta und S. Carmignato. An hysteresis energy-based synthesis of fully reversed axial fatigue behaviour of different polypropylene composites. *Composites Part B: Engineering Engineering*, 65:17–25, 2014. ISSN 13598368. doi: 10.1016/j.compositesb.2014.01.027.
- [119] M. A. Miner. Cumulative Damage in Fatigue. *Journal of Applied Mechanics*, 12(3):159–164, 1945.
- [120] M. Mohamed, M. Johnson und F. Taheri. On the Thermal Fatigue of a Room-Cured Neat Epoxy and Its Composite. *Open Journal of Composite Materials*, 9:145–163, 2019. doi: 10.4236/ojcm.2019.92007.
- [121] M. Muthukumar, J. Prasath, Y. M. Desai und N. K. Naik. Mechanical behavior of unidirectional composites with hexagonal and uneven distribution of fibers in the transverse cross-section. *Journal of Composite Materials*, 52(22):2985–3000, 2018. ISSN 0021-9983. doi: 10.1177/0021998318759742.

- [122] M. Naderi, J. Michopoulos, N. Iyyer, K. Goel und N. Phan. Multiscale analysis of fatigue crack initiation life for unidirectional composite laminates. *Composite Structures*, 213:271–283, 2019. ISSN 0263-8223. doi: 10.1016/j.compstruct.2019.01.107.
- [123] L. Nasdala. *FEM-Formelsammlung Statik und Dynamik*. Springer Fachmedien, Wiesbaden, 3. Aufl., 2015. ISBN 9788578110796. doi: 10.1017/CBO9781107415324.004.
- [124] F. Naya, C. González, C. S. Lopes, S. Van der Veen und F. Pons. Computational micromechanics of the transverse and shear behavior of unidirectional fiber reinforced polymers including environmental effects. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 92:146–157, 2017. ISSN 1359835X. doi: 10.1016/j.compositesa.2016.06.018.
- [125] T. Okabe, H. Imamura, Y. Sato, R. Higuchi, J. Koyanagi und R. Talreja. Experimental and numerical studies of initial cracking in CFRP cross-ply laminates. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 68:81–89, 2015. ISSN 1359-835X. doi: 10.1016/j.compositesa.2014.09.020.
- [126] T. Okabe, S. Onodera, Y. Kumagai und Y. Nagumo. Continuum damage mechanics modeling of composite laminates including transverse cracks. *International Journal of Damage Mechanics*, 27(6):877–895, 2017. ISSN 15307921. doi: 10.1177/1056789517711238.
- [127] A. Palmgren. Die Lebensdauer von Kugellagern. *Zeitschrift des Vereins Deutscher Ingenieure*, 68(14):339–341, 1924.
- [128] K. Pannkoke und H. J. Wagner. Fatigue properties of unidirectional carbon fibre composites at cryogenic temperatures. *Cryogenics*, 31:248–251, 1991. doi: 10.1016/0011-2275(91)90086-C.
- [129] C. H. Park und H. L. McManus. Thermally induced damage in composite laminates: Predictive methodology and experimental investigation. *Composites Science and Technology*, 56(10):1209–1219, 1996. ISSN 0266-3538. doi: [http://dx.doi.org/10.1016/S0266-3538\(96\)00089-9](http://dx.doi.org/10.1016/S0266-3538(96)00089-9).
- [130] D. Pfanner. *Zur Degradation von Stahlbetonbauteilen unter Ermüdungsbeanspruchung*. Dissertation, Ruhr Universität Bochum, 2002.
- [131] E. J. Pineda, B. A. Bednarczyk und S. M. Arnold. Validated progressive damage analysis of simple polymer matrix composite laminates exhibiting matrix microdamage: Comparing macromechanics and micromechanics. *Composites Science and Technology*, 133:184–191, 2016. ISSN 02663538. doi: 10.1016/j.compscitech.2016.07.018.
- [132] A. Puck. *Festigkeitsanalyse von Faser-Matrix-Laminaten - Modelle für die Praxis*. Carl Hanser Verlag, München, 1996. ISBN 3-446-18194-6.
- [133] A. Puck und H. Schürmann. Die Zug/Druck-Torsionsprüfung an rohrförmigen Probekörpern. *Kunststoffe*, 72(9):554–561, 1982.
- [134] D. Radaaj. *Ermüdungsfestigkeit – Grundlagen für Leichtbau, Maschinen- und Stahlbau*. Springer-Verlag, Berlin, Heidelberg, New York, 2. Aufl., 2003. ISBN 9783662071083.
- [135] R. S. Raghava, R. M. Caddell und G. S. Y. Yeh. The Macroscopic Yield Behavior of Polymers. *Journal of Material Science*, 8(2):225–232, 1973. doi: 10.1007/BF00550671.
- [136] S. V. Ramani und D. P. Williams. Notched and Unnotched Fatigue Behavior of Angle-Ply Graphite/Epoxy Composites. In: K. L. Reifsnider und K. N. Lauritis, Hrsg., *Fatigue of Filamentary Composite Materials, ASTM STP 636*, 27–46. American Society for Testing and Materials, 1977.

- [137] R. P. Reed und M. Golda. Cryogenic properties of unidirectional composites. *Cryogenics*, 34(11):909–928, 1994. ISSN 00112275. doi: 10.1016/0011-2275(94)90077-9.
- [138] R. P. Reed und M. Golda. Cryogenic composite supports: A review of strap and strut properties. *Cryogenics*, 37(5):233–250, 1997. doi: 10.1016/S0011-2275(97)00004-0.
- [139] K. L. Reifsnider und Z. Gao. A micromechanics model for composites under fatigue loading. *International Journal of Fatigue*, 13(2):149–156, 1991. ISSN 01421123. doi: 10.1016/0142-1123(91)90007-L.
- [140] K. L. Reifsnider und R. Jamison. Fracture of fatigue-loaded composite laminates. *International Journal of Fatigue*, 4(4):187–197, 1982. doi: 10.1016/0142-1123(82)90001-9.
- [141] J. A. M. Remmerswaal. *Fatigue of amorphous polymers*. Dissertation, Technische Universität Delft, 1990.
- [142] M. Ren, X.-w. Zhang, C. Huang, B. Wang und T. Li. An integrated macro/micro-scale approach for in situ evaluation of matrix cracking in the polymer matrix of cryogenic composite tanks. *Composite Structures*, 216:201–212, 2019. ISSN 0263-8223. doi: 10.1016/j.compstruct.2019.02.079.
- [143] A. Reuss. Berechnung der Fließgrenze von Mischkristallen auf Grund der Plastizitätsbedingung für Einkristalle. *Zeitschrift für Angewandte Mathematik und Mechanik*, 9:49–58, 1929.
- [144] L. Riaño, L. Belec und Y. Joliff. Validation of a Representative Volume Element for Unidirectional Fiber-Reinforced Composites: Case of a Monotonic Traction in its Cross Section. *Composite Structures*, 154:11–16, 2016. ISSN 02638223. doi: 10.1016/j.compstruct.2016.07.020.
- [145] L. Riaño, L. Belec, J. F. Chailan und Y. Joliff. Effect of interphase region on the elastic behavior of unidirectional glass-fiber/epoxy composites. *Composite Structures*, 198:109–116, 2018. ISSN 02638223. doi: 10.1016/j.compstruct.2018.05.039.
- [146] K. Rohwer. Predicting fiber composite damage and failure. *Journal of Composite Materials*, 49(21):2673–2683, 2015. ISSN 0021-9983. doi: 10.1177/0021998314553885.
- [147] B. W. Rosen. Strength of uniaxial fibrous composites. In: F. W. Wendt, H. Liebowitz und N. Perrone, Hrsg., *Proceedings of the Fifth Symposium on Naval Structural Mechanics*, 621–651, Philadelphia, 1970.
- [148] M. Sato, S. Shirai, J. Koyanagi und Y. Ishida. Numerical simulation for strain rate and temperature dependence of transverse tensile failure of unidirectional carbon fiber-reinforced plastics. *Journal of Composite Materials*, 53(28–30):4305–4312, 2019. doi: 10.1177/0021998319857111.
- [149] L. C. Sawyer, D. T. Grubb und G. F. Meyers. *Polymer microscopy: Third edition*. Springer-Verlag, New York, 3. Aufl., 2008. ISBN 9780387726274. doi: 10.1007/978-0-387-72628-1.
- [150] R. A. Schapery. Thermal Expansion Coefficients of Composite Materials Based on Energy Principles. *Journal of Composite Materials*, 2(3):380–404, 1968.
- [151] W. Schneider. Wärmeausdehnungskoeffizienten und Wärmespannungen von Glasfaser/Kunststoff-Verbunden aus unidirektionalen Schichten. *Kunststoffe*, 61:273–277, 1971.

- [152] T. A. Sebaey, G. Catalanotti und N. P. O. Dowd. A microscale integrated approach to measure and model fibre misalignment in fibre-reinforced composites. *Composites Science and Technology*, 183:1–7, 2019. ISSN 0266-3538. doi: 10.1016/j.compscitech.2019.107793.
- [153] M. Shariati, H. Hatami, H. Yarahmadi und H. R. Eipakchi. An experimental study on the ratcheting and fatigue behavior of polyacetal under uniaxial cyclic loading. *Materials and Design*, 34:302–312, 2011. ISSN 0261-3069. doi: 10.1016/j.matdes.2011.08.017.
- [154] X. Shen, Z. Xia und F. Ellyin. Cyclic deformation behavior of an epoxy polymer. Part I: Experimental investigation. *Polymer Engineering and Science*, 44(12):2240–2246, 2004. ISSN 00323888. doi: 10.1002/pen.20251.
- [155] T. Shimokawa, H. Katoh, Y. Hamaguchi, S. Sanbongi, H. Mizuno, H. Nakamura, R. Asagumo und H. Tamura. Effect of Thermal Cycling on Microcracking and Strength Segregation of High-Temperature Polymer Composite Materials for Use in Next-Generation SST Structures. *Journal of Composite Materials*, 36(07):885–895, 2002. doi: 10.1106/002199802021469.
- [156] M. M. Shokrieh. *Progressive Fatigue Damage Modeling of Composite Materials*. Dissertation, McGill University, Montreal, 1996.
- [157] M. M. Shokrieh und L. B. Lessard. Progressive Fatigue Damage Modeling of Composite Materials, Part II: Material Characterization and Model Verification. *Journal of Composite Materials*, 34(13):1081–1116, 2000. ISSN 0021-9983. doi: 10.1177/002199830003401302.
- [158] M. M. Shokrieh und L. B. Lessard. Progressive Fatigue Damage Modeling of Composite Materials, Part I: Modeling. *Journal of Composite Materials*, 34(13):183–205, 2000. ISSN 1059-6011. doi: 10.1177/07399863870092005.
- [159] C. R. Soderberg. Factor of safety and working stress. *Journal of Applied Mechanics*, 52, 1930.
- [160] F. Stassi-D’Alia. Flow and fracture of materials according to a new limiting condition of yielding. *Meccanica*, 2(3):175–195, 1967. doi: <https://doi.org/10.1007/BF02128173>.
- [161] S. Subramanian, K. L. Reifsnider und W. W. Stinchcomb. A cumulative damage model to predict the fatigue life of composite laminates including the effect of a fibre-matrix interphase. *International Journal of Fatigue*, 17(5):343–351, 1995. ISSN 0142-1123. doi: [http://dx.doi.org/10.1016/0142-1123\(95\)99735-S](http://dx.doi.org/10.1016/0142-1123(95)99735-S).
- [162] J. Summerscales. *Microstructural characterisation of fibre-reinforced composites*. Woodhead Publishing, Cambridge, 1996.
- [163] Q. Sun, Z. Meng, G. Zhou, S.-P. Lin, H. Kang, S. Keten, H. Guo und X. Su. Multi-scale computational analysis of unidirectional carbon fiber reinforced polymer composites under various loading conditions. *Composite Structures*, 196(December 2017):30–43, 2018. ISSN 0263-8223. doi: 10.1016/j.compstruct.2018.05.025.
- [164] S. Tamrakar, R. Ganesh, S. Sockalingam, B. Z. G. Haque und J. W. Gillespie. Strain rate-dependent large deformation inelastic behavior of an epoxy resin. *Journal of Composite Materials*, 54(1):71–87, 2020. doi: 10.1177/0021998319859054.
- [165] W. Tan, F. Naya, L. Yang, T. Chang, B. G. Falzon, L. Zhan, J. M. Molina-Aldareguía, C. González und J. Llorca. The role of interfacial properties on the intralaminar and interlaminar damage behaviour of unidirectional composite laminates: Experimental characterization and multiscale modelling. *Composites Part B: Engineering*, 138:206–221, 2018. ISSN 13598368. doi: 10.1016/j.compositesb.2017.11.043.

- [166] G. Tao und Z. Xia. An Experimental Study of Uniaxial Fatigue Behavior of an Epoxy Resin by a New Noncontact Real-Time Strain Measurement and Control System. *Polymer Composites*, 47:780–788, 2007. doi: 10.1002/pen.
- [167] G. Tao und Z. Xia. Mean stress/strain effect on fatigue behavior of an epoxy resin. *International Journal of Fatigue*, 29:2180–2190, 2007. doi: 10.1016/j.ijfatigue.2006.12.009.
- [168] G. Tao und Z. Xia. Biaxial fatigue behavior of an epoxy polymer with mean stress effect. *International Journal of Fatigue*, 31(4):678–685, 2009. ISSN 0142-1123. doi: 10.1016/j.ijfatigue.2008.03.025.
- [169] J. F. Timmerman, M. S. Tillman, B. S. Hayes und J. C. Seferis. Matrix and fibre influences on the cryogenic microcracking of carbon fiber/epoxy composites. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 33:323–329, 2002. doi: 10.1016/S1359-835X(01)00126-9.
- [170] D. Trias, J. Costa, A. Turon und J. E. Hurtado. Determination of the critical size of a statistical representative volume element (SRVE) for carbon reinforced polymers. *Acta Materialia*, 54(13):3471–3484, 2006. ISSN 13596454. doi: 10.1016/j.actamat.2006.03.042.
- [171] S. W. Tsai und V. D. Azzi. Anisotropic Strength of Composites. *Experimental Mechanics*, 5(9):283–288, 1965.
- [172] W. Van Paepegem und J. Degrieck. A new coupled approach of residual stiffness and strength for fatigue of fibre-reinforced composites. *International Journal of Fatigue*, 24(7):747–762, 2002. ISSN 01421123. doi: 10.1016/S0142-1123(01)00194-3.
- [173] W. Van Paepegem, J. Degrieck und P. De Baets. Finite element approach for modelling fatigue damage in fibre-reinforced composite materials. *Composites Part B: Engineering*, 32: 575–588, 2001. ISSN 1098-6596. doi: 10.1017/CBO9781107415324.004.
- [174] T. J. Vaughan und C. T. McCarthy. Micromechanical modelling of the transverse damage behaviour in fibre reinforced composites. *Composites Science and Technology*, 71(3):388–396, 2011. ISSN 02663538. doi: 10.1016/j.compscitech.2010.12.006.
- [175] T. J. Vaughan und C. T. McCarthy. A micromechanical study on the effect of intra-ply properties on transverse shear fracture in fibre reinforced composites. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 42(9):1217–1228, 2011. ISSN 1359835X. doi: 10.1016/j.compositesa.2011.05.004.
- [176] W. Voigt. Über die Beziehung zwischen den beiden Elastizitätskonstanten isotroper Körper. *Annalen der Physik*, 274(12):573–587, 1889.
- [177] L. Wang, B. Wang, S. Wei, Y. Hong und C. Zheng. Prediction of long-term fatigue life of CFRP composite hydrogen storage vessel based on micromechanics of failure. *Composites Part B: Engineering*, 97:274–281, 2016. ISSN 13598368. doi: 10.1016/j.compositesb.2016.05.012.
- [178] L. Wang, C. Zheng, S. Wei und Z. Wei. Micromechanics-based progressive failure analysis of carbon fiber/epoxy composite vessel under combined internal pressure and thermomechanical loading. *Composites Part B: Engineering*, 89:77–84, 2016. ISSN 13598368. doi: 10.1016/j.compositesb.2015.11.018.
- [179] J. L. Weaver und C. L. Beatty. The Effect of Temperature on Compressive Fatigue of Polystyrene. *Polymer Engineering and Science*, 78(14):1117–1126, 1978.

- [180] E. Weinan, B. Engquist, X. Li, W. Ren und E. Vanden-Eijnden. The Heterogeneous Multiscale Method: A Review. *Communications in Computational Physics*, 2(3):367–450, 2007. doi: 10.1098/rsta.2018.0150.
- [181] H. A. Whitworth. A stiffness degradation model for composite laminates under fatigue loading. *Composite Structures*, 40(2):95–101, 1997. ISSN 02638223. doi: 10.1016/S0263-8223(97)00142-6.
- [182] J. G. Williams. European Group on Fracture: Kc and Gc Methods for Polymers. *Polymer Testing*, 9(1):15–26, 1990. doi: 10.1016/0142-9418(90)90045-F.
- [183] P. Wriggers. *Nichtlineare Finite-Elemente-Methoden*. Springer-Verlag, Berlin, Heidelberg, 1. Aufl., 2001. ISBN 9788578110796. doi: 10.1017/CBO9781107415324.004.
- [184] L. Wu, C. N. Chung, Z. Major, L. Adam und L. Noels. From SEM images to elastic responses: A stochastic multiscale analysis of UD fiber reinforced composites. *Composite Structures*, 189: 206–227, 2018. ISSN 02638223. doi: 10.1016/j.compstruct.2018.01.051.
- [185] Q. Wu, M. Li, Y. Gu, Y. Li und Z. Zhang. Nano-analysis on the structure and chemical composition of the interphase region in carbon fiber composite. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 56:143–149, 2014. ISSN 1359-835X. doi: 10.1016/j.compositesa.2013.10.003.
- [186] Y. Yuan, K. Niu und Z. Zhang. Compressive damage mode manipulation of fiber-reinforced polymer composites. *Engineering Fracture Mechanics*, 223:2–15, 2020. ISSN 00137944. doi: 10.1016/j.engfracmech.2019.106799.
- [187] T. I. Zohdi und P. Wriggers. *An Introduction to Computational Micromechanics*. Springer-Verlag, Berlin, Heidelberg, 2. Aufl., 2008. ISBN 978-3-540-77482-2.

Abkürzungsverzeichnis

AFM	Rasterkraftmikroskopie (<i>engl.: atomic/scanning force microscopy</i>)
CcH₂	Kryo-Druckspeicherung von überkritischem Wasserstoff
CCM	Verbundzylinder-Modell (<i>engl.: composite cylinder model</i>)
CGH₂	Druckspeicherung von gasförmigem Wasserstoff
CDS	charakteristischer Schädigungszustand (<i>engl.: critical damage state</i>)
CFK	Kohlenstofffaserverstärkter Kunststoff
CLD	<i>Constant Life Diagram</i> (dt.: Diagramm gleicher Bruchlastspielzahl)
CLL	<i>Constant Life Line</i> (dt.: Linie gleicher Bruchlastspielzahl)
CLT	Klassische Laminattheorie (<i>engl.: classical laminate theory</i>)
CT	Computertomografie
DMA	Dynamisch-Mechanische Analyse
DMS	Dehnmessstreifen
ESM	Ermüdungsschädigungsmodell
FE	Finite Elemente
FEM	Finite-Elemente-Methode
FVG	Faservolumengehalt
FVK	Faserverstärkter Kunststoff
GFK	Glasfaserverstärkter Kunststoff
HexRVE	Repräsentatives Volumenelement mit hexagonaler Faseranordnung
IABG	Industrieanlagen-Betriebsgesellschaft mbH
ILK	Institut für Luft- und Kältetechnik – Gemeinnützige Gesellschaft mbH
IWM	Fraunhofer Institut für Werkstoffmechanik
KLSM	Konfokales Laserscanningmikroskop
LLB	Lehrstuhl für Leichtbau der Technischen Universität München
MD	multidiktional
REM	Rasterelektronenmikroskopie
RVE	Repräsentatives Volumenelement
TGA	Thermogravimetrie
UD	unidirektional
UMAT	Benutzerdefiniertes Materialmodell für die FEM-Software ABAQUS® (<i>engl.: user-defined-material</i>)
WWFE-I	First World-Wide Failure Exercise (<i>dt.: Erster weltweiter Vergleich von Versagenskriterien</i>)

Formelverzeichnis

A	Parameter der Wöhlerlinie
a	mit der Zugfestigkeit normierte Spannungsamplitude, Breite des repräsentativen Volumenelements mit hexagonaler Fasernordnung
B	Parameter der Wöhlerlinie
b	Höhe des repräsentativen Volumenelements mit hexagonaler Fasernordnung
C	Parameter der Masterkurve
\bar{C}	Parameter der auf die Zugfestigkeit normierten Masterkurve
C_{ijkl}	Steifigkeitstensor
c	Verhältnis von Druck- und Zugfestigkeit
d	Faserdurchmesser, Degradationsfaktor
\bar{d}	Schädigungsparameter
d_v	Degradationsfaktor mit viskoser Regularisierung
\bar{d}_v	Schädigungsparameter mit viskoser Regularisierung
d_v^0	initialer Wert für den regularisierten Degradationsfaktor aus vorherigem Inkrement
dX	Verhältnis der aktuellen zur initialen Festigkeit
dX^{ges}	Verhältnis der aktuellen zur initialen Festigkeit aufgrund der Schädigung auf Mikro- und Makroebene
dX^{makro}	Verhältnis der aktuellen zur initialen Festigkeit aufgrund der Schädigung auf Makroebene
dX^{mikro}	Verhältnis der aktuellen zur initialen Festigkeit aufgrund der Schädigung auf Mikroebene
dX_{max}	maximal zulässige Herabsetzung der Festigkeit, bezogen auf die Anfangsfestigkeit
D	Parameter der Masterkurve
E	Elastizitätsmodul, kurz: E-Modul
E^0	initialer E-Modul
E_{11}	Modul in Faserrichtung
E_{11}^c	Druckmodul in Faserrichtung
E_{11}^t	Zugmodul in Faserrichtung
E_{22}	Modul quer zur Faserrichtung
E_{22}^c	Druckmodul quer zur Faserrichtung
E_{22}^t	Zugmodul quer zur Faserrichtung
E_{33}	Modul in Lagendickenrichtung
f	statische Materialausnutzung, Ermüdungsbeanspruchungsparameter, Parameter der CLL

G	Schubmodul
G^0	initialer Schubmodul
G_{12}	Schubmodul in der 1,2-Ebene
G_{13}	Schubmodul in der 1,3-Ebene
G_{23}	Querschubmodul
H_0	Nullhypothese
H_1	Alternativhypothese
I_1	Erste Invariante des Spannungstensors
i	Zählindex
L_0	Ausgangslänge, Probenlänge bzw. -höhe
m_{cr}	Anstieg der zum kritischen Spannungsverhältnis gehörenden Ursprungsgeraden im Haigh-Diagramm
N_f	Bruchlastspielzahl
N_f^{th}	Bruchlastspielzahl durch thermische Belastung
n	Lastwechselzahl, Stichprobenumfang
n_{eq}	äquivalente Lastwechselzahl
n_f	relative verstrichene Lebensdauer
n_{ref}	Stichprobenumfang Referenzproben
n_{zyk}	Stichprobenumfang zyklisierte Proben
p	hydrostatischer Druck
p_{NL}^c	Neigungsparameter nach Puck
p_{NT}^c	Neigungsparameter nach Puck
p_{NL}^t	Neigungsparameter nach Puck
p_{NT}^t	Neigungsparameter nach Puck
q	Verhältnis der Mittelspannung zur Festigkeit
q_c	Term im Zwischenfaserbruchkriterium nach Puck
q_t	Term im Zwischenfaserbruchkriterium nach Puck
R	Spannungsverhältnis
R_{cr}	kritisches Spannungsverhältnis
R_{NT}^A	Bruchwiderstand in der Bruchebene
r	Radius
\bar{r}	durchschnittliche relative Abweichung vom Mittelwert
s_{ref}	Standardabweichung der Referenz
s_{zyk}	Standardabweichung der Materialparameter zyklisierter Proben
T	Temperatur
T_0	Anfangstemperatur
T_{RT}	Raumtemperatur, 293 K
$T_{th,0}$	Grenztemperatur

$T_{th,1}$	Grenztemperatur
$T_{th,2}$	Grenztemperatur
u	Parameter der CLL
v	Parameter der CLL
X	Festigkeit
X^0	initiale Festigkeit
X^c	Druckfestigkeit
X^t	Zugfestigkeit
X_{11}^c	Druckfestigkeit des UD-Verbunds in Faserrichtung
X_{11}^t	Zugfestigkeit des UD-Verbunds in Faserrichtung
X_{12}	Schubfestigkeit des UD-Verbunds in der 1, 2-Ebene
X_{22}^c	Druckfestigkeit des UD-Verbunds in Faserrichtung
X_{22}^t	Zugfestigkeit des UD-Verbunds in Faserrichtung
X_{eq}^c	äquivalente Druckfestigkeit
X_{eq}^t	äquivalente Zugfestigkeit
$X_{f,11}^c$	Druckfestigkeit der Faser in Faserrichtung
$X_{f,11}^t$	Zugfestigkeit der Faser in Faserrichtung
X_m^c	Druckfestigkeit des Matrixmaterials
X_m^t	Zugfestigkeit des Matrixmaterials
$z_{\frac{\zeta}{2}}$	$\frac{\zeta}{2}$ -Quantil der Standardnormalverteilung
α	Wärmeausdehnungskoeffizient
α_{11}	Wärmeausdehnungskoeffizient des Verbunds in Faserrichtung
α_{22}	Wärmeausdehnungskoeffizient des Verbunds quer zur Faserrichtung
α_{33}	Wärmeausdehnungskoeffizient des Verbunds quer zur Faser in Dickenrichtung
α_{kl}	Wärmeausdehnungstensor
α_m	Wärmeausdehnungskoeffizient der Matrix
β_1	Parameter für die kontinuierliche Festigkeitsdegradation
β_2	Parameter für die kontinuierliche Festigkeitsdegradation
γ	Schubverzerrung
Δl	Längenänderung
Δn	Zyklusanzahl eines Lastblocks, Zyklensprung
Δn_F	Zyklusanzahl bis Eintritt des Ermüdungsversagens
Δn_f	Inkrement der verstrichenen relativen Lebensdauer
ΔT	Temperaturdifferenz
Δt	Zeitinkrement
δ	Materialparameter für die Nichtlinearität
δ^n	Materialparameter für die Nichtlinearität bei Normalbeanspruchung
$\delta^{n,c}$	Materialparameter für die Nichtlinearität bei Normaldruckbeanspruchung

$\delta^{n,t}$	Materialparameter für die Nichtlinearität bei Normalzugbeanspruchung
δ^s	Materialparameter für die Nichtlinearität bei Schubbeanspruchung
ε_{eq}	Vergleichsdehnung
ε_f	Versagensdehnung, Bruchdehnung
ε_f^c	Versagensdehnung, Bruchdehnung bei einachsiger Druckbelastung
ε_f^t	Versagensdehnung, Bruchdehnung bei einachsiger Zugbelastung
ε_{ij}	Verzerrungstensor
ε_{th}	thermische Dehnung
ζ	Signifikanzniveau
η_v	Dämpfungsparameter der viskosen Regularisierung
θ	Winkel zur Beschreibung der Schadensinitiierungsposition hinsichtlich Faseräquator und Faserpol
κ	Verhältnis zwischen Druck- und Zugfestigkeit der Matrix
λ_1	Parameter für die kontinuierliche Festigkeitsdegradation
λ_2	Parameter für die kontinuierliche Festigkeitsdegradation
μ_{ref}	Mittelwert der Kennwerte der Referenzmaterialien
μ_{zyk}	Mittelwert der Kennwerte zyklierter Materialien
ν	Querkontraktionszahl
ν_0	initiale Querkontraktionszahl
ν_{ij}	Querkontraktionszahl in Materialrichtung ij
ξ	RVE-Abmessung, ausgedrückt als Vielfaches des Faserradius
σ	Spannung
$\underline{\sigma}$	Spannungsvektor in Voigt-Notation
σ^{makro}	Spannung auf der Makroebene
σ_a	Spannungsamplitude
σ_a^{eq}	bzgl. des Mittelspannungseffekts äquivalente Spannungsamplitude
σ_{eq}	zu einem multiaxialen Spannungszustand äquivalente Beanspruchung
$\sigma_{eq,a}$	Amplitude der zum multiaxialen Spannungszustand äquivalenten Beanspruchung
$\sigma_{eq,m}$	Mittellast der zum multiaxialen Spannungszustand äquivalenten Beanspruchung
σ_f^{mikro}	Spannungen in der Faser, Mikroebene
σ_{ij}	Spannungstensor
σ_m	Mittelspannung
σ_m^{cr}	Mittelspannung zum kritischen Spannungsverhältnis
σ_m^{mikro}	Spannungen in der Matrix, Mikroebene
σ_{max}	Maximalspannung, maximales Spannungsniveau bei zyklischer Last
σ_N	Normalspannung in der Bruchebene
σ_o	Oberspannung
σ_u	Unterspannung

σ_{VM}	Vergleichsspannung nach von Mises
τ	Schubspannung
τ_{NL}	Längsschubspannung in der Bruchebene
τ_{NT}	Querschubspannung in der Bruchebene
φ	Faservolumengehalt
ψ	Winkel der Ursprungsgeraden zu einem multiaxialen Spannungszustand im σ_{VM} - p -Diagramm
ω	makroskopisch wirksame Schädigung
ω^{ges}	aufgrund der Schädigung auf Mikro- und Makroebene hervorgerufene Gesamtschädigung
ω^{makro}	makroskopische Schädigung durch auf der Makroebene induzierte Spannungen
ω^{mikro}	makroskopische Schädigung durch auf der Mikroebene induzierte Spannungen