

TECHNISCHE UNIVERSITÄT MÜNCHEN
Lehrstuhl für Leichtbau

**Charakterisierung faserverstärkter Elastomere für
formvariable Strukturflächen**

Jürgen Hoffmann

Vollständiger Abdruck der von der Fakultät für Maschinenwesen der Technischen Universität München zur Erlangung des akademischen Grades eines

Doktor-Ingenieurs (Dr.-Ing.)

genehmigten Dissertation.

Vorsitzender: Univ.-Prof. Dr. med., Dr.-Ing. habil. Erich Wintermantel

Prüfer der Dissertation:

1. Univ.-Prof. Dr.-Ing. Horst Baier
2. Univ.-Prof. Dr.-Ing. Klaus Drechsler

Die Dissertation wurde am 27.10.2011 bei der Technischen Universität München eingereicht und durch die Fakultät für Maschinenwesen am 20.01.2012 angenommen.

Danksagung

Bedanken möchte ich mich an dieser Stelle gerne bei Prof. Dr.-Ing. H. Baier, dass er mich dieses Thema bearbeiten lassen hat und mir Freiräume und Unterstützung gewährte. Ein großer Dank geht auch an meine Kollegen, insbesondere an Herrn Dr. -Ing. Leri Datashvili, denn die Zusammenarbeit mit ihnen war ein Meilenstein bei der Erstellung meiner Doktorarbeit. Sie gaben mir mit Ihrem fundierten Fachwissen viele Anregungen für meine wissenschaftliche Arbeit. Ohne Ihr Wissen, ohne Ihre Ideen und Ihre Kritik wäre mein Forschungsprojekt niemals soweit gekommen.

Besonderer Dank gilt meiner Frau Nicole und unseren Kindern Justus und Lorenz, die mir die nötige Zeit für das Gelingen dieser Doktorarbeit eingeräumt haben.

Kurzfassung

Mit unidirektional endlosfaserverstärkten Elastomeren ist es möglich, aufgrund ihrer stark orthotropen mechanischen Eigenschaften, maßgeschneiderte Werkstoffe für formvariable Strukturflächen zu erzeugen. Das komplexere mechanische Werkstoffverhalten der Elastomere und die starke Orthotropie des unidirektional endlosfaserverstärkten Elastomers erfordern einen höheren Aufwand in der Materialcharakterisierung.

In dieser Arbeit wurden die mechanischen Kennwerte endlosfaserverstärkter Elastomeren umfassend charakterisiert. Zuerst wurden Elastomere, die für eine Endlosfaserverstärkung geeignet sind, ausgewählt. Entscheidend hierfür war die Verarbeitbarkeit und die elastischen und viskoelastischen Eigenschaften, welche in experimentellen Tests untersucht worden sind. Mit einem finiten Element (FE) Modell einer unidirektionalverstärkten (UD) Einheitszelle wurden Parameterstudien durchgeführt und mit den Ergebnissen aus experimentellen Tests korreliert. Dabei wurde mittels Sensitivitätsanalysen diejenigen Kennwerte des Matrixwerkstoffs bestimmt, die den größten Einfluß auf die Steifigkeit des Verbundes haben, wenn statt einem Duromer ein Elastomer verwendet wird. Mit einem weiteren FE Modell eines beliebig geschichteten Laminats aus unidirektionalen Schichten konnten kritische Einflussfaktoren, wie beispielsweise der Faserablegefehler, auf die Laminatsteifigkeit berechnet und quantifiziert werden. Durch den Vergleich der Ergebnisse aus FE Modell mit den experimentellen Testergebnissen konnte die Messmethodik signifikant verbessert werden, wodurch eine sehr gute Korrelation erreicht werden konnte. Diese Methode wurde auch zur Kennwertermittlung von gewebeverstärkten Elastomeren erfolgreich eingesetzt.

In einem Anwendungsbeispiel, einem formvariablen Satellitenantennenreflektor, konnte gezeigt werden, dass mit der vorgestellten Messmethode die Materialkennwerte genauer bestimmt werden konnten und somit eine hohe Formtreue erreicht werden konnte.

Abkürzungsverzeichnis

BIAX	Biaxial
CAD	Computer Aided Design
C-Faser	Carbonfaser
CFK	Kohlenstoffaserverstärkter Kunststoff
CFRP	Carbon Reinforced Plastic
CFRS	Carbon Reinforced Silicone
CLT	Klassische Laminattheorie
CTE	Coefficient of Thermal Expansion
EADS	European Aeronautic Defense and Space Company
EP	Epoxidharz
ESA	European Space Agency
ESTEC	European Space Technology ESA Center
FMC	Flexible Matrix Composite
FVE	Faserverstärktes Elastomer
FEM	Finite Element Methode
GOM	Gesellschaft für optische Messtechnik
MSV	Mehrschichtverbund
PU	Polyurethan
RECORA	Reconfigurable Antenna
RF	Radio Frequency
RS	Reflecting Surface
RTM	Resin Transfer Moulding
RTV	Raumtemperaturvernetzend
TRIAX	Triaxial
UD	Unidirektional
UCAV	Unmanned Combat Air Vehicle

Inhaltsverzeichnis

1	Einleitung	1
1.1	Stand der Technik	1
1.2	Motivation und Ziel der Arbeit	9
1.3	Durchgeführte Untersuchungen	10
2	Elastomere Matrixwerkstoffe	11
2.1	Einteilung der Polymere in Thermoplaste, Duroplaste und Elastomere	11
2.2	Auswahl geeigneter elastomerer Matrixwerkstoffe	14
2.3	Mechanisches Verhalten von elastomeren Matrixwerkstoffen	18
2.3.1	Interne Dissipation	18
2.3.2	Mullins-Effekt	20
2.3.3	Viskoelastizität	21
2.3.4	Hyperelastizität	21
2.4	Experimentelle Ermittlung der elastischen Kennwerte im uniaxialen Zugversuch	22
2.4.1	Stand der Technik / bisherige Prüfnormen	22
2.4.2	Probekörperherstellung	23
2.4.3	Versuchsdurchführung	25
2.4.4	Versuchsergebnisse	27
2.5	Thermoelastisches Verhalten	34
2.5.1	Glasübergangs- / Kristallisationstemperatur	35
2.6	Nachbehandlung zur Verbesserung der elastischen Eigenschaften	37
2.7	Erstellung von Materialmodellen zur Verwendung in FE Simulationen	40
3	Herstellung von faserverstärkten Elastomeren	43
3.1	Faserverstärkte Silikone in Nasslaminieretechnik	43
3.1.1	Verwendeter Matrixwerkstoff	45
3.1.2	Verwendete Faser	45
3.1.3	Verwendete Primer	46
3.2	Faserverstärkte Polyurethane in Infiltrationstechnik	46
3.2.1	Verwendetes Polyurethanmatrixsystem	47
3.2.2	Verwendeter Primer	48
3.3	Prepregherstellung	49
3.4	Probenherstellung	49
4	Bestimmung der mechanischen Kennwerte der unidirektionalen Schicht	51
4.1	Bestimmung der mechanischen Kennwerte am FE Modell der Einheitszelle	51

4.1.1	Materialmodelle für Verstärkungsfaser und Matrixwerkstoff	51
4.1.2	Modellierung einer Einheitszelle	52
4.1.3	Aufbau eines Blocks aus Einheitszellen	55
4.1.4	Aufbringen der periodischen Randbedingungen (PBC)	57
4.1.5	Aufbringen der Verschiebungsrandbedingungen	58
4.1.6	Vorgehen zur numerischen Lösung und Auswertung der Lastfälle	62
4.2	Modellverifikation und -validierung	65
4.2.1	Vergleich mehrerer Simulationsmodelle	65
4.2.2	Berechnung der Materialkennwerte für einen homogenen, orthotropen Werkstoff	69
4.2.3	Parametervariation und Identifikation der Einflussgrößen auf das Mo- dellverhalten	70
4.3	Modellvalidierung durch experimentelle Tests	77
4.3.1	Vergleich der Steifigkeiten mit dem uniaxialen Zugversuch	78
4.3.2	Vergleich der Festigkeiten mit dem uniaxialen Zugversuch	81
4.4	Thermoelastisches Verhalten	91
4.5	Zusammenfassung	94
5	Laminatkennwerte faserverstärkter Elastomere aus unidirektionalen Schich- ten	97
5.1	FE Modell des beliebig geschichteten Mehrschichtverbundes (MSV) im ein- achsigen Zugversuch	98
5.1.1	Modellaufbau	99
5.1.2	Materialmodelle	100
5.1.3	Modellverifikation	100
5.2	Einfluss der Probengeometrie und Faserorientierung auf die Kennwerte im uniaxialen Zugversuch	100
5.3	Notwendigkeit einer berührungslosen Messung	102
5.4	Optimierung des Auswerteverfahrens zur Bestimmung der Materialkennwerte des MSV	104
5.5	Vergleich mit experimentellen Tests	106
5.5.1	Uniaxialer Zugversuch	106
5.5.2	Biaxialer Zugversuch	108
5.5.3	Vergleich der Methoden und Korrelation der experimentellen Tests	114
5.6	Zusammenfassung	118
6	Kennwertermittlung von faserverstärkten Elastomeren aus textilen Halbzeu- gen	121
6.1	Möglichkeiten der Simulation von FVW aus Textilien	122
6.2	Mikrogeometrieerstellung von Geweben mit WiseTex	126
6.2.1	Einzelfaser	126
6.2.2	Faserbündel	127
6.2.3	Gewebe	127
6.2.4	FE Export	129

6.3	Einfluß der textilen Faserarchitektur auf das Steifigkeitsverhalten	129
6.3.1	Biaxiales Gewebe	130
6.3.2	Triaxiales Gewebe	136
6.4	Zusammenfassung	140
7	Strukturbeispiel: Mechanisch rekonfigurierbarer Satellitenantennenreflektor	141
7.1	Anforderungen der reflektierenden Oberfläche	141
7.2	Aufbau des Labormodells	145
7.3	Korrelation und Ergebnisse	146
7.4	Zusammenfassung und Ausblick	147
8	Zusammenfassung / Ausblick	151
9	Literaturverzeichnis	153

1 Einleitung

Kohlenstofffaserverstärkte Kunststoffe bieten primär aufgrund ihrer hohen gewichtsspezifischen Steifig- und Festigkeiten und sekundär wegen der kleinen Wärmeausdehnungskoeffizienten, der guten elektrischen und thermischen Leitfähigkeit besonders in der Luft- und Raumfahrt ein immenses Potential. Jedoch ist der Werkstoff gegenüber isotropen Werkstoffen, wie Metallen, durch seine stark richtungsabhängigen Eigenschaften wesentlich schwieriger auszulegen. Diese starke Richtungsabhängigkeit ermöglicht dem Ingenieur mit diesem Werkstoff maßgeschneiderte Eigenschaften zu erzielen, die mit einem isotropen Werkstoff so nicht möglich wären. Beispielsweise ergibt sich bei unidirektionalen kohlenstofffaserverstärkten Kunststoffen (Epoxid) eine Orthotropie von E_1/E_2 , also das Verhältnis der Längs- zur Quersteifigkeit von 34 - 50. Verwendet man nun statt einer duromeren Epoxid Matrix ein sehr weiches Elastomer so erhöht sich dieses Verhältnis, auf den Faktor 3500 - 5000. Ein Werkstoff mit dieser extremen Orthotropie eröffnet ganz neue Gestaltungs- und Anwendungsmöglichkeiten. Beispielsweise lassen sich mit diesem Werkstoff Bauteile realisieren, die einerseits eine hohe Membransteifigkeit mit sehr kleinen, oder sogar negativen Wärmeausdehnungskoeffizienten besitzen und andererseits eine derart niedrige Biegesteifigkeit (aufgrund der niedrigen Schubsteifigkeit), die es ermöglicht, die Bauteile zu falten. Allerdings steigt mit dieser extremen Orthotropie der Aufwand der Materialcharakterisierung und der Bauteilauslegung stark an, da viele Effekte, die bei klassischen CFK Materialien eine untergeordnete Rolle gespielt haben, erst mit einem solchen Orthotropieverhältnis ans Licht treten. Bereits unidirektionalverstärkte Laminat zeigen stark variierende Kennwerte in Abhängigkeit von Messverfahren, Probengeometrie und Lagenaufbau. Bei der Verwendung von textilen Halbzeugen, wie Geweben steigt der Aufwand nochmals um ein Vielfaches.

In dieser Arbeit soll gezeigt werden, wie dieser Werkstoff mit Unidirektional- und Gewebeverstärkung in seinen elastischen und thermoelastischen Eigenschaften charakterisiert werden kann.

1.1 Stand der Technik

Anwendungen Einsatzgebiete für faserverstärkte Elastomere sind beispielsweise in der Luft- und Raumfahrt zu finden. Speziell die Multifunktionalität und die damit verbundene Reduktion an Bauteilen steht hier im Vordergrund. In der Fachliteratur finden sich einige Anwendungen, bei denen der Einsatz von kohlenstofffaserverstärkten Elastomeren untersucht wird. Das folgende Beispiel aus der Satellitenentwicklung soll dies verdeutlichen.

Der immer höhere Bedarf an Datentransfer erfordert immer schnellere und qualitativ hochwertigere Datenverbindungen. Hierzu tragen maßgeblich die Funkverbindungen zwischen erdgebundenen Sendestationen und Satelliten im Weltall, sowie zwischen den Satelliten untereinander bei. Die Qualität einer solchen Funkverbindung hängt maßgeblich von dem Quotienten aus Antennengröße und deren Abweichung von der Idealform ab. Die Formtreue zu optimieren gelingt nur in gewissen Grenzen. Deshalb ist es in manchen Fällen nötig, die Antennengröße zu erweitern. Die Antennengröße ist allerdings durch die Größe der Trägerrakete begrenzt. Daher fokussieren sich die derzeitigen Entwicklungen auf entfaltbare Satellitenantennen mit denen es möglich ist, Reflektoren mit 25m Durchmesser und mehr zu bauen. Hierbei können die kohlenstofffaserverstärkten Elastomere ihre Vorzüge voll ausspielen:

- Sie bieten für entfaltbare und rekonfigurierbare Satellitenantennen eine gute Reflektivität elektromagnetischer Strahlen durch die gute elektrische Leitfähigkeit der Kohlenstofffasern
- Eine hohe Dimensionsstabilität bei thermischen Lasten, aufgrund ihres sehr niedrigen Wärmeausdehnungskoeffizienten (nahe null)
- Faltbarkeit durch die niedrige Biegesteifigkeit bei gleichzeitig relativ hoher Membransteifigkeit

Die Kombination aus niedriger Biegesteifigkeit bei gleichzeitig hoher Membransteifigkeit schöpft der Werkstoff aus der weichen Bettung der Fasern im Matrixwerkstoff, sodass diese bei Biegebelastung ausknicken statt brechen.

Neueste Entwicklungen auf dem Gebiet der Satellitenantennen zielen auch auf verformbare sog. rekonfigurierbare Reflektoren ab. Diese haben den entscheidenden Vorteil sich an unterschiedliche Missionen anzupassen, indem sie ihre Form (Fokallänge und Abbildung) verändern. Die Rekonfiguration wird beispielsweise durch von hinten angebrachte Aktuatoren erzeugt, siehe Abbildung [1.1](#) und [1.2](#).



Abbildung 1.1: Demonstrator eines rekonfigurierbaren Satellitenreflektors mit 19 Aktuatoren. Entwickelt am LLB

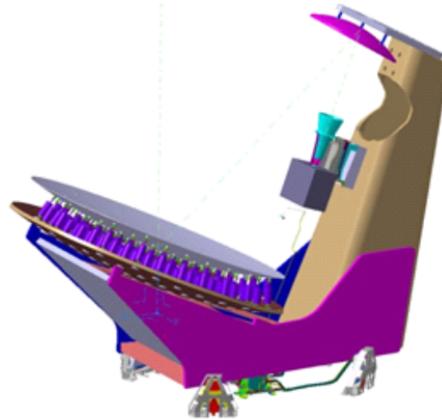


Abbildung 1.2: Gregorianische Satellitenantenne mit rekonfigurierbarem Hauptreflektor; CAD Zeichnung [19]

Die neusten Entwicklungen auf diesem Gebiet haben gezeigt, dass hier ebenfalls sehr spezielle Materialien mit maßgeschneiderten Eigenschaften gesucht sind [19]. Entscheidend für eine optimale Rekonfigurierbarkeit ist eine relativ hohe Biegesteifigkeit, um die lokal eingeleiteten Verschiebungen gleichmäßig zu verteilen, und gleichzeitig eine sehr niedrige Schubsteifigkeit, um ein Schubbeulen der reflektierenden Membran zu verhindern.

Auch in der Luftfahrt lassen sich Anwendungen finden, bei denen faserverstärkte Elastomere, oder *flexible matrix composites FMC* wie sie in der angelsächsischen Sprache oft genannt werden, zum Einsatz kommen können. Beispielsweise wurde in [43] ein FMC Material für eine Heckrotorantriebswelle für Hubschrauber untersucht. Hierbei war das Entwicklungsziel, die Multifunktionalität des Werkstoffs auszunutzen. Einerseits konnten durch die hohen Dämpfungseigenschaften die Vibrationen im Antriebsstrang minimiert und damit zusätzliche Schwingungsdämpfer vermieden werden. Andererseits konnten durch den Einsatz von faserverstärkten Elastomeren die Anzahl der Gelenklager im Heckausleger durch die höhere Flexibilität der Rotorwelle reduziert werden, bzw. vollständig substituiert werden. Die Abbildung 1.3 zeigt das aktuelle und das neuartige Konzept.

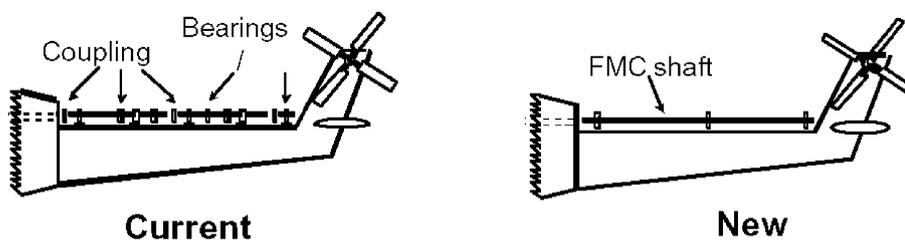


Abbildung 1.3: Konzept einer biegeweichen und torsionssteifen Antriebswelle [43]

Eine weiteres Anwendungsgebiet von faserverstärkten Elastomeren in der Luftfahrt ist das sogenannte *morphing wing concept*. Ziel bei diesem Konzept ist die Form des Flügels so zu verändern, dass er beispielsweise für den Überschall- und den Unterschallflug jeweils eine optimale Geometrie aufweist. Mit einem FMC Material wäre es möglich, einen Flügel zu entwickeln, der ohne Klappen und Spoiler seine Form, aktiv über integrierte Aktuatoren und Sensoren, aerodynamisch optimal den jeweiligen Flugzustand anpassen kann. Eine detaillierte Zusammenfassung solcher *morphing skins*, also adaptive Flügelhäute ist in [8] nachzulesen. Lockheed Martin entwickelte in dem *morphing z-wing* Konzept einen Flügel mit einer veränderlichen Spannweite. Hierbei kam ein gewebeverstärktes Silikon in den faltbaren Bereichen zum Einsatz, um einen nahtlosen Übergang zu gewährleisten [29]. In 1.4 ist das Konzept von Lockheed Martin dargestellt.

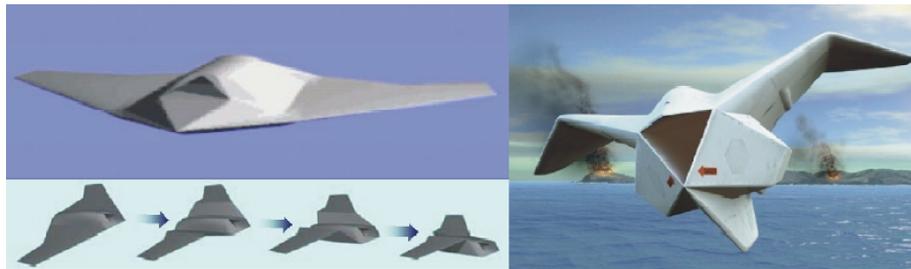


Abbildung 1.4: Morphing Z-wing Konzept von Lockheed Martin

Selbst die Aktuatoren mit denen solche *morphing skins* angesteuert werden, können aus FMC hergestellt werden. Ein Konzept, welches von der Bionik abgeleitet wurde, ist in 1.5 zu erkennen. Dieser Aktuator kann pneumatisch oder hydraulisch angesteuert werden [8]. Abbildung 1.6 zeigt eine adaptive Struktur, wie sie beispielsweise an den Flügelenden eines Flugzeugs eingesetzt werden kann. Die Aktuation erfolgt mittels parallel angeordneter pneumatischer Aktuatoren, die je nach gewünschter Verformung unterschiedlich bedrückt werden [39].

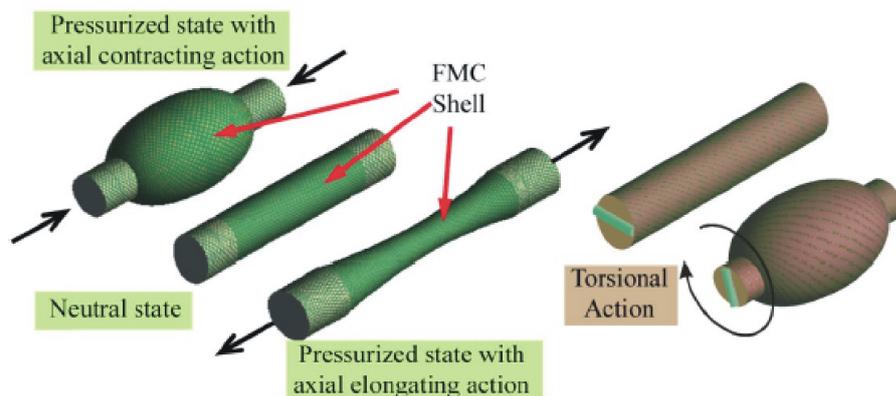


Abbildung 1.5: Pneumatischer Aktuator für axiale Längenänderung und Verdrehung [8]

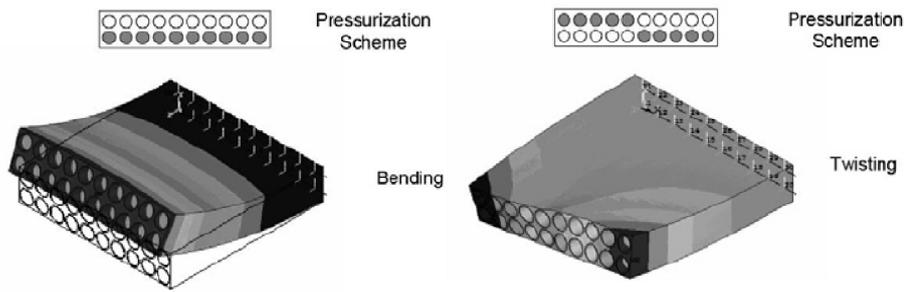


Abbildung 1.6: Mehrzellige adaptive Struktur mit pneumatischer Aktuation [8]

Konzepte, wie *Lockheed Martin's z-wing* wurde nicht über das Prototyp Stadium hinaus verfolgt, da unter anderem das nichtlineare Materialverhalten (Kriechen und Relaxieren) der verwendeten Elastomere zu großen Problemen bei der Aktuation führte [8].

In einem aktuellen Projekt der *EADS* Tochter *Cassidian* wird ein unbemanntes Kampfflugzeug (UCAV) entwickelt, welches formvariable Spaltabdeckungen an den Rudern besitzen soll, um die Radarsignatur zu verringern, siehe 1.7. Nebeneffekt ist eine höhere aerodynamische Effizienz, welche später bei der zivilen Luftfahrt von Nutzen sein kann. Verschiedene Konzepte hierfür wurden in [23] erarbeitet, wobei faserverstärkte Elastomere im formvariablen Spalt favorisiert wurden.

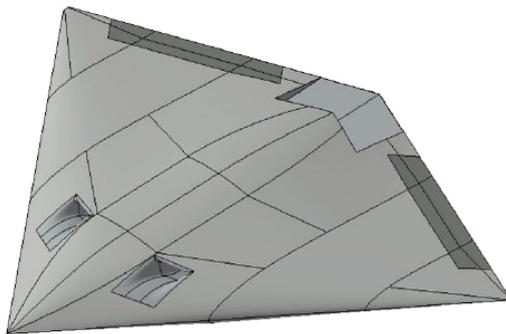


Abbildung 1.7: UCAV Demonstrator der EADS Tochter *Cassidian*

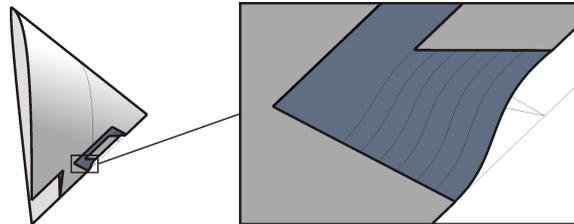


Abbildung 1.8: Formvariabler, spaltloser Übergang zwischen sich bewegenden Tragflächenelementen

Fertigung und Kennwertermittlung UD verstärkter Elastomere Grundvoraussetzung für jede dieser Anwendungen ist ein geeignetes Fertigungsverfahren und die Bestimmung der Materialkennwerte. In der Literaturrecherche finden sich eine Vielzahl von Artikeln und Arbeiten zum Thema faserverstärkte Elastomere (FVE). Allerdings beschäftigen sich nur wenige mit FVE mit einem Faservolumenanteil über ein bis zwei Prozent. In diesem Bereich geben

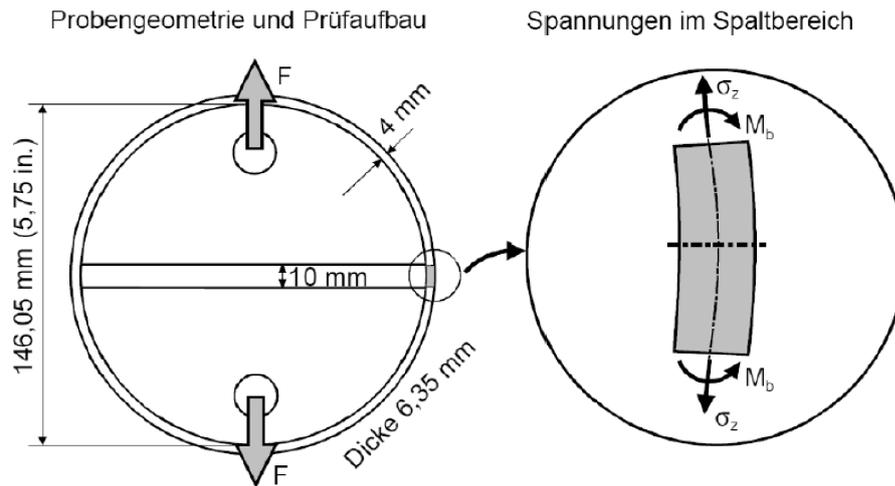


Abbildung 1.9: Aufbau zum Ermitteln der faserparallelen Steifig- und Festigkeit (NOL Ringe) [27]

die Arbeiten von Lou und Chou [34], sowie die von Kuo [9] Auskunft. Da der Faservolumenanteil der Materialien, die in diesen Arbeiten behandelt werden, sehr niedrig liegt und die Einspannung rein über die Fasern erfolgte, wird hier nicht näher auf diese eingegangen. Arbeiten, die sich mit höheren Faservolumenanteilen beschäftigen, sind die Dissertationen von Peel [31] und Koschmieder [27], die sich sehr ausführlich mit dem Thema FVE allgemein beschäftigen. Koschmieder führt in seiner Dissertation „Verarbeitung und Eigenschaften von Faserverbundkunststoffen mit Elastomermatrix“ eine umfassende Analyse und Klassifizierung der, für die Anwendung in FVE in Frage kommenden, Elastomersysteme durch. Diese bildet die Basis für eine gezielte Materialauswahl und die Entwicklung von Fertigungsprozessen. Im weiteren Verlauf beschäftigt sich Koschmieder mit diversen Fertigungsverfahren, die jedoch alle auf der Technik des Wickelns basieren. Auf den nächsten Teil seiner Arbeit, der Charakterisierung verschiedener Faser-Matrix-Kombinationen wird nun näher eingegangen, da dieses Themengebiet sich mit dem, in dieser Arbeit behandeltem, gut ergänzt. Die in Koschmieders Arbeit verwendeten Matrixwerkstoffe sind die Silikone *M4642* und *M4370* der *Wacker Chemie GmbH*, die Polyurethane *Baytec 08* und *Baygal* der *Bayer AG* sowie *PPT* von *Air Products/Albemarle* und als Vergleich das Epoxidharz *LY 556* von *Ciba Specialty Chemicals*. Als Fasern wurden Glas- und Aramidfasern verwendet, die allerdings nicht mit Primer vorbehandelt wurden, das heißt, dass bei allen Tests Koschmieders eine relativ geringe Faser-Matrix-Haftung vorhanden ist, wie er auch selbst im „Ausblick“ seiner Dissertation schreibt. Er charakterisiert die Festigkeiten der verschiedenen Kombinationen und liefert damit eine gute Referenz für diese Arbeit. Allerdings ermittelte er die Eigenschaften ausschließlich mit gewickelten Proben, bei denen als Grundfehler der Faserwickelwinkel zu beachten ist. Die Steifigkeit und Festigkeit in Faserrichtung testete er mit NOL-Ringen, die er, nach *ASTM 2290*, mit zwei Halbzylindern auf Zug belastete, wie in [Abbildung 1.9](#) zu sehen.

Ein Problem dieser Testart ist allerdings die auftretende geometrische Diskontinuität an den Rändern des Prüfspaltes und die daraus resultierenden Spannungsspitzen. Desweiteren werden die Ringe aufgrund des geringeren Durchmessers auf der Innenseite mehr gedehnt als auf der Außenseite. Diese Inhomogenität des Spannungsverlaufs kann sich jedoch nicht abbauen, da die Länge des Prüfspaltes nur 10mm beträgt. Ein weiteres Problem ist das Abnehmen der auftretenden Dehnung, da Koschmieder nur den Maschinenweg aufnimmt, was im allgemeinen relativ ungenau ist, wie auch im weiteren Verlauf dieser Arbeit zu sehen sein wird. Ebenfalls als hinderlich beim Messen der Dehnung im Messspalt dürfte der Einfluss des, sich auf dem Zylinder llegendem und abrutschenden, Teil des Ringes sein, bei dem die Reibung nicht ausreicht, die auftretenden Kräfte aufzunehmen. So erhält Koschmieder bei der Annahme eines, völlig auf dem Halbzylinder haftenden, Ringes Bruchdehnungen in Faserrichtung bis zu 53% was er selbst als „unsinnig“ beschreibt. Die Steifig- und Festigkeit senkrecht zur Faserrichtung bestimmte er durch Zugversuche von gewickelten Röhrenproben. Bei diesen Prüfungen erhielt er Ergebnisse mit hoher Streuung und zum Teil sogar keinen gültigen Messwert von vier getesteten Proben. Des Weiteren beschreibt er Probleme bei der Einspannung der Proben, da einige aus der Einspannung rutschten, andere durch diese beschädigt wurden. Desweiteren führte er Versuche mit Stoßbelastung durch und zeigte verschiedene Anwendungsgebiete der FVE auf, wie zum Beispiel Schwungräder, als Antriebselemente-Werkstoff oder als Material des pneumatischen Muskels [27].

Die Dissertation „Fabrication and Mechanics of Fiber-Reinforced Elastomers“ von Peel beschreibt ebenfalls die Herstellung und das Verhalten unter Lasteinfluss von FVE. Als Matrixwerkstoff kamen das Silikon *Silastic S* von *Dow Corning* und das Polyurethan *RP 6410-1* der Firma *Ciba* zum Einsatz. Als Faser wurden Baumwolle und die Glasfaser *PP & G 1062* verwendet. Die Glasfaser wurde, vor dem Verbinden mit dem Matrixwerkstoff, mit dem Primer *1200* der Firma *Dow Corning* vorbehandelt, um bessere Faser-Matrixhaftung zu erzielen. Ein Hauptteil von Peels Arbeit ist das Untersuchen der Reaktion des Matrix Materials auf Zugbelastung. Dazu testete er erst Reinmatrixproben und nachfolgend die Kombination der Werkstoffe in FVE. Für die Reinharzproben wählte Peel die Dogbone-Form, die er aus einem Rechteck von $76 \times 25\text{mm}$ mit einem Wasserstrahlschneider herausschnitt, sodass sie in der Mitte eine Breite von $12,6\text{mm}$ aufwies. Die Form der FVE-Proben ist in Abbildung 1.10 dargestellt. Peel testete Faserwinkel der Form $\pm\alpha$ von 0° bis 90° in Schritten von 15° . Die von ihm verwendeten Laminatdicken liegen zwischen $3,99$ und $7,24\text{mm}$, die Faservolumenanteile je nach Faser-Matrix-Kombination zwischen $51,8 - 62,4\%$ bei Baumwolle und zwischen $12,1 - 17,9\%$ bei Glasfaser. Zur Messung der Dehnung verwendete er Extensometer mit einer Messlänge (L_0) von $12,7\text{mm}$. Da diese die sehr hohen auftretenden Dehnungen nicht messen konnten, rechnete er die Dehnung, aufgenommen vom Maschinenweg, mithilfe der Extensometerdehnung auf die der Probe um, wobei allerdings die Messgenauigkeit herabgesetzt wird, was ein Problem bei Peels Messungen darstellte. Ein weiteres Problem war, wie auch bei Koschmieder, das Rutschen der Probe in den Einspannungen. Er versuchte das Problem durch Klemmbacken mit Stiften zu lösen, was bei Proben mit einem Faserwinkel über 15° auch gut funktionierte. Bei den 0° und 15° -Proben konnte Peel die Festigkeit der Proben nicht ermitteln, da vorher ein Versagen durch Rutschen in der Einspannung auftrat.

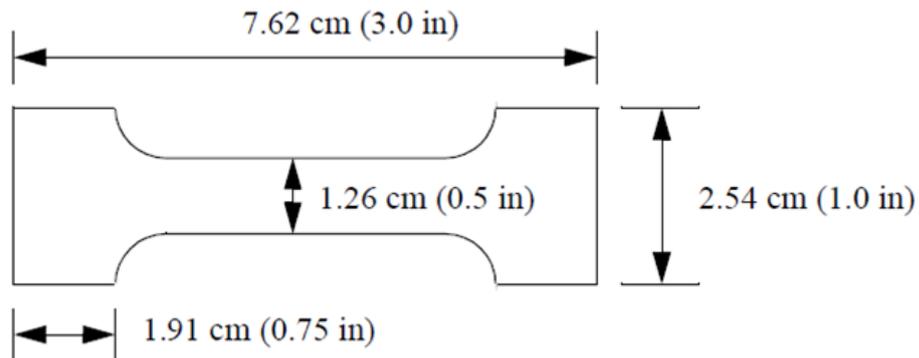


Abbildung 1.10: Dogbone Probe zur Bestimmung der Kennwerte am Reinharz [31]

Im weiteren Fortgang der Arbeit beschäftigt sich Peel mit der Bildung eines nichtlinearen Modells von FVE, basierend auf der klassischen Laminattheorie. Hierbei implementierte er die gemessenen nichtlinearen Spannungs-Dehnungskurven der Elastomere in die klassische Laminattheorie.

Kennwertermittlung textilverstärkter Elastomere Die Ermittlung der Steifigkeits- und Festigkeitskennwerte von textilverstärkten Kunststoffen gestaltet sich wesentlich schwieriger als die von unidirektionalverstärkten. Durch die dreidimensionale Faserarchitektur der Textilien werden Spannungen und Dehnungen in Dickenrichtung des Laminats erzeugt, die hingegen bei unidirektionalverstärkten Kunststoffen vernachlässigbar klein sind. Daher muß die Mikrogeometrie der Faserbündel im Textil mitberücksichtigt werden.

Literaturquellen zur Ermittlung der Kennwerte von textilverstärkten Duromeren Kunststoffen sind sehr zahlreich und umfangreich. Sie reichen von der sehr aufwendigen individuellen Multiskalensimulationen der Mikrogeometrie über verschiedenste Homogenisierungsmethoden bis zu kommerziellen Softwarelösungen, die die komplette Mikro- und Makromodellierung übernehmen. Veröffentlichte Literaturquellen zur Kennwertermittlung von textilverstärkten Elastomeren mit relevanten Faservolumenanteilen gibt es nur sehr wenige. In [22] und [11] wurde ein triaxiales Kohlenstofffasergewebe mit einer steifen, duromerischen (Triax CFRP) und einer weichen, elastomeren Matrix (Triax CFRS) untersucht. In der Studie wurde gezeigt, dass dieses Material trotz der quasiisotropen Webart ($0^\circ / \pm 60^\circ$) orthotrope Steifigkeiten zeigt. Hierbei liegen die Orthotropieachsen entlang und senkrecht zur 0° -Faserorientierung. Dieses Verhalten verstärkt sich noch zusätzlich bei der Verwendung einer weichen Elastomermatrix. Bei der Untersuchung der Hauptorthotropierichtungen wurde von Datashvili in [18] gezeigt, dass dieses Material bei Verwendung der weichen Elastomermatrix eine von der Probenbreite abhängige Steifigkeit in 90° -Faserorientierung besitzt. Diese nähert sich mit zunehmender Probenbreite derjenigen in 0° -Richtung an, bis sich ein nahezu isotropes Verhalten einstellt. Die Kennwertermittlung für textilverstärkte Elastomere und Duromere mittels FEM ist prinzipiell gleich. Es wird ein mikrogeometrisches FE Modell aufgebaut, welches der exakten Geometrie der einzelnen Faserbündel entspricht. Durch Aufbringen verschiedener Belastungs-

zustände können an diesem Modell die Kennwerte ermittelt werden. Diese Modelle sind aber nur auf Probenebene anwendbar, da sie für größere Strukturen zu rechenintensiv sind. In einem zweiten Schritt werden die aus dem mikrogeometrischen Modell ermittelten Kennwerte als homogenisierte Kennwerte in Modellen auf Bauteilebene verwendet.

Einige Forschergruppen befassen sich intensiv mit der automatisierten Mikromodellerstellung für textilverstärkte Kunststoffe. Als eine vollständige Softwarelösung ist *WISETEX* zu nennen. Mit dieser Software lassen sich nahezu beliebige Faserarchitekturen erstellen. Das erstellte Mikromodell kann direkt in der Software vernetzt werden und in eine beliebige FE Software importiert werden. Dadurch wird der sehr aufwendige Teil der Mikromodellierung stark vereinfacht.

1.2 Motivation und Ziel der Arbeit

Faserverstärkte Elastomere bilden eine völlig neue und interessante Werkstoffklasse, die ganz neue Anwendungsmöglichkeiten eröffnet. Daher ergibt sich die Notwendigkeit für die Charakterisierung dieses Werkstoffs. Da sich gerade bei den kohlenstofffaserverstärkten Elastomeren das größte Potenzial im Bereich des Leichtbaus aufgrund von:

- hohe gewichtsspez. Festig- und Steifigkeiten
- sehr kleine bzw. negative Wärmeausdehnungskoeffizienten (CTE)
- gute elekt. und therm. Leitfähigkeiten

abzeichnet, werden in dieser Arbeit ausschließlich diese untersucht. Nur zur Validierung der FE Modelle kommt eine Glasfaser zum Einsatz. Diese besitzt nahezu isotrope Eigenschaften, sodass die Kennwerte in Faserquerrichtung mit denen in Faserlängsrichtung gleichgesetzt werden können. Somit wird die Unsicherheit der Faserkennwerte in Querrichtung ausgeschlossen. Typischerweise sind die Faserkennwerte in Querrichtung nur sehr schwer zu bestimmen, bzw. sie werden aus Zugversuchen an 90° Laminaten mittels inverser Mischungsregeln zurückgerechnet. Diese Art der Kennwertermittlung ist allerdings sehr fehleranfällig und ergibt stark streuende Ergebnisse, daher werden für C-Fasern nur selten genaue Kennwerte in Faserquerrichtung angegeben.

In den vorangegangenen Forschungsarbeiten [27] [31] stellte sich heraus, dass sich sowohl die simulatorische als auch die experimentelle Ermittlung der Materialkennwerte von faserverstärkten Elastomeren deutlich schwieriger gestaltet als diejenige mit einer steifen Matrix. Grund hierfür ist die wesentlich größere Orthotropie des Werkstoffs. So lassen sich bei UD Laminaten die Lasten nur sehr schwierig einbringen, ohne ein vorzeitiges Versagen durch Schub oder im Krafteinleitungsbereich zu provozieren. In Laminaten mit unterschiedlichen Faserorientierungen treten hingegen große Dehnungsinhomogenitäten, welche bei der Auswertung der Kennwertermittlung Probleme bereitet.

In dieser Arbeit soll aufgezeigt werden, wie die Kennwerte experimentell und simulatorisch trotz der großen Orthotropie und Inhomogenität bestimmt werden können. Hierzu wurden

Sensitivitätsanalysen an FE Modellen durchgeführt, um diejenigen Designparameter (Faserorientierungen, Schichtungen, Materialparameter der Einzelkomponenten) zu identifizieren, die auf die Materialkennwerte des Verbundes den größten Einfluss haben. Schlussendlich wird eine Methode vorgestellt, mit der die Materialkennwerte für die Bauteilauslegung bestimmt werden können. Diese Auswertemethode wurde zur Verifizierung sowohl auf die experimentellen als auch auf die simulatorisch gewonnen Ergebnisse angewendet.

1.3 Durchgeführte Untersuchungen

- Untersuchung des hyper- und viskoelastischen Verhaltens der verwendeten Elastomere
- Probenherstellung (Laminate aus unidirektional- und gewebeverstärkten Schichten) in Nasslaminier- und Infusionstechnik
- Auswahl eines geeigneten Messverfahrens zur Ermittlung der mechanischen Kennwerte
- Analyse der Steifig- und Festigkeiten am FE Modell der UD Einheitszelle
- Parameterstudie zur Faserwinkelsensitivität an unidirektionalverstärkten Elastomeren
- Ableitung einer Messmethode zu Kennwertermittlung FVE mit einer hohen Querkontraktion.
- Experimentelle Ermittlung der Steifigkeiten an kohlenstofffaserverstärkten Elastomeren im uniaxialen und biaxialen Zugversuch
- Korrelation der experimentellen ermittelten Laminatsteifigkeitswerte und Korrelation mit den Ergebnissen aus der FEM Simulation
- Mikromechanische Untersuchungen an gewebeverstärkten Elastomeren mit textilen Halbzeugen (Triax, Biaxgewebe) mittels FEM

2 Elastomere Matrixwerkstoffe

Das Besondere an den FVE ist die Verwendung eines weichen Elastomers statt eines steifen Duromers oder Thermoplasten als Matrixwerkstoff. Daher wird dieses Kapitel den elastomeren Matrixwerkstoffen gewidmet. Zuerst wird eine allgemeine Einordnung der Elastomere in die Gesamtheit der Kunststoffe gegeben und darauffolgend eine Einteilung der Elastomere vorgenommen, die sich für eine Faserverstärkung eignen. Die anschließende Beschreibung der mechanischen Materialeigenschaften erfolgt an ausgewählten und für die Faserverstärkung gut geeigneten Elastomeren. Bei der Einteilung geeigneter Elastomere und bei der Beschreibung der mechanischen Eigenschaften wird stets ein Bezug zu den klassischen steifen duromeren Matrixwerkstoffen gezogen. Schlussendlich wird eine Methode vorgestellt, um das nichtlineare Steifigkeitsverhalten zu dokumentieren und die erhobenen Daten in nichtlineare Materialmodelle für die FE Simulation zur Verfügung zu stellen.

2.1 Einteilung der Polymere in Thermoplaste, Duroplaste und Elastomere

Die Einteilung der Kunststoffe basiert im Wesentlichen auf der Vernetzung der einzelnen Makromoleküle und lassen sich in vier Typen unterteilen:

- Duroplaste
- Thermoplaste
- Thermoplastische Elastomere
- Elastomere

Duromere Räumlich engmaschig kovalent vernetzte Makromoleküle, die nach ihrer Aushärtung nicht mehr plastisch verformt werden können ohne dabei Schaden zu nehmen, nennt man Duroplaste oder auch Duromere. Auffallend ist bei diesen Stoffen vor allem die thermische Irreversibilität. Wärmezufuhr trägt nur in sehr begrenztem Maße zur Steigerung der Elastizität bei, ein Aufschmelzen und anschließendes Umformen ist nicht möglich, siehe 2.1. Eine Erwärmung über die Zersetzungstemperatur T_z führt zu einer Zerstörung der Kettenmoleküle. Ihre glasartige Struktur ist auf eine dreidimensionale Vernetzung innerhalb der einzelnen Molekülketten zurückzuführen, welche durch die chemische Reaktion zweier oder mehrerer Edukte entsteht. Die aus dieser Additionsreaktion resultierenden Produkte sind

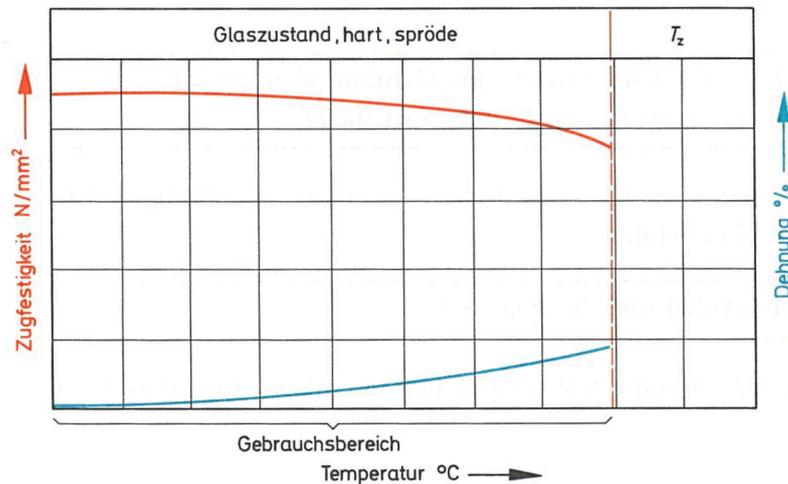


Abbildung 2.1: Charakteristisches Zustandsdiagramm für Duromere [10]

teilweise mechanisch so stabil, dass daraus Karosserieteile und auch Schutzhelme gefertigt werden können. Einen weiteren typischen Anwendungsbereich stellen Prepregs (von „preimpregnated“ mit Harz vorimpregnierte Fasermatten zur Herstellung von Faserverbundwerkstoffen) dar, wofür ungesättigte Polyester-Harze (UP), Vinylester-Harze (VE) und Epoxidharze (EP) verwendet werden [10].

Thermoplaste setzen sich grundsätzlich aus kovalent unvernetzten, linearen oder verzweigten Kettenmolekülen zusammen. Hierbei bestehen zwischen den Ketten nur geringe Nebervalenzbindungen, so daß die Molekülketten leicht von einander abgleiten können. Dadurch tritt plastische Verformung ein. Gegenüber den Duro- und Elastomeren sind sie mit wenigen Ausnahmen schweißbar, wodurch es bei den meisten Vertretern dieser Kategorie über Wärmezufuhr gelingt, den thermoplastischen Werkstoff auf eine Temperatur oberhalb seines Schmelzpunktes zu erhitzen, ohne eine Zersetzung in seine Einzelkomponenten zu bewirken. Dieser Vorgang ist beliebig oft wiederholbar und lässt eine sehr hohe Verarbeitungsflexibilität zu. Polyamide (PA) und Polyethylen (PE) zählen zu den massenmäßig wichtigsten Vertretern.

Elastomere nehmen auf Grund ihres hohen Dehnungsvermögens eine Zwischenstellung zwischen den noch fließbaren Thermoplasten und den starren Duroplasten ein. Durch Vulkanisation (Temperaturbehandlung unter Beaufschlagung von Druck und ggf. Zugabe von Beimengungen) werden Makromoleküle je nach Ausprägung der Behandlung zu weitmaschigem Weich-, oder engmaschigem Hartgummi vernetzt [6]. Die hier vorhandenen, weitgehend amorphen Strukturen lassen ein reversibles Aufschmelzen nicht zu. Elastomere können durch

starkes Abkühlen unterhalb von T_g in einen harten und spröden Zustand, den Glaszustand, überführt werden. Typischerweise werden aber Elastomere, im Gegensatz zu Thermoplasten, überhalb der Glasübergangstemperatur verwendet, siehe 2.2. Als synthetischer Kautschuk ist das elastische Polymer vor allem in der Reifenindustrie unentbehrlich geworden. Alternativ wird dieser Werkstoff ebenfalls bei der Herstellung von Schutzkleidung, Sportgeräten oder mechanischen Puffern benötigt.

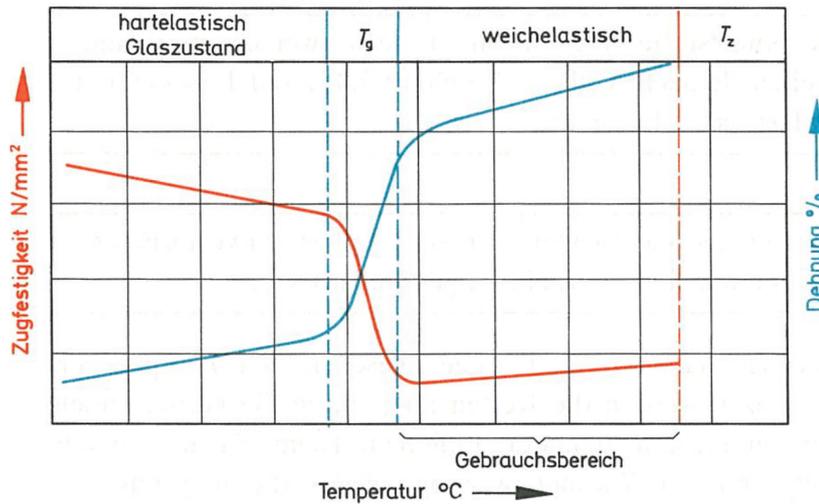


Abbildung 2.2: Charakteristisches Zustandsdiagramm für Elastomere [10]

Thermoplastische Elastomere zeigen bei Raumtemperatur ein Verhalten, das den Elastomeren gleicht, sind jedoch wie die Thermoplaste bei Temperaturerhöhung plastisch verformbar. Abbildung 2.3 zeigt die unterschiedlichen Vernetzungsarten auf makromolekularer Ebene und macht zusammen mit Abbildung 2.4 deutlich, in wie weit die innere Struktur der Molekülketten die mechanischen Eigenschaften der Stoffe beeinträchtigt.

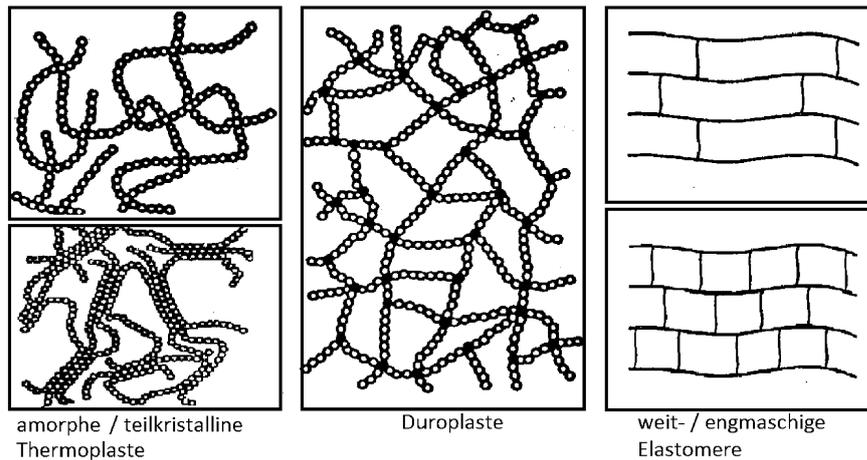


Abbildung 2.3: Intermolekulare Bindung der unterschiedlichen Kunststoffe [24]

Eine grobe Übersicht der wesentlichen Unterschiede bezüglich Steifigkeit und plastischer Verformbarkeit liefert Abbildung 2.4 und zeigt so die wichtigsten physikalischen Grenzen der großen Gruppen der Kunststoffe auf.

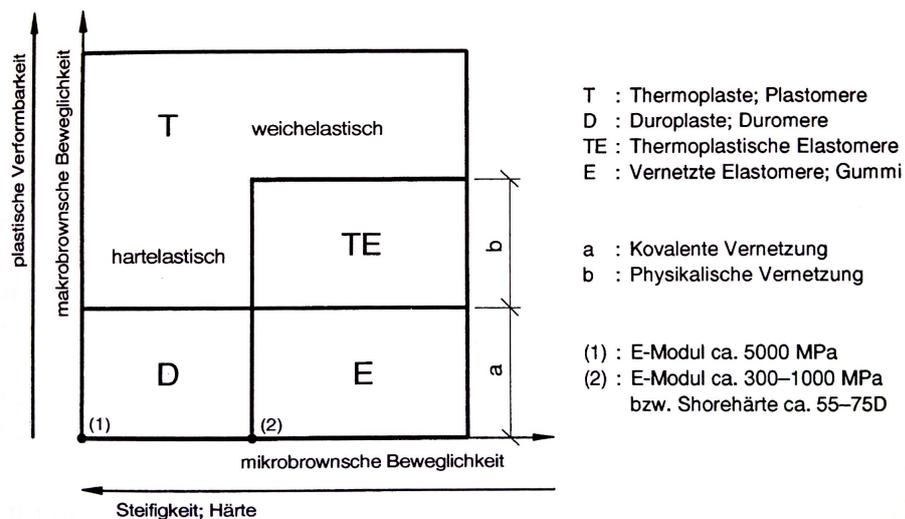


Abbildung 2.4: Einordnung der Kunststoffe nach Molekülbeweglichkeit / Elastizität [6]

2.2 Auswahl geeigneter elastomerer Matrixwerkstoffe

Der eigentliche Werkstoff bei faserverstärkten Materialien entsteht erst bei der Fertigung des Bauteils, da erst hier die Einzelkomponenten (Verstärkungsfasern und Matrix) mitein-

ander kombiniert werden. Deshalb sind die Eigenschaften und die Qualität des Verbundes stark von der Fertigung abhängig. Kombiniert man beispielsweise ein sehr dichtes Faserhalbzeug mit einem Matrixsystem hoher Viskosität, so sind schlecht durchtränkte Stellen oder Porositäten vorprogrammiert. Die polymeren Matrixwerkstoffe lassen sich in ihren Eigenschaften wesentlich einfacher an die Bedürfnisse der Fertigung anpassen, bzw. die Anzahl der verfügbaren Matrixwerkstoffe ist wesentlich größer, als dasjenige der Fasern. Aufgrunddessen wird immer zuerst die Faser ausgewählt und dann der Matrixwerkstoff mit entsprechenden Fertigungsverfahren. Die Auswahl des Fasertyps steht meist am Anfang, da diese die mechanischen Eigenschaften des Verbundes dominiert und auch volumenmäßig den größeren Anteil bei Hochleistungswerkstoffen besitzt. Allerdings muß der Matrixwerkstoff gewisse Anforderungen mitbringen, um eine Fertigung überhaupt erst zu ermöglichen. Hierbei spielen Auswahlkriterien, wie Mischviskosität, Aushärtetemperatur, Topfzeit und Härteschrumpf eine wesentliche Rolle.

Gerade die Kombination von niedriger Mischviskosität, langer Topfzeit und geringen Härteschrumpf engen die Auswahl der infrage kommenden Elastomere stark ein. Daher haben sich bisher nur die Silikone und die Polyurethane als gut geeignete elastomere Matrixwerkstoffe herausgestellt. Im Folgenden werden die Eigenschaften der beiden Elastomertypen genauer aufgelistet:

Silikone entstehen durch die Vernetzung von Silizium und Sauerstoff zu Ketten oder Netzen, die mit Kohlenwasserstoffgruppen abgesättigt werden. Grundlegend unterscheidet man zwischen ein- und zweikomponentigen Systemen. Einkomponentige Systeme vernetzen durch Polykondensation entstehender *OH*-Gruppen mit der Luftfeuchtigkeit. Diese Silikone sind allerdings meist hochviskos [27]. Bei den zweikomponentigen Silikonen unterscheidet man nochmals in kondensations- und additionsvernetzende Systeme. Kondensationsvernetzende Silikone bestehen aus einem Silikonkautschuk und einem dazu passenden Härter, wohingegen additionsvernetzende Silikone aus zwei Kautschukkomponenten bestehen. Bei erstgenannter Reaktion entsteht als Reaktionsprodukt der Vernetzung Alkohol, was zu einer dreidimensionalen Schrumpfung von bis 5% führt. Letztgenannte haben den Vorteil, dass sie praktisch schrumpffrei ($< 0,1\%$) sind. Darüber hinaus besteht ein starker Temperatureinfluss auf die Vulkanisationsgeschwindigkeit bei Zweikomponentensystemen, was eine lange Verarbeitungszeit bei schneller Aushärtung möglich macht. Dies ist bei Einkomponentensystemen nicht möglich. Allerdings muss man bei Zweikomponentensilikonen auf das Phänomen der Inhibierung, der Störung durch Reaktivitätshemmung des Platinkomplekxkatalysators, aufpassen. Diese stört die Kondensation bzw. verhindert sie sogar komplett. Die wichtigsten inhibierenden Stoffe sind: Schwefel, Amine, Urethane, Organometallverbindungen und diverse natürliche und synthetische Öle, Fette, Wachse und Harze [37]. Beispeilsweise kann die Verwendung gewisser Gummihandschuhe oder Farbbeschichtungen auf den Formen zu einer Inhibierung führen. Die schwere Benetzbarkeit der Silikone macht in den meisten Fällen einen Haftvermittler (Primer) unumgänglich. Wenn man diese Phänomene beachtet, sind aber eindeutig die additionsvernetzenden Zweikomponentensysteme die geeignetsten Matrizen für Faserverbundwerkstoffe. Als weitere positive Eigenschaften sind zu nennen:

- hohe Temperaturbeständigkeit (-150 bis $+300^{\circ}\text{C}$)
- elektrisch gut isolierend und kriechstromfest
- ausgeprägte Korrosionsbeständigkeit
- geringe Schwankungen mechanischer Eigenschaften über einen weiten Temperaturbereich
- Als wasserabweisender Werkstoff hebt sich Silikon insofern von den Kunststoffen ab, da es nicht zur Wasseraufnahme neigt und so hydrolyseunempfindlich (Hydrolyse: Spaltung chemischer Verbindungen durch Wasser) ist bzw. dem Aufquellen widersteht.
- physiologisch unbedenklich

Polyurethane sind ausgesprochen vielseitige Kunststoffe, die dementsprechend in vielen verschiedenen Bereichen verwendet werden. Haupteinsatzgebiet von Polyurethanen ist die Verwendung als Schaum, also z.B. für Polstermöbel, Matratzen, Schwämme, Winterkleidung, Beschichtung von Teppichen, Bauschaum zur Wärmedämmung und als Verpackungsmaterial. Desweiteren sind verwendbar als Lacke und Klebstoffe, als thermoplastische Kunststoffe zur Herstellung von Rollen, als Fasern, zum Beispiel als Elastan und als Elastomere [1]. Die Palette der Polyurthane reicht von weichelastischen, gummiartigen und bis zu polyamidähnlichen, harten Typen. Bei der Herstellung von Polyurethan Elastomeren wird grob unterschieden zwischen:

- Gießsystemen: Heiß- oder kalthärtend
- festen Systemen: Spritzguß und Extrusion des thermoplastischen Elastomers oder Vulkanisation.

In dieser Arbeit wird nur auf die kalthärtenden Gießsysteme eingegangen, da sie sich aufgrund der niedrigen Mischviskosität sehr gut als Faserverbund verarbeiten lassen.

Zu den Haupteigenschaften zählen:

- hoher Verschleißwiderstand
- hoher Tragfähigkeiten auch bei dynamischer Belastung
- breiter Härtebereich von ca. 20 Shore A bis ca. 70 Shore D einstellbar
- hohe Elastizität im gesamten Härtebereich
- Flexibilität über einen breiten Temperaturbereich
- gute Beständigkeit gegen Fette, Öle und Lösungsmittel
- verhältnismäßig beständig gegen Witterungseinflüsse, Ozon, UV- und energiereiche Strahlung [10]

Als ein weiterer Vorteil der Polyurethane muß im Zusammenhang für die Verwendung als Faserverbund die sehr guten Verklebeeigenschaften genannt werden. In vielen Fällen kann auf die Verwendung eines Primers verzichtet werden.

Im Folgenden werden eine Reihe von Elastomeren gegenübergestellt, die sich für die Endlosfaserverstärkung eignen.

Matrix	Viskosität [mPas]	Topfzeit (bei 25°C) [min]	Härtezeit (bei 20°C) [h]	Weiterreißwiderstand [N/mm]	Reißfestigkeit [N/mm ²]	Reißdehnung [%]	Schrumpfung [%]	Härte [Shore A]
<i>Elastosil</i> ® RT601	3500	90	24	3	7	100	0,1	45
<i>Elastosil</i> ® RT622	12000	60	24	30	6,5	550	0,1	27
<i>Elastosil</i> ® RT745	1000	240	0,5	?	0,3	180	?	15
<i>SilasticS</i>	13500	50	7	23	7	850	0,1	25
<i>Elastosil</i> ® S690	6000	240	24	3	2,5	150	0,1	35
<i>AdipreneL100</i>	18000000	10	45	75	4500	450	1,2	90
<i>Axson UR3420</i>	900	23	96	15	3	950	0,32	50
<i>BauleTVG272RG214</i>	650	30	6	?	5	1700	0,3	48

Tabelle 2.1: Eigenschaften verschiedener Elastomerwerkstoffe

Die einzelnen Matrixwerkstoffe wurden mittels folgendem Gewichtungsschema bewertet. Hierbei zeigt sich, dass das Silikon RT 601 und das Polyurethan TVG 272 besonders gut abschneiden. Dies liegt vorrangig an den guten Verarbeitungseigenschaften der beiden Elastomere. Durch die Gewichtung wurde auf Viskosität, Topfzeit und Schrumpfung Wert gelegt, um eine gute Verbundqualität zu ermöglichen.

Im Folgenden werden drei Matrixsysteme für die Faserverstärkung weiter untersucht:

- Silikon RTV S 690
- Silikon RTV 601
- Polyurethan TVG 272

Das Silikon *Elastosil S 690* stellt hierbei eine gesonderte Rolle dar, da dieses eine Materialqualifikation für Weltraumanwendungen besitzt und somit das einzige ist, welches für Weltraumanwendungen verwendet werden darf. Es sei hier noch erwähnt, dass es noch eine

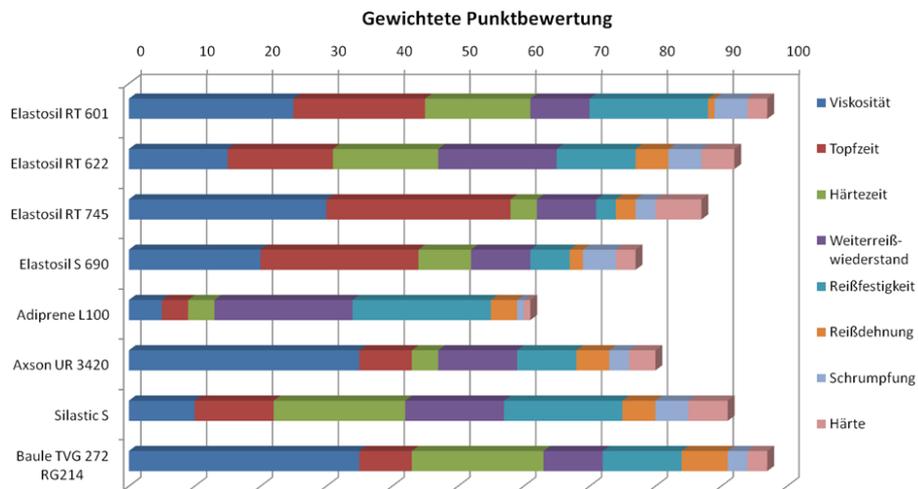


Abbildung 2.5: Gewichteter Vergleich verschiedener Elastomerwerkstoffe [26]

Reihe anderer Silikone mit Weltraumspezifikation gibt, deren Mischviskosität liegt aber so hoch, dass eine vollständige Durchtränkung der Fasern nur teilweise oder garnicht möglich ist.

2.3 Mechanisches Verhalten von elastomeren Matrixwerkstoffen

Das mechanische Verhalten der Elastomere ist aufgrund ihrer deutlich niedrigeren räumlichen Vernetzungsdichte weitaus komplexer als das der Duromere. Wird eine Probe mit einer Last beaufschlagt, so dehnt sich diese. Wird die Belastung wieder auf Null zurückgenommen, ist eine Kontraktion beobachtbar. Ein Elastomer ist also elastisch. Wird aber ein Relaxationsversuch durchgeführt, das heißt ein Probekörper mit einer konstanten Dehnung belastet, so kann eine mit der Zeit abnehmbare Spannung wahrgenommen werden, Abbildung 2.6. Das Material relaxiert, es hat also auch viskose Eigenschaften. Man spricht von einem viskoelastischen Materialverhalten. Im Folgenden werden die wichtigsten Effekte des mechanischen Verhaltens von Elastomeren beschrieben, die für die Matrixauswahl für die Faserverstärkung relevant sein können.

2.3.1 Interne Dissipation

Die Materialrelaxation erfolgt aufgrund innerer Reibung der Molekülketten und wird als Wärmestrom irreversibel an die Umgebung abgegeben. So entsteht die in 2.7 gezeigte Hysterese. Die Fläche zwischen Entlastungskurve und Belastungskurve ist ein Maß für die interne

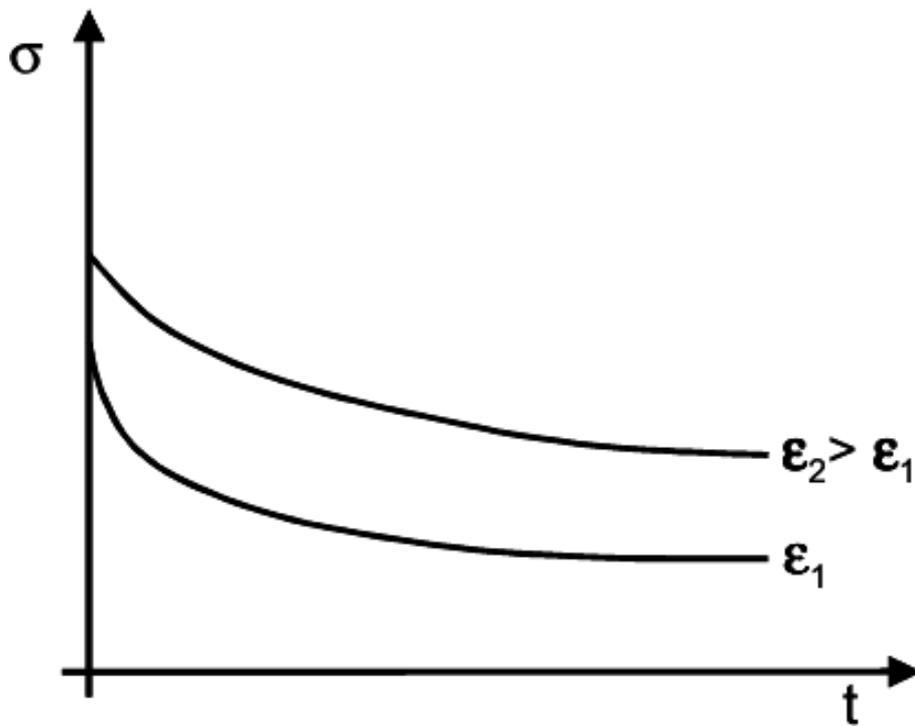


Abbildung 2.6: Spannungs- Dehnungsdiagramm: Relaxationsverhalten von Elastomeren

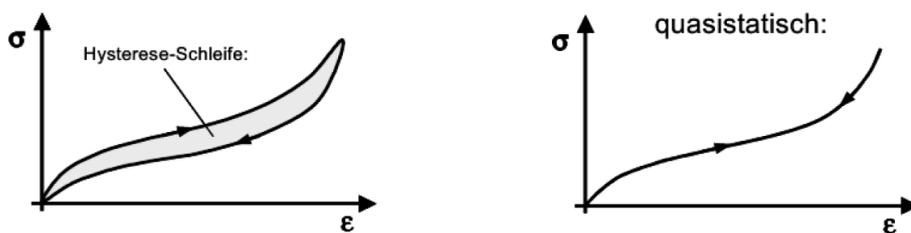


Abbildung 2.7: Spannungs- Dehnungsverhalten von Elastomeren

Dissipation und somit auch ein Maß für das Dämpfungsverhalten des Materials. Die Hystereseschleife ist ratenabhängig und geht bei quasistatischer Belastung gegen Null, 2.7.

2.3.2 Mullins-Effekt

Ungefüllte und gefüllte Elastomere weisen erhebliche Unterschiede auf, die größtenteils auf die bereits erwähnten Wechselwirkungen zwischen Füllstoff und Elastomer zurückzuführen sind. Das linke Diagramm zeigt dabei einen Spannungs- Dehnungsverlauf von drei Lastzyklen bei gleicher Dehnung. Dabei lässt sich erkennen, dass die dabei entstandenen Hysteresen stark voneinander abweichen. Besonders offensichtlich ist dies zwischen erstem und zweitem Lastspiel.

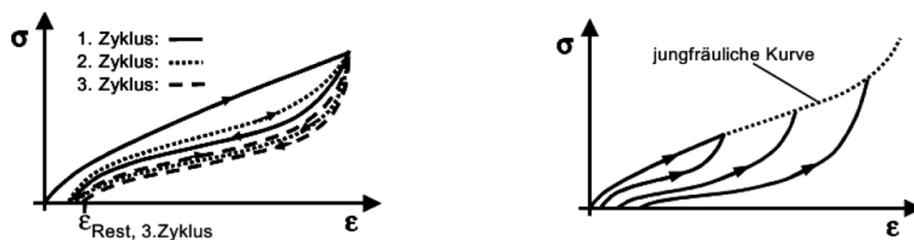


Abbildung 2.8: Spannungs- Dehnungsverhalten von gefüllten Elastomeren [3]

Verantwortlich hierfür ist das Aufbrechen der maximal gestreckten Polymerketten bei Belastung und deren Neuorientierung im Raum, sowie das vollständige Abgleiten hochbelasteter Vernetzungsstellen. Diese Schädigungen zeigen sich nach Entlastung als Restdehnung ϵ_{Rest} . Nach einer gewissen Zyklenzahl bei gleichbleibender Dehnung stellt sich eine gleichbleibende Schleife ein. Man spricht jetzt von einer vorkonditionierten Probe [3]. Unterliegt jedoch diese vorkonditionierte Probe, wie im rechten Diagramm, einer stärkeren Belastung, so stellt sich erneut eine Schädigung ein. Dabei verläuft die Kurve zunächst auf dem Ast des letzten Zyklus und ab dem Erreichen der bisherigen maximalen Dehnung, dem des ersten Lastspiels, der sogenannten jungfräulichen Kurve, 2.8, rechts. Auch hier tritt erneut der Mullins-Effekt in Form einer Restdehnung auf. Der Mullins-Effekt wird durch die maximale Deformation bestimmt, die das Material im Verlauf der Belastungsgeschichte erfahren hat [4].

Fraglich ist nun, ob der Mullins Effekt der Partikel gefüllten Elastomere auch auf das Verhalten von faserverstärkten Elastomeren angewendet werden kann oder muss. Eine zusätzliche Nanodotierung, beispielsweise mit Carbon Nanotubes, könnte ebenfalls diesen Effekt hervorrufen. Deshalb wird im Folgenden das Verhalten genauer untersucht. Ziel der Matrixauswahl ist auch immer einen Matrixwerkstoff zu finden, der sich möglichst linear-elastisch verhält. Denn der entstehende faserverstärkte Werkstoff sollte auch ein möglichst linear-elastisches Verhalten besitzen, da sich dieses Verhalten wesentlich einfacher mathematisch beschreiben lässt.

Elastomere zeigen ein ausgeprägtes viskoelastisches und hyperelastisches Verhalten, welches in den Materialmodellen der mikromechanischen Betrachtungen berücksichtigt werden sollte. Daher wird im Folgenden die Hyperelastizität und Viskoelastizität der ausgewählten Elastomere genauer untersucht.

Das elastische Verhalten der Matrixwerkstoffe wurde im uniaxialen Zugversuch untersucht. Durch Variation der Abzugsgeschwindigkeit und wiederholter Be- und Entlastungen konnte zusätzlich das hyperelastische und viskoelastische Verhalten bestimmt werden. Aufgrund von unterschiedlichen Nachbehandlungsmethoden konnte das elastische Verhalten der Elastomere verbessert werden und somit ein Vorteil für die Anwendung herausgeschlagen werden.

2.3.3 Viskoelastizität

Als Viskoelastizität bezeichnet man die zeit-, temperatur- und frequenzabhängige Elastizität von polymeren Schmelzen oder Festkörpern (Kunststoffen). Die Viskoelastizität ist durch ein teilweise elastisches, teilweise viskoses Verhalten geprägt. Das Material relaxiert nach Entfernen der externen Kraft nur unvollständig. Die Viskoelastizität beruht auf einer verzögerten Gleichgewichtseinstellung der Makromoleküle zueinander, bei oder nach mechanischer Belastung. Der Anteil der jeweiligen Dehnungskomponenten zur Gesamtdehnung wird bestimmt durch Sekundärbindungen (Dipolbindung, Wasserstoffbrücken-Bindung, Van der Waals-Bindung) und Molekülverhakungen. Die zeitabhängige Dehnungskomponente wird bestimmt durch Streck-, Entknäuelungs- und Entschlaufungsvorgänge. Je nach Temperatur, Beanspruchungsdauer und Beanspruchungsgeschwindigkeit kommt es zu irreversiblen plastischen bzw. viskosen Molekülableitungen.

2.3.4 Hyperelastizität

Hyperelastische Materialmodelle lassen sich mit zwei unterschiedlichen Ansätzen beschreiben. Zum Einen sind dies die physikalisch motivierten Ansätze (Arruda-Boyce, Van der Waals), welche auf niedrigster Strukturebene die molekulare Verformungsmechanismen untersuchen, um so einen Überblick der Makrostruktur zu erhalten. Diese sind jedoch sehr aufwendig und kompliziert zu realisieren, weshalb die zweite Methode der phänomenologischen Beschreibung weiter verbreitet ist. Hierbei wird versucht, mathematische Funktionen aufzustellen, die das Materialverhalten bestmöglich beschreiben, was vergleichsweise einfacher ist. Da in der Numerik nur Modelle der zweiten Art implementiert sind, werden im Weiteren auch nur solche vorgestellt. Beispiele für hyperelastische Materialmodelle, die auf einer phänomenologischen Beschreibung basieren sind:

- Moonney Rivin
- Neo Hooke
- Yeoh

- Ogden
- Marlow

Die oben beschriebenen Effekte machen die mechanische Beschreibung der Elastomere verglichen zu den Duromeren deutlich komplexer. Daher ist es bei der Matrixauswahl sinnvoll, einen Werkstoff auszuwählen, der ein möglichst lineares, zeitunabhängiges und ein unabhängiges Verhalten von der Belastungsgeschichte besitzt. Im Folgenden wird aufgezeigt, wie die verwendeten Matrixsysteme experimentell untersucht wurden und somit ihre Eignung für die Faserverstärkung sichergestellt wurde.

2.4 Experimentelle Ermittlung der elastischen Kennwerte im uniaxialen Zugversuch

Der Schwerpunkt bei der Ermittlung der elastischen Kennwerte von Elastomeren lag im Besonderen in der Abschätzung, wie stark sich das elastische und zeitabhängige viskoelastische Verhalten von dem der bekannten duromeren Matrixwerkstoffe unterscheidet. Ein stark nicht-linear elastisches und zeitabhängiges Verhalten der Elastomermatrix wird sich auch auf den faserverstärkten Verbund auswirken und muss dann bei der BauteilAuslegung mitberücksichtigt werden. In den meisten Fällen der Auslegung ist ein linear - elastisches Materialverhalten wünschenswert, daher ist es bei der Elastomermatrix Auswahl auch ein linear elastisches, zeitunabhängiges und ein von der Belastungsgeschichte unabhängiges Verhalten anzustreben. Im Folgenden werden die zwei Elastomertypen (Polyurethan *TVG 272* und Silikon *Elastosil RT601*), die entsprechend der Auswahl im Kapitel 2.2 als geeignet bewertet wurden, experimentell untersucht. Zunächst werden die für die Versuchsdurchführung wichtigen Prüfnormen und die Probekörperherstellung beschrieben und anschliessend die Versuchsergebnisse bezüglich der Nichtlinearität, Viskoelastizität und der Abhängigkeit von der Belastungsgeschichte dargestellt.

2.4.1 Stand der Technik / bisherige Prüfnormen

Für die Ermittlung der charakteristischen Kenndaten von Kunststoffen im Zugversuch wurde die DIN Norm DIN EN ISO 527 angewandt. Sie umfasst folgende fünf Teilbereiche:

- Teil 1: Allgemeine Grundsätze
- Teil 2: Prüfbedingungen für Form- und Extrusionsmassen
- Teil 3: Prüfbedingungen für Folien und Tafeln
- Teil 4: Prüfbedingungen für isotrop und anisotrop faserverstärkte Kunststoffverbundwerkstoffe
- Teil 5: Prüfbedingungen für unidirektional faserverstärkte Kunststoffverbundwerkstoffe

Zur Untersuchung des nichtlinearen Verhaltens der Elastomere ist es notwendig, eine große Anzahl an Proben zu fertigen, da für jede Abzugsgeschwindigkeit, Nachbehandlungsmethode und Vorspannung mehrere Proben vorzusehen sind.

2.4.2 Probekörperherstellung

Für die Bestimmung der Zugeigenschaften von Kunststoffen wird eine Reihe normierter Geometrien für die Probekörperherstellung beschrieben. Außerdem sollte auf geeignete Verfahren zur Herstellung dieser Normteile zurückgegriffen werden, die in EN ISO 527-2 aufgelistet sind. Dabei lassen sich folgende Methoden zur Herstellung als besonders geeignet identifizieren:

- Pressformen
- Spritzgießen
- Mechanisches Freilegen der Proben aus gepressten oder spritzgegossenen Platten

Wichtig für das kerbempfindliche Material sind vor allem glatte, makellose Guss- bzw. Schnittflächen und lunkerfreie Proben, auf die bei der Sichtkontrolle besonders Wert zu legen ist. Daher wurden die Elastomere in einer Gussform zu Platten mit einer Dicke von 4mm vergossen und anschliessend die Prüfkörper ausgestanzt. In 2.9 ist die Gußform zur Herstellung der Elastomerplatten abgebildet. Das vergossene Elastomer wurde vor der vollständigen Aushärtung in einem Exsikkator evakuiert, um porenfreie Platten zu erhalten, siehe 2.10.

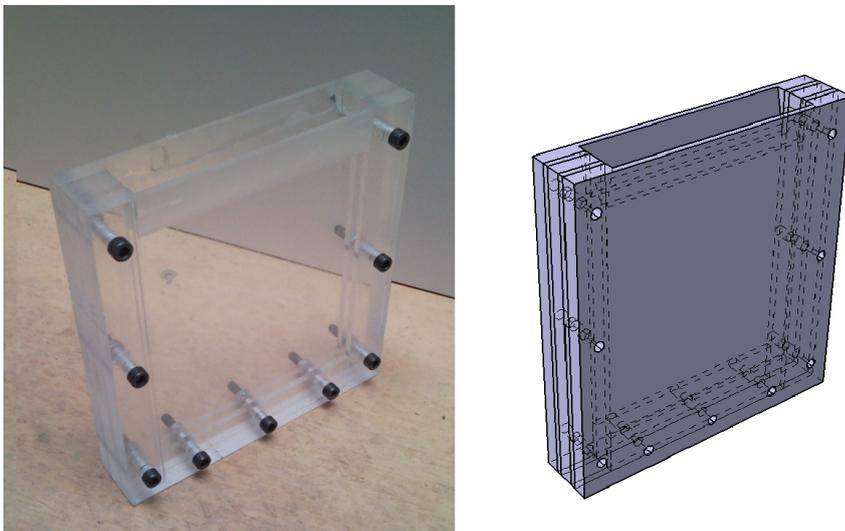


Abbildung 2.9: Gußform für Elastomerplatten

Je nach Platzverhältnissen der Prüfmaschine können unterschiedliche Körper erzeugt werden. Prüflinge des Typs 1A und 1B besitzen eine Gesamtlänge von mindestens 150mm und



Abbildung 2.10: Elastomerplattenherstellung im Exsikkator

eignen sich daher vor allem für industrielle Anwendungen. Durch die größeren Dimensionen fallen zwar Inhomogenitäten im Werkstoff bei der Untersuchung weniger ins Gewicht, die Wahrscheinlichkeit des Vorhandenseins eines kritischen Fehlers nimmt jedoch zu. Auch ist für solche Proben mehr Werkstoff von Nöten, der für den zerstörenden Versuch bereitgestellt werden muss. Ausschlaggebend für die Wahl einer kleineren Probe war aber vor allem die immense Dehnbarkeit der Elastomere weit über hundert Prozent. Zusammen mit der Nachrutschlänge aus der Einspannung ergäben sich bei längeren Proben zu große Verfahrswege für Universalprüfmaschinen. Außerdem müssten bei großen Prüfkörpern Abschlüsse bezüglich der Dehnrates in Kauf genommen werden, die aus dem Quotient aus Maximalgeschwindigkeit und freier Probenlänge resultiert.

Als am besten geeignet erwies sich letztlich der Probekörper Typ 5A nach EN ISO 527-2. Durch seinen nur auf 25mm ausgedehnten Hauptbelastungsbereich kommt es beim Versuch zu einer nur mäßigen Längung des Aufbaus. Zudem wirken sich die an den Übergängen vom schmalen zum breiten Bereich vorhandenen, weitläufigen Radien positiv auf den Lastverlauf aus, da Spannungsspitzen bestmöglich verhindert werden. Der eigentliche Normkörper erstreckt sich über 75mm und schließt auf beiden Seiten mit ebenen Flächen ab. In 2.11 wird der Prüfling gezeigt, wie er zunächst für diese Studie konstruiert wurde. Um scharfkantige Ecken zu umgehen und den Stanzvorgang zu erleichtern, wurden beide Seiten kreisförmig verrundet und die Probe so auf $87,5\text{mm}$ verlängert.

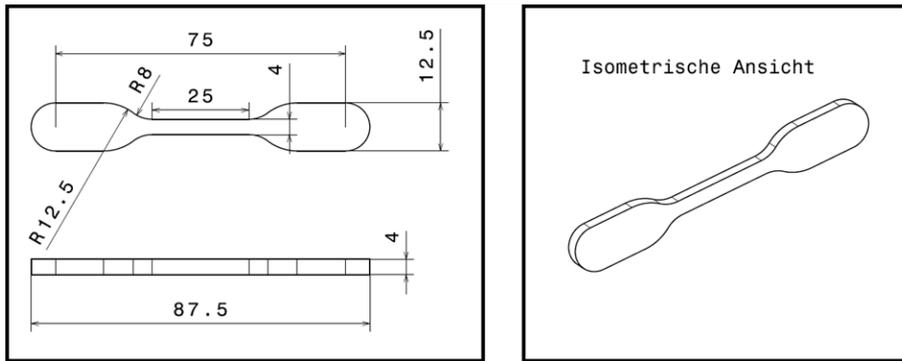
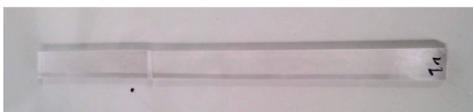


Abbildung 2.11: Normprüfkörper Typ 5A

Vorversuche mit dem Prüfkörper Typ 5A, zeigten dass sich die Prüfkörper nur schwer aus den gegossenen Elastomerplatten ausstanzen ließ. Vorrangig an den gerundeten Übergängen zur Taillierung der Probe stellen sich kleine Unregelmässigkeiten der Schnittkanten ein, die aufgrund der geringen Weiterreißfestigkeit des Silikons zum frühzeitigen Versagen führte. Daher wurde von dem normierten Probekörper abgewichen und ein quaderförmiger Prüfkörper mit einem konstanten Querschnitt von $10 \times 4 \text{ mm}$ verwendet, der sich problemlos mit einem Stanzwerkzeug aus zwei parallelen Messerklingen ausstanzen ließ, siehe 2.12.

gestanzter quaderförmiger Prüfkörper:



Stanzwerkzeug:



Abbildung 2.12: Quaderförmiger Prüfkörper mit Stanzwerkzeug

Die Geometrie der einzelnen Prüfkörper wurde optisch vermessen, da sich die sehr weichen Elastomere unter der Last mechanischer Messmittel verformten. Nur so konnten die Querschnitte der Proben genau ermittelt werden.

2.4.3 Versuchsdurchführung

Aufgrund der hohen Kerbempfindlichkeit der Elastomere, speziell der Silikone, und der Spannungsüberhöhung an der Einspannung der Proben in der Zugprüfmaschine, mussten spezielle

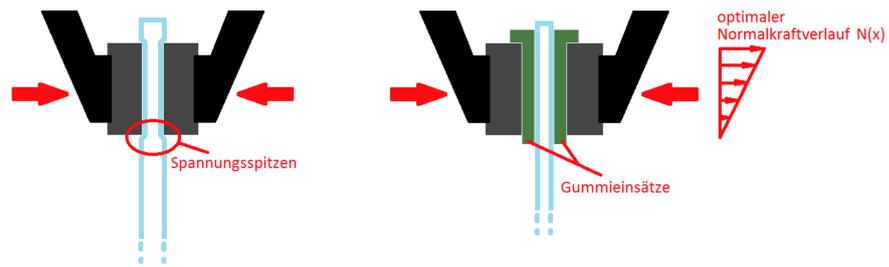


Abbildung 2.14: Einspannung der Zugprüfmaschine mit und ohne Gummieinsätze

Elastomereinsätze verwendet werden, siehe 2.13. Mit diesen konnte das Versagen der Proben oder ein Herausrutschen der Probe im Bereich der Einspannung verhindert werden, sodass die ermittelten Steifigkeiten und Festigkeiten einer homogenen Zugbelastung entsprechen. Da die Elastomerbacken nicht wie Aufdoppler aufgeklebt sondern nur geklemmt wurden, konnten sie wiederverwendet werden.

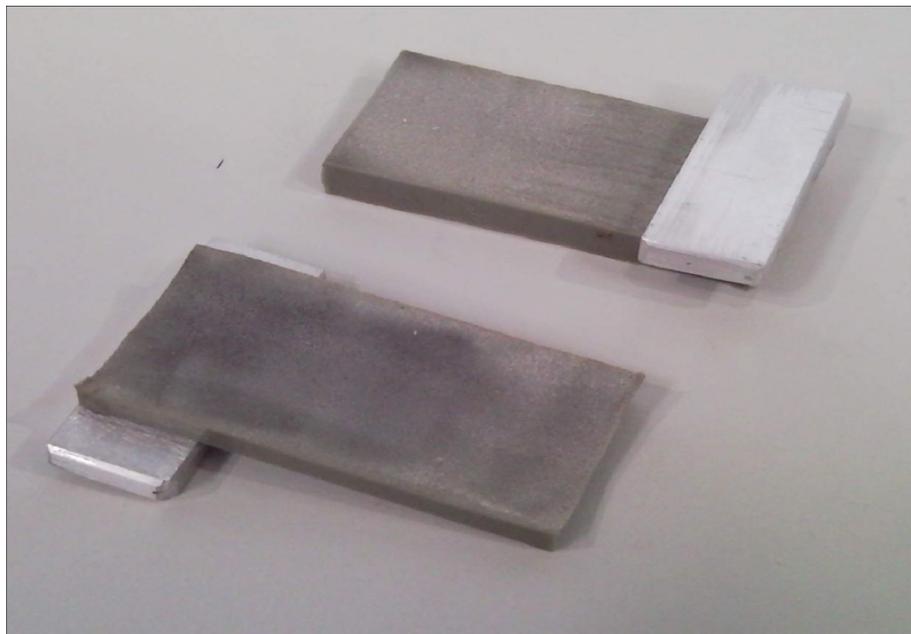


Abbildung 2.13: Wiederverwendbare Elastomer Spanbackeneinsätze

Zur Dehnungsmessung kam das optische Bildkorrelationssystem *ARAMIS* der Firma *GOM* zum Einsatz. Nur mit solch einem optischen Verfahren ist es möglich, die Dehnungen auf der Oberfläche der Probe kontaktlos und dreidimensional zu messen. Der entscheidende Vorteil bei diesem System ist, dass keine zusätzlichen Gerätschaften auf der Probe platziert werden müssen. Ein Anklemmextensiometer würde die mit seinen scharfen Kanten eventuell

ein vorzeitige Versagen der Probe provozieren und durch sein Eigengewicht die Messung verfälschen. Eine Dehnungsmessung mit einem Dehnmessstreifen (DMS) wäre in mehrfacher Hinsicht zweifelhaft. Einerseits lässt er sich auf einer Silikonprobe nur schwerlich aufkleben, da die meisten Klebstoffe auf Silikon nicht haften und zweitens ist das Trägermaterial auf dem der eigentliche mäanderförmige Draht des DMS aufgetragen ist, in der Regel viel steifer als die Probe selbst. Die höhere Steifigkeit des Trägermaterials würde die Probe verstärken und daher zu deutlich geringeren Signalen in der Dehnungsauswertung führen. Desweiteren sind die großen Bruchdehnungen $> 100\%$ der Elastomere mit einem DMS nicht aufnehmbar, da diese nur bis maximal 5% messen können. Bei der optischen Bildkorrelation ist lediglich ein feines Specklemuster aufzusprühen. In diesem Fall wurde ein weisses Entwicklerspray, welches die Probe milchig weiss einfärbt, und ein Graphitspray verwendet, mit dem ein grobes schwarzes Sprühmuster aufgetragen wurde. Beides lässt sich nach der Messung wieder abwischen.

2.4.4 Versuchsergebnisse

Quasistatische Belastung Die beiden favorisierten Elastomere Polyurethan *TVG 272* und Silikon *Elastosil RT601* wurden zunächst in einen quasistatischen Zugversuch untersucht, um deren elastischen Kennwerte zu bestimmen. Desweiteren wurde der Grad der Nichtlinearität, Bruchspannung und Bruchdehnung ermittelt.

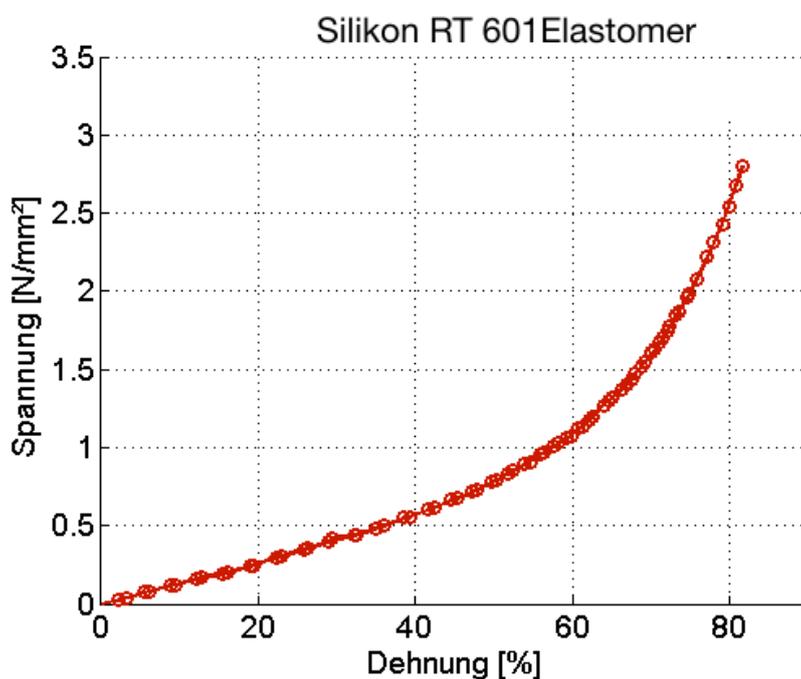


Abbildung 2.15: Quasistatische Zugbelastung Silikon RT 601

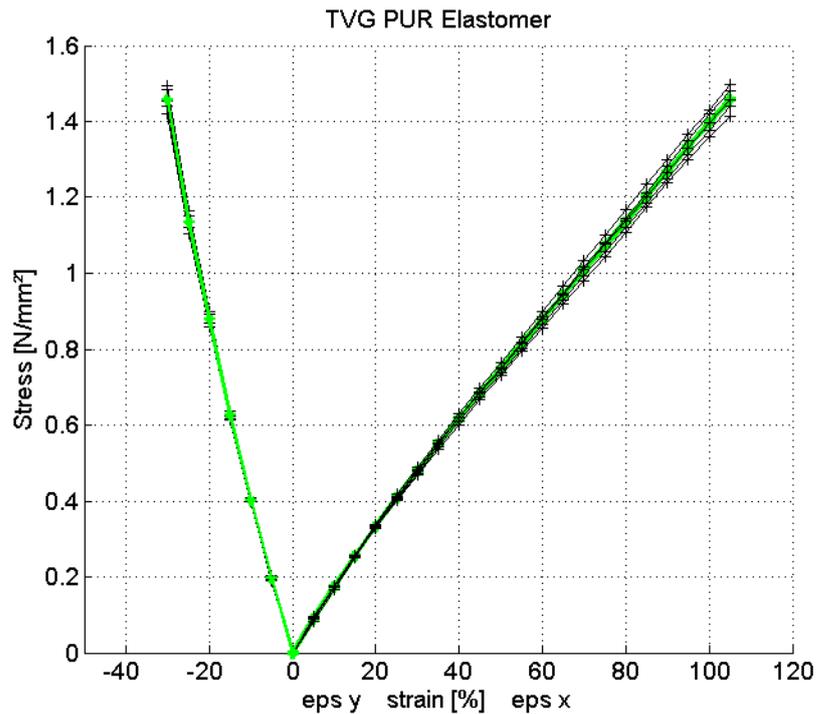


Abbildung 2.16: Quasistatische Zugbelastung Polyurethan TVG 272

Die Spannungen wurden im quasistatischen Zugversuch bis ca. 100% Dehnung aufgezeichnet, dannach konnten die Dehnungen mit den berührungslosen Messsystem nicht mehr fehlerfrei gemessen werden. Die Bruchdehnungen der untersuchten Elastomere lag aber deutlich darüber. Im Fall des Polyurethans wurden Bruchdehnungen vom 360%, welche deutlich unterhalb der Herstellerangaben von 1700% blieb, und im Fall des Silikons RT601 deckten sich die Herstellerangaben von 100% mit den Testergebnissen. Wie fast alle Elastomere zeigt das Silikon *RT601* ein stark progressives Spannungs- Dehnungsverhalten am Ende seiner Dehnbarkeit, siehe Abbildung 2.15. Die Progression stellt sich nach der vollständigen Entknäulung der Polymerketten im Elastomer ein und endet mit dem Versagen einzelner Ketten. Im Fall des Polyurethans ist der Bereich der Progression nicht erkennbar, da dessen Dehngrenze deutlich höher liegt und nur bis 100% Dehnung aufgezeichnet wurde. Trotz der Progression ergibt sich ein linear- elastischer Bereich beim Silikon bis zu einer Dehnung von 40% und 100% im Fall des Polyurethans. Unter Berücksichtigung dieser Dehngrenzen kann in diesem Bereich ein linear elastisches Materialverhalten approximiert werden.

Die Durchführung eines quasistatischen Tests an Elastomeren ist aus zwei Gründen sehr wichtig. Einerseits kann hiermit der Bereich der linear - elastischen Dehngrenze ermittelt werden und andererseits kann dann in diesem Bereich eine konstante Steifigkeit des Elastomeres ermittelt werden. Die Herstellerangaben begrenzen sich für Elastomere meist nur auf die Angabe der Härte in *Shore*. Eine Umrechnung der Härte in eine Steifigkeit wurde von [15] vorgeschlagen, welche auf der Theorie von *Boussinesq* basiert. Diese gibt aber immer

nur eine Sekantensteifigkeit wieder, wobei die obere Dehngrenze unbekannt bleibt. Abbildung 2.17 zeigt den elastischen Halbraum unter der Belastung durch einen starren Stempel (mit μ als Poissonzahl), welche bei der Härtemessung entsteht.

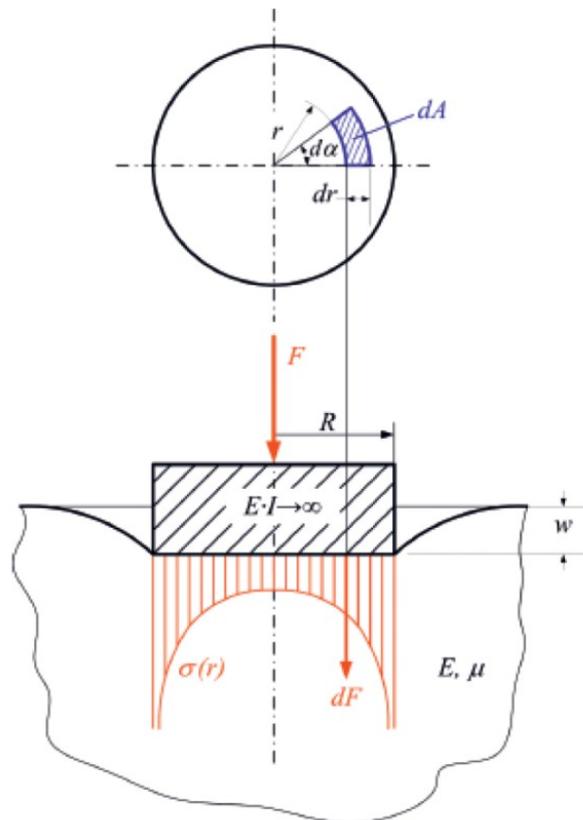


Abbildung 2.17: Schematische Darstellung der Härtemessung [15]

Die Berechnung des Druck-E-Moduls erfolgt dann nach *Boussinesq* mithilfe folgender Gleichung, wobei die Konstanten empirisch ermittelt worden sind:

$$E = \frac{1 - \nu^2}{2RC_3} \cdot \frac{C_1 + C_2 Sh_A}{100 - Sh_A}, \quad (2.1)$$

mit

$$C_1 = 0,549N,$$

$$C_2 = 0,07516N,$$

$$C_3 = 0,025mm,$$

$$R = 0,395mm.$$

Zusätzlich existiert eine Anpassung nach [15] mithilfe der Methode der kleinsten Fehlerquadrate für den Bereich von 30 bis 90 Shore A an die Ergebnisse von Druckversuchen:

$$E = \frac{1 - \nu^2}{2RC_3} \cdot \frac{C_1 + C_2 Sh_A}{100 - Sh_A} (2,6 - 0,02 \cdot Sh_A). \quad (2.2)$$

Material	RT 601	TVG 272
Härte [Shore A]	45	48
Dehnungsbereich [%]	0-40	0-40
Zugmodul [MPa] Test	1,4	1,6
Druckmodul [MPa] <i>Boussinesq</i>	2,7	3,0

Tabelle 2.2: Steifigkeiten (quasistatisch) Silikon RT 601, Polyurethan TVG 272

Laut [15] sind die E-Moduli sowohl bei Zugbelastung, wie auch bei Druckbelastung für kleine Dehnungen gleich, sodass der aus der Formel berechnete Druckmodul den Zugmodul entspricht. Weiterhin heißt es, dass im Bereich kleiner Dehnungen ein linear elastisches Werkstoffgesetz herrscht. Daher können die Kennwerte für die FEM-Analyse als isotrope, linear-elastische Werkstoffe mit nahezu inkompressiblem Verhalten verwendet werden. Die sehr gute Übereinstimmung von Härte- und Druckmodulmessungen wie sie in [15] gezeigt wurden, konnte bei den hier untersuchten Elastomeren nicht bestätigt werden. Die Theorie nach *Boussinesq* ohne die Anpassung lieferte im Fall der untersuchten Elastomere eine deutlich bessere Übereinstimmung, siehe 2.18.

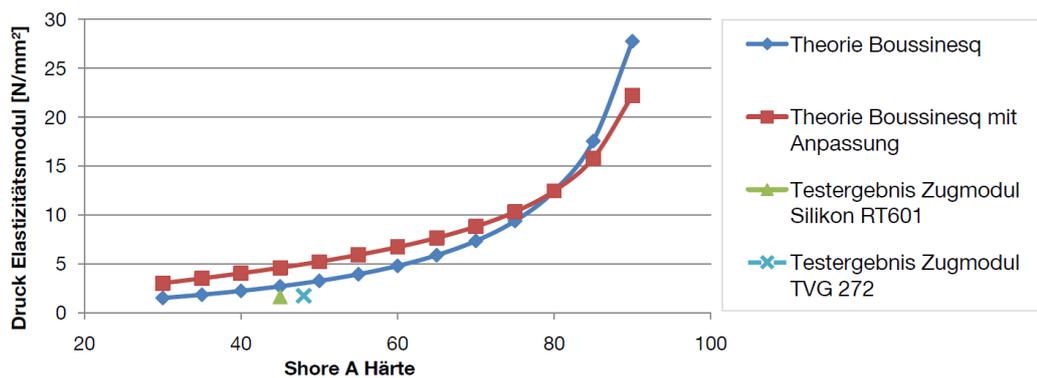


Abbildung 2.18: Vergleich der Messergebnisse mit der Umrechnung

Zyklische Beanspruchung Die zyklische Belastung dient dazu, um Aussagen über die Sensitivität der Elastomere bezüglich ihrer Belastungsvorgeschichte und dem viskosen Anteil der elastischen Verformung machen zu können. Das Silikon *RT 601* wurde hierzu in einem zyklischen uniaxialen Zugversuch belastet. Die Abzugsgeschwindigkeit betrug $100\text{mm}/\text{min}$. Es wurden hierfür die ersten vier Zyklen bis ca. 80% Dehnung untersucht. Das Silikon zeigt bei einer zyklischen Belastung nahezu keine Hysterese, sodass eine innere Schädigung oder Umorientierung der Makromoleküle unwahrscheinlich ist. In 2.19 ist der erste Zyklus der zyklischen Belastung dargestellt. Eine Hysterese ist fast nicht zu erkennen, sodass der viskoelastische Anteil der Verformung im Weiteren für dieses Silikon vernachlässigt werden kann.

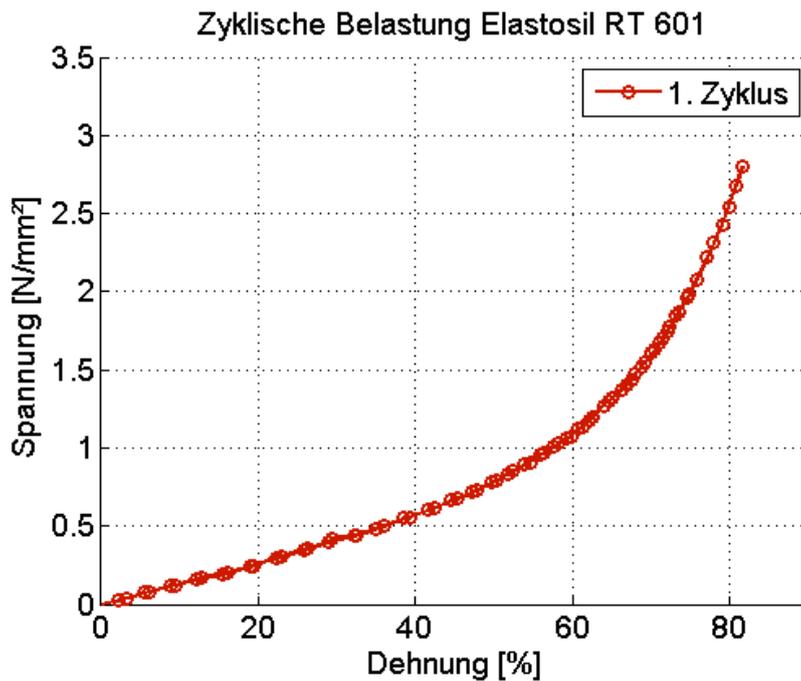


Abbildung 2.19: Zyklische Belastung Silikon RT 601, 1. Zyklus

Es wurde hier der Übersichtlichkeit wegen nur der erste Zyklus dargestellt, da dieser bei den Elastomeren zumeist die größte Hysterese zeigt. Die Abnahme der Hystereseeffekte bei einer zyklischen Beanspruchung mit konstanten Belastungsniveau wird deshalb auch Vorkonditionierung genannt. Ein nur schwach ausgeprägtes viskoelastisches Verhalten ist für die meisten Anwendungen sehr vorteilhaft, da das viskoelastische Materialverhalten schwierig zu modellieren ist und ein vollständiges Rückstellen bei Faltstrukturen nur nach sehr langer Zeit erfolgt.

In 2.20 sind alle vier Belastungen dargestellt. Die Verschiebung der Kurven im Diagramm ist durch das Nachrutschen der Proben in den Klemmbanken bei jedem Zyklus entstanden. Eine Nullpunktkorrektur zeigt, dass sich die Kurven sehr gut decken und in jedem Zyklus die gleiche Steifigkeit erreicht wird. Eine Spannungserweichung (*Mullins Effekt*), wie sie bei vielen Elastomeren insbesondere bei gefüllten auftritt, ist nicht zu erkennen. Die Werte zeigen einen leichten Anstieg der Steifigkeit welcher aber im Bereich der Messgenauigkeit liegt und somit nicht signifikant ist, siehe Tabelle 2.3. In der folgenden Tabelle 2.3 sind die ermittelten Steifigkeiten der Belastungen 1-4 angegeben. Aus den Werten wird deutlich, dass der Effekt der Spannungserweichung vernachlässigt werden kann. In diesem speziellen Fall ist sogar eine leichte Erhöhung erkennbar. Die zyklische Belastung am Polyurethan zeigte ebenfalls im Dehnungsbereich bis 100% keine signifikante Hysterese noch eine Änderung der Steifigkeit in Abhängigkeit der Lastzyklen.

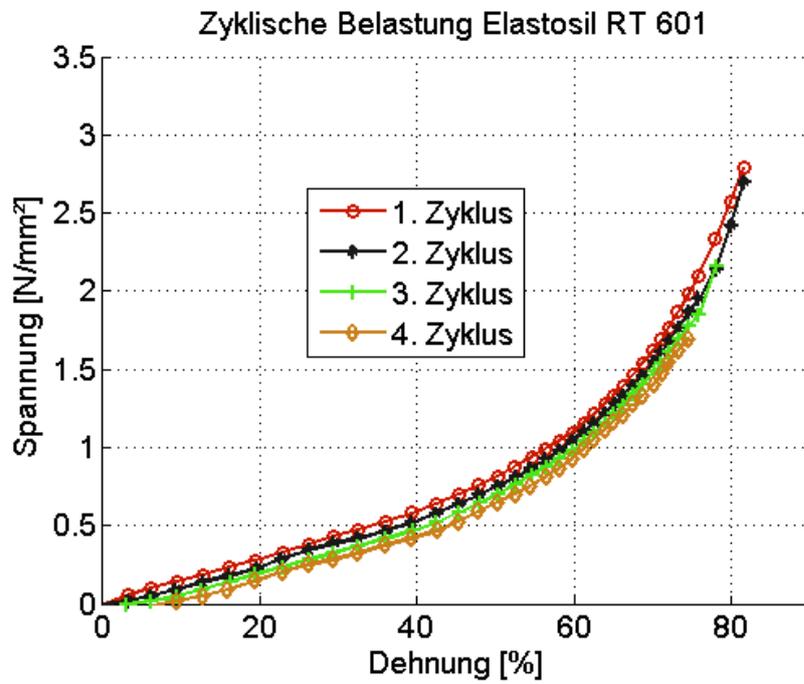


Abbildung 2.20: Zyklische Belastung Silikon RT 601

Zyklus	1	2	3	4
E-Modul [N/mm^2]	1,38	1,38	1,41	1,46

Tabelle 2.3: Steifigkeit (E-Modul) bei zyklischer Belastung im Dehnungsbereich 10 – 20%

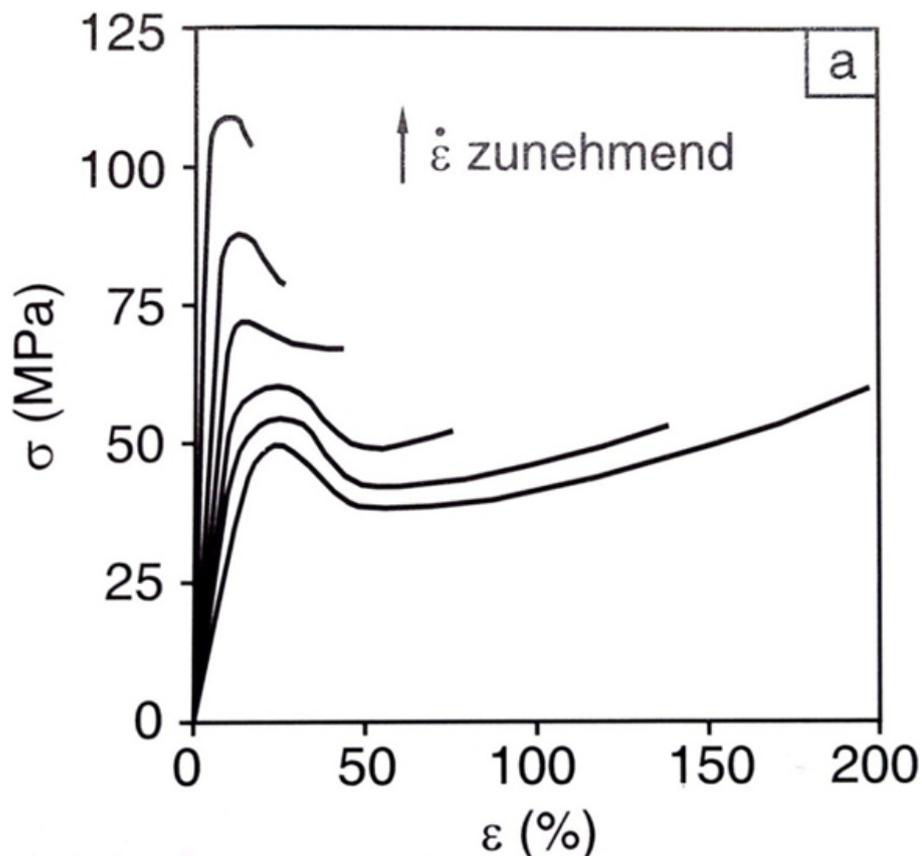


Abbildung 2.21: Dehnratenabhängige Steifigkeit von Elastomeren [35]

Geschwindigkeitsabhängige Zugbeanspruchung Elastomere besitzen aufgrund ihres viskoelastischen Verhaltens eine dehnratenabhängiges Steifigkeits- und Festigkeitsverhalten, siehe 2.21. Bei Thermoplasten ist dieses Verhalten besonders stark ausgeprägt. Hier können die Steifigkeiten so stark ansteigen, dass sich sogar verformungslose, glasartige Brüche einstellen können. Daher wurden an den verwendeten Elastomeren mit einer Universalzugprüfmaschine Zugversuche mit unterschiedlichen Abzugsgeschwindigkeiten durchgeführt. Es wurden Testreihen mit $25 - 500 \text{ mm/min}$ durchgeführt. Die maximale Abzugsgeschwindigkeit von 500 mm/min war hier durch die Maschine begrenzt. Die Dehnraten die sich daraus ergeben errechnen sich aus der Probenlänge und der Abzugsgeschwindigkeit. Für eine Abzugsgeschwindigkeit von 25 mm/min ergibt sich eine Dehnrates von $0,014/s$ bzw. für 500 mm/min $0,28/s$. Das untersuchte Silikon RT 601 zeigte in diesem von quasistatischen bis moderat dynamischen Geschwindigkeitsbereich keinen signifikanten Änderungen. In 2.22 das Spannungs- Dehnungsverhalten mit Längs- und Querdehnung über den untersuchen Abzugsgeschwindigkeiten aufgetragen. Das nahezu unabhängige Steifigkeitsverhalten über der Abzugsgeschwindigkeit macht ein dehnratenabhängiges Materialmodell für die Mikromodellierung von faserverstärkten Elastomeren somit überflüssig. Viele Elastomere zeigen erst signifikante Abhängigkeiten der Steifigkeit von der Dehngeschwindigkeit über $100/s$. Das dehnratenabhängige Verhalten

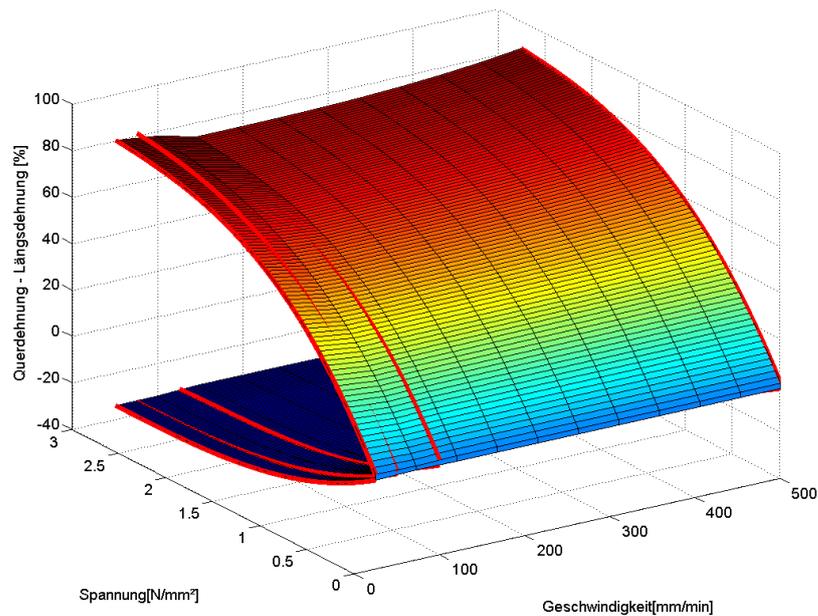


Abbildung 2.22: Spannungs- Dehnungsverhalten von Elastosil RT 601 in Abhängigkeit von der Abzugsgeschwindigkeit

Abzugsgeschwindigkeit [mm/min]	25	50	100	500
E-Modul [N/mm^2]	1,63	1,57	1,42	1,46
Querkontraktionszahl [-]	0,367	0,336	0,323	0,319

Tabelle 2.4: Steifigkeit (E-Modul) und Querkontraktionszahl bei variierender Abzugsgeschwindigkeit; Dehnungsbereich 10 – 20%; Mittelwerte aus je fünf Proben

muss dann erst bei Crashberechnungen angepasst werden.

2.5 Thermoelastisches Verhalten

Der Wärmeausdehnungskoeffizient (CTE) von Elastomeren ist durch die deutlich niedrigere Vernetzungsdichte der Polymerketten wesentlich höher als der der Duromere. D.h. mit steigender Vernetzungsdichte bzw. Steifigkeit sinkt in der Regel der Wärmeausdehnungskoeffizient. Hierbei ist zu beachten, dass die Elastomere im Gegensatz zu den Duromeren meist über ihrer Glasübergangstemperatur verwendet werden. Unterhalb der Glasübergangstemperatur steigt die Steifigkeit stark und der Wärmeausdehnungskoeffizient sinkt, siehe Tabelle 2.5.

Material	Faservolumenanteil [%]	CTE [ppm]	
		-150°C bis -110°C	-110°C bis +200°C
Elastosil S690	100	104,6	373
C-Faser (T300)	100	-0,455	-0,455
UD Verbund	24,5	9,53	0

Tabelle 2.5: Wärmeausdehnungskoeffizienten von Elastosil S690 und einen C-Faser verstärkten UD Verbund

2.5.1 Glasübergangs- / Kristallisationstemperatur

In der Literatur gehen die Meinungen stark auseinander, ob die Temperatur bei der sich die mechanischen Eigenschaften von Silikonen stark ändern, die Glasübergangs- oder Kristallisationstemperatur ist. Fakt ist, dass diese Temperaturen bei Silikonen sehr nahe zusammen liegen und sich die mechanischen Eigenschaften bei dieser Temperatur drastisch ändern. Die Wärmeausdehnungskoeffizienten unterhalb und oberhalb der Kristallisationstemperatur verlaufen bei Silikonen sehr konstant über den Temperaturbereich. Dies konnte von Hersteller *Wacker Silicones* und in [20] bestätigt werden. Die konstanten Wärmeausdehnungskoeffizienten von dem Silikon *Elastosil S690* und von einem unidirektionalen Verbund aus dem Silikon *S690* und C-Fasern vom Typ *T300* wurden unterhalb und oberhalb der Kristallisationstemperatur in [20] bestimmt. Die ermittelten Testergebnisse sind in Tabelle 2.5 dargestellt. An Hand dieser Messdaten lässt sich mittels linearer Mischungsregel:

$$E_V = E_F \cdot \varphi + E_M \cdot (1 - \varphi) \quad (2.3)$$

und der Formel für den CTE des Verbundes:

$$\alpha_{\parallel} = \frac{\alpha_M \cdot E_M(1 - \varphi) + \alpha_{F\parallel} \cdot E_{F\parallel} \cdot \varphi}{E_M(1 - \varphi) + E_{F\parallel} \cdot \varphi} \quad (2.4)$$

die Steifigkeit des Silikons unterhalb der Kristallisationstemperatur abschätzen. Die berechnete Steifigkeit und die angenommenen Werte sind in der folgenden Tabelle 2.6 aufgelistet.

Material	E [N/mm^2]	
	-150°C bis -110°C	-110°C bis +200°C
ElastosilS690	5965,7	2
C-Faser (T300)	230000	230000
UD Verbund	60854,1	56351,5

Tabelle 2.6: Steifigkeiten von Elastosil S690 und einen C-Faser verstärkten UD Verbund

Die berechnete Steifigkeit des Silikons unterhalb der Kristallisationstemperatur von $5965 MPa$ unterliegt einer gewissen Unsicherheit, da er aus den sehr kleinen Ausdehnungskoeffizienten

des UD-Laminats berechnet wurde. In einer dynamisch mechanischen Analyse (DMA) in der die Kristallisationstemperatur von dem Silikon *S690* gemessen wurde, ergab sich ein Wert für den Speichermodul von ca. 3000MPa . Dies beweist, dass der E-Modul des Silikons unterhalb der Kristallisationstemperatur in diesem Bereich liegt. Auch Angaben aus der Literatur zeigen, wie stark die Steifigkeit der Elastomere von der Temperatur bestimmt wird, siehe 2.23. Eine exakte Messung des E-Moduls unterhalb der Kristallisationstemperatur von -110°C wäre nur unter sehr großen Aufwand möglich.

Die Messergebnisse und die errechneten Werte zeigen, wie drastisch sich das mechanische Verhalten der Silikone unterhalb der Kristallisationstemperatur verändert und wie gering die Änderung im unidirektional verstärkten Verbund ausfällt.

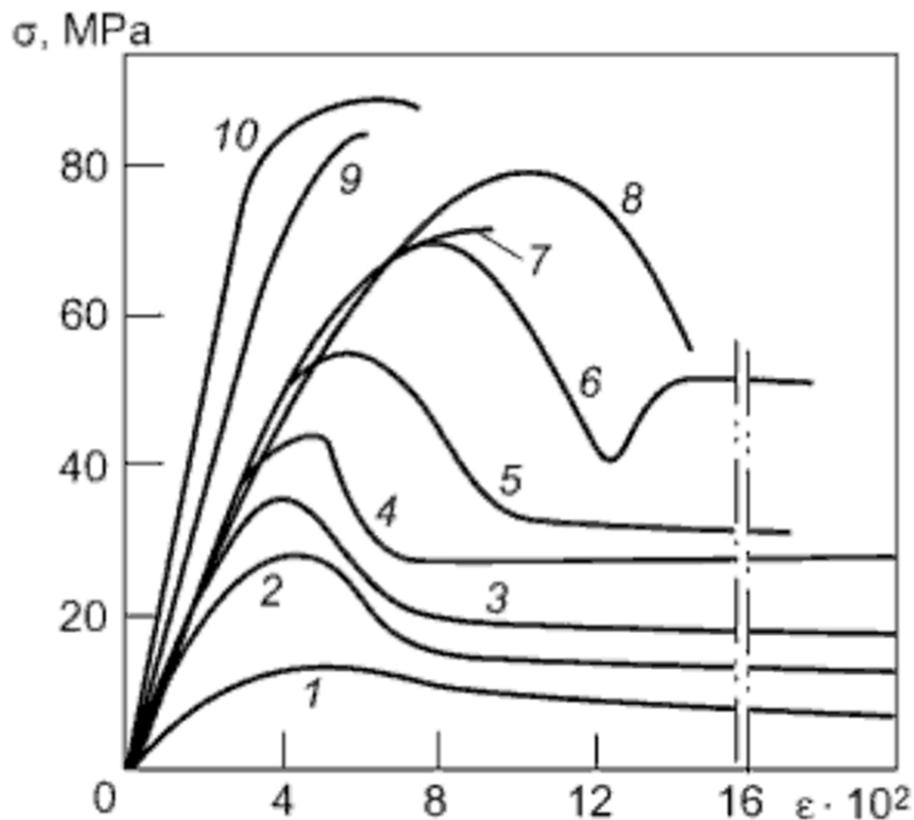


Abbildung 2.23: Temperaturabhängiges Spannungs- Dehnungsverhalten des Styrol-Butadien Elastomers SKS-30: Temperaturen von -53°C (1) bis -196°C (10) [7]

Dieses Verhalten ist ebenfalls übertragbar auf Faserverbundproben mit duromeren Matrixwerkstoffen. Auch hier steigen die Steifigkeiten bei kryogenen Bedingungen leicht (10%), aufgrund der steigenden Matrixsteifigkeit an. Die Eigenschaften der C-Faser bleiben hierbei nahezu gleich.

2.6 Nachbehandlung zur Verbesserung der elastischen Eigenschaften

Einige Anwendungen von faserverstärkten Elastomeren erfordern ein möglichst perfektes elastisches (ohne Hystereseeffekte) Verhalten, damit sich diese nach der Verformung exakt in ihre Ausgangsform zurückkehren. Im Fall der entfaltbaren Satellitenantennen ist dies sehr wichtig, damit sich die Antennen im Weltraum vollständig entfalten. Die verwendeten Kohlenstofffasern bieten von Natur aus ein sehr gutes elastisches Verhalten. Elastomere im Gegensatz besitzen ein ausgeprägtes zeitabhängiges und teilweise irreversibles elastisches Verhalten, welches eine exakte Rückstellung verhindert. Daher wurden für diese Anwendung Silikone ausgewählt, die sehr gute elastische Eigenschaften aufweisen. In 2.4.4 wurde bereits gezeigt, dass das viskolelastische Verhalten der untersuchten Silikone sehr gering ist. Es konnte aber gezeigt werden, dass das elastische Verhalten der verwendeten Silikone durch eine zusätzliche thermische und chemische Nachbehandlung nochmals verbessert werden konnte. Dazu wurde der Druckverformungsrest (Compression Set) an zylindrischen Silikonproben durchgeführt. Der Druckverformungsrest gibt an, wie weit sich eine Elastomerprobe nach einer vorgegebenen Verformung zurückverformt. Hierzu werden zylindrische Proben um 25% komprimiert und bei 125°C und 24h ausgelagert. Der prozentuale Unterschiede der Probenhöhe vor und nach der Einlagerung gibt den Druckverformungswert an. Ein sehr niedriger Wert ist mit einem perfekt elastisches Verhalten gleichzusetzen.

Die untersuchten Silikonproben wurden bei Raumtemperatur, 40°C und 80°C 24h unter Ethylen- und Luftatmosphäre nachbehandelt. In 2.24 ist zu erkennen, wie der Druckverformungswert durch die jeweilige Nachbehandlung abnimmt.

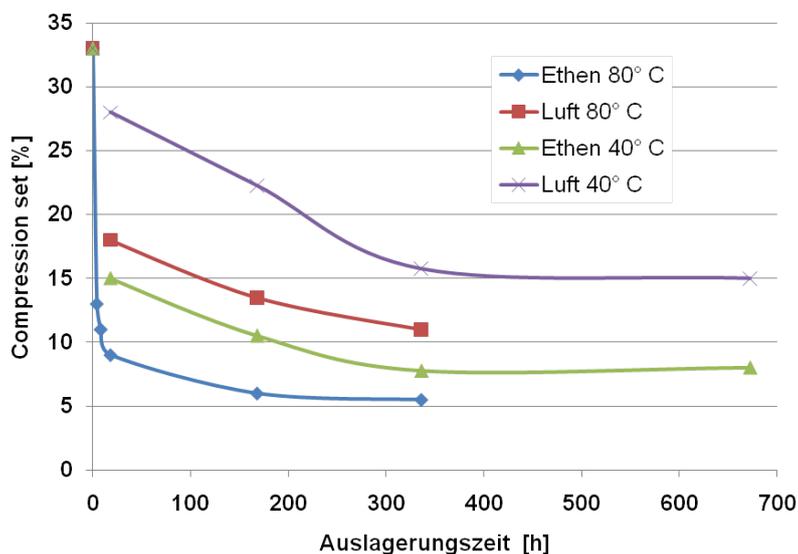


Abbildung 2.24: Einfluss der thermischen und chemischen Nachbehandlung auf den Druckverformungsrest

Das Ergebnis dieser Untersuchung ist, dass eine Nachbehandlung der Silikons in jedem Fall anzustreben ist, da der Druckverformungsrest deutlich gesenkt werden kann. Die Ethenatmosphäre beschleunigt den Vorgang wesentlich, hat aber den Nachteil, dass Ethen ein explosives Gas ist und daher nicht bei jeder Anwendung verwendbar ist. Die Nachbehandlung kann auch rein thermisch oder rein chemisch durchgeführt werden, falls es die jeweilige Anwendung bedingt.

- Option 1: thermische Nachbehandlung
diese wird technisch sehr oft durchgeführt, weil dadurch die mechanischen Eigenschaften nochmals deutlich verbessert werden können
 - Chemischer Hintergrund:
 - Verschieben des Reaktionsgleichgewichtes in Richtung vulkanisiertes Produkt

 - chemisches Deaktivieren von etwaig vorhandenen Rest-*SiH*-Gruppen durch Feuchtigkeit + Temperatur

- Option 2: Nachbehandlung der Vulkanisate mit Ethylen
ist eher exotisch, wird technisch in bestimmten Fällen (z. Bsp. wenn Option 1 nicht möglich ist) durchgeführt
 - Chemischer Hintergrund:
 - Umsetzung etwaiger Rest-*SiH*-Gruppen mit Ethylen zu *Si-CH₂CH₃*

Diese Nachbehandlung hat aber auch eine leichte Erhöhung der Steifigkeit zur Folge, da sich die letzten unvernetzten Kettenmoleküle im Silikon verbinden und somit eine höhere Vernetzungsdichte erreicht wird. Die Abbildung [2.25](#) zeigt wie sich das Steifigkeitsverhalten durch eine thermische Nachbehandlung von 24h bei 80°C auswirkt. In [2.7](#) sind die Änderungen des E-Moduls nochmals aufgelistet.

Nachbehandlung	-	24 h bei 80°C
E-Modul [N/mm^2]	1,489	1,982
Dehnungsbereich [%]	10-40	10-40
Veränderung [%]	33,1	

Tabelle 2.7: Einfluss der thermischen Nachbehandlung auf die Steifigkeit (E-Modul) bei Elastosil RT 601

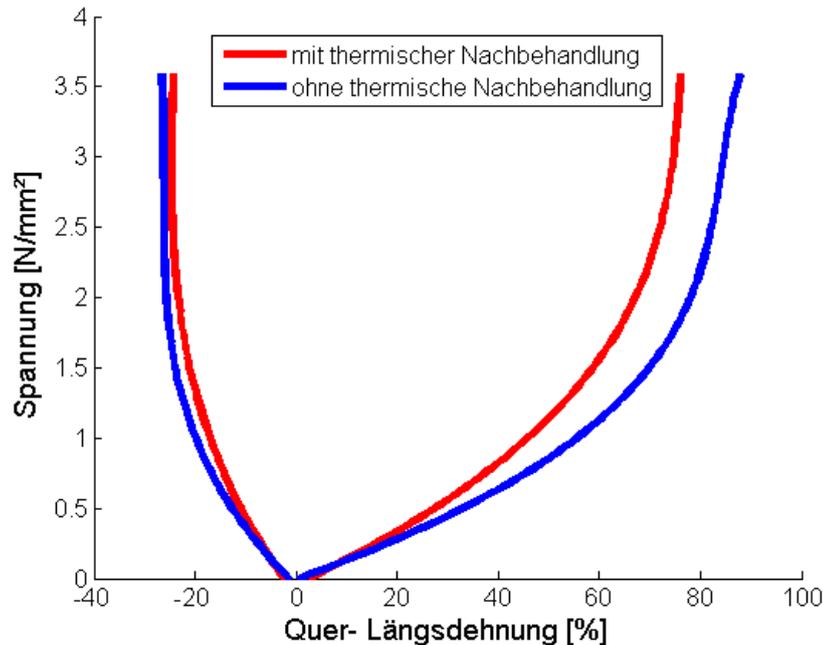


Abbildung 2.25: Einfluss der thermischen Nachbehandlung auf die Steifigkeit

Dass diese Nachbehandlung sich auch positiv auf den kohlenstofffaserverstärkten Verbund auswirkt zeigen die Ergebnisse an einem Entfaltungstest. Hierzu wurden Proben aus kohlenstofffaserverstärkten Silikon gefaltet und dessen Rückstellkraft mit einer Waage ermittelt. Der Aufbau ist in [Abbildung 2.26](#) dargestellt. Die Proben wurden vor und nach der chemisch-thermischen Nachbehandlung vermessen. Im Mittel der zehn untersuchten Proben zeigte sich eine Steigerung der Rückstellkraft von 8,9% bei 15,5h und 80°C in Luftatmosphäre bzw. 12,4% bei 15,5h und 80°C in Ethenatmosphäre. Man erkennt, dass sich sowohl die rein thermische, als auch die thermisch-chemische Nachbehandlung positiv auch auf den Verbund auswirkt. Daher wird in jedem Fall eine Nachbehandlung bei Silikon empfohlen.

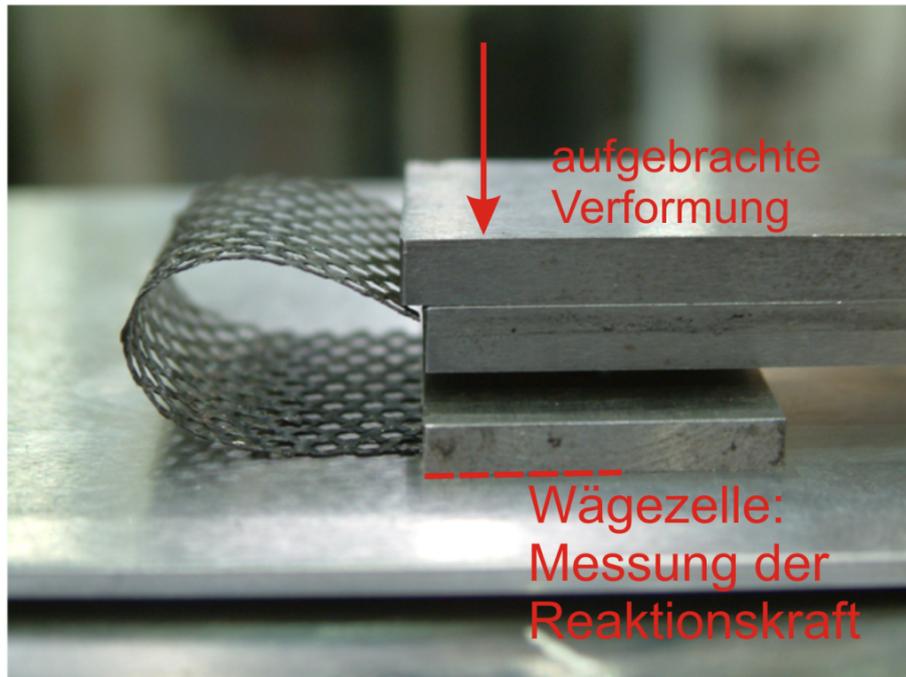


Abbildung 2.26: Bestimmung der Rückstellkraft von kohlenstofffaserverstärkten Silikon

2.7 Erstellung von Materialmodellen zur Verwendung in FE Simulationen

Ziel der Charakterisierung der verwendeten Matrixwerkstoffe ist, das mechanische Verhalten der Elastomere besser kennenzulernen und damit die Eignung als Matrixwerkstoff für die Faserverstärkung besser einstufen zu können. Es konnte in Tabelle 2.4 mittels unterschiedlicher Abzugsgeschwindigkeiten im Zugversuch gezeigt werden, dass die verwendeten Systeme ein nur sehr geringes viskoelastisches Materialverhalten zeigen, welches mit guter Näherung vernachlässigt werden kann. Das hyperelastische Verhalten (nichtlinearer Spannungs- Dehnungsverlauf) konnte in den uniaxialen Zugversuchen, siehe 2.16 und 2.19 bestimmt werden. Das untersuchte Silikon zeigte einen linear-elastischen Bereich bis 40% Dehnung, das untersuchte Polyurethan sogar bis 100%. Danach stellt sich eine starke Progression bis zum Bruch ein.

Aufgrund dieser Erkenntnisse kann bei der Erstellung der Materialmodelle für die numerische Simulation ein einfaches linear-elastisches Verhalten bis 40% bzw. 100% Dehnung angenommen werden. Bei Lastfällen über diese Dehnung hinaus können die nichtlinearen Messdaten (Längs- und Querdehnung) in eine FE Programm eingelesen werden. Die Software *Abaqus* bietet hier eine Möglichkeit an, die Messdaten mit den gängigen hyperelastischen Modellen zu vergleichen. Mittels der Methode der kleinsten Fehlerquadrate werden die Koeffizienten der Modelle berechnet und bewertet. Zusätzlich zum uniaxialen Zugversuch besteht in *Abaqus*

die Möglichkeit, Testdaten von einem biaxialen, einem planaren und einem volumetrischen Test einzulesen und zu verrechnen.

3 Herstellung von faserverstärkten Elastomeren

Prinzipiell sind mit Elastomeren alle gebräuchlichen Fertigungsverfahren, die aus der Faserverbundtechnik bekannt sind, möglich. Als Beispiele seien hier die Grundverfahren Nasslaminier-, Wickel-, Prepregablege- und Infiltrationstechnik erwähnt. Durch die meist höhere Mischviskosität der Elastomere im Vergleich zu den sehr dünnflüssigen RTM EP Harzen ist eine Infiltration meist schwierig. Besonders bei der Verwendung von raumtemperaturvernetzenden (RTV) Silikonen mit einer Mischviskosität von $3500\text{--}5000\text{mPas}$ ist eine Infiltration nur sehr bedingt möglich und daher besser die Nasslaminier- oder Wickeltechnik anzuwenden. Im Folgenden werden zwei Verfahren vorgestellt mit denen erfolgreich Platten aus faserverstärkten Elastomeren hergestellt worden sind. In beiden Fällen wurde für die Herstellung von Probeplatten als Fasermaterial unidirektionale Kohlenstofffasergelege verwendet, um eine möglichst gute Vergleichbarkeit zu den berechneten Kennwerten aus mikromechanischen Gleichungen und der klassischen Laminattheorie (CLT) zu bekommen. Faserverbunde aus textilen Halbzeugen wie Geweben besitzen in der Regel etwas niedrigere Kennwerte aufgrund der Faserondulation und erschweren dadurch den Vergleich. Es wurde ein C-Fasergelege des Typs *Torayca T700 S* verwendet, welches sich aufgrund des geringen Flächengewichts von 125g/m^2 gut durchtränken ließ. Das Gelege ist als Bahn mit einer Breite von 300mm erhältlich, was sich im späteren Fertigungsprozess arbeitserleichternd auswirkt, da dies der gewünschten Plattenbreite entsprach. Der einzige Nachteil bei der Verwendung eines UD-Geleges sind die Thermoplastfäden, die die Kohlenstofffaserfilamente in ihrer Position halten. Diese weisen einen deutlich größeren Durchmesser, als die Kohlenstofffaserfilamente auf und bewirken eine Kerbwirkung im Laminat, welche vor allem die Zugeigenschaften in Faserquerrichtung beeinflussen.

3.1 Faserverstärkte Silikone in Nasslaminieretechnik

Eine der einfachsten und ältesten Fertigungsverfahren, um faserverstärkte Polymere herzustellen ist die Nasslaminieretechnik. Hierbei wird das entsprechende Polymer mittels Pinsel oder Rollern auf die Faserlagen aufgebracht und durchträngt. Der große Vorteil an diesem Verfahren ist, dass die Mischviskosität hier nur eine untergeordnete Rolle spielt, da Lage für Lage einzeln durchträngt wird. Nachteilig ist hierbei der große manuelle und zeitliche Aufwand zu nennen. Besonders der zeitliche Aufwand ist hier kritisch zu betrachten, da die

Verarbeitungszeit des Harz- Härtergemisches durch dessen Topfzeit begrenzt ist. Im Folgenden wird die Herstellung von Probeplatten aus kohlenstofffaserverstärkten Silikon beschrieben:

Es wurden quadratische Probeplatten mit einer Kantenlänge von 300mm gefertigt. Hierzu wurde das Kohlenstofffasergelege in entsprechende Stücke geschnitten und Schicht für Schicht durchträngt. Um einen definierten Faservolumenanteil in jeder Schicht der Probeplatten zu erhalten, wurde die entsprechende Matrixmenge für jede Schicht abgewogen. Die Menge des Silikons bestimmt sich durch den gewünschten Faservolumenanteil und berechnet sich wie folgt:

$$m_{Matrix} = L^2 \cdot m_{Flaeche} \cdot n_{Lagen} \cdot \frac{\rho_{Matrix}}{\rho_{Faser}} \left(\frac{1 - \varphi}{\varphi} \right) \quad (3.1)$$

Wobei für L die Kantenlänge der Probenplatte, $m_{Flaeche}$ das Flächengewicht der Faser, n_{Lagen} die Lagenzahl, ρ_{Matrix} und ρ_{Faser} die Dichten von Matrix und Faser und φ der gewünschte Faservolumenanteil einzusetzen sind. Somit ergibt sich bei einem vier lagigen Laminat mit einem gewünschten Faservolumenanteil von $\varphi = 0,5$ eine Matrixmasse von $21,7\text{g}$. Hierbei sind Verluste, die beim Anrühren durch Spatel und Mischgefäß auftreten mit einzubeziehen.

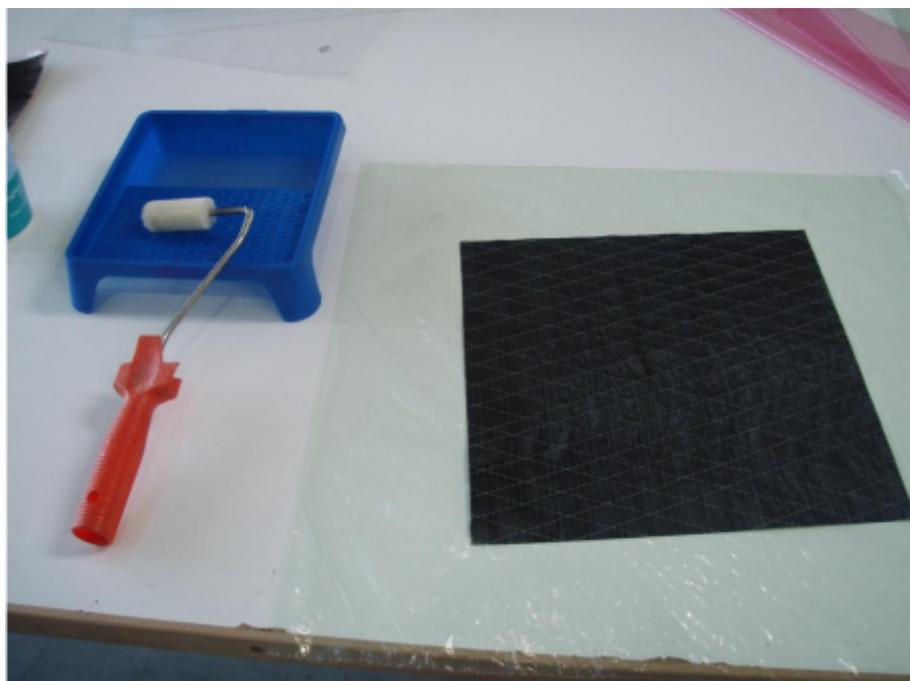


Abbildung 3.1: Kohlenstofffasergelege mit Thermoplastgitter zur Stabilisierung

Die entsprechende Matrixmenge wird auf die einzelnen Lagen mit einem Roller oder Spachtel aufgebracht. Anschliessend werden die durchtränkten Lagen zu einem Laminat geschichtet und verpresst. In 3.1 ist eine Lage des verwendeten C-Fasergeleges mit dem Thermoplastfasergitter abgebildet.

3.1.1 Verwendeter Matrixwerkstoff

Als Matrixwerkstoff für die Probestplatten aus kohlenstofffaserverstärkten Silikon wurde ein bei Raumtemperatur aushärtendes Silikon der Firma *Wacker Elastosil*[®] RT601 verwendet. Dieses Silikon ist von den mechanischen Eigenschaften dem Spezialsilikon *Elastosil*[®] S690 sehr ähnlich, besitzt aber keine Qualifikation für Raumfahrtanwendungen und ist somit auf dem Markt wesentlich kostengünstiger und einfacher erhältlich. Daher wurde zur Herstellung von Probestplatten und zur Entwicklung der Auswertemethode zunächst auf das leicht verfügbare *Elastosil*[®] RT601 ausgewichen und anschliessend die Ergebnisse auf das Spezialsilikon *Elastosil*[®] S690 projiziert. Die wichtigsten Kennwerte sind in der folgenden Tabelle aufgelistet 3.1.

Matrix	<i>Elastosil</i> [®] S690	<i>Elastosil</i> [®] RT601
Härte Shore A	35	45
Zugfestigkeit [N/mm^2]		7
Bruchdehnung [%]	150	100
Weitereisswiderstand [N/mm^2]	3	3
Mischviskosität [$mPas$]	6000	3500

Tabelle 3.1: Material Kennwerte der verwendeten Silikone

3.1.2 Verwendete Faser

Als Fasermaterial wurden unidirektionale Kohlefaserlagen aus *Torayca T700S* der Firma *Soficar* verwendet. Diese unidirektionalen Fasergelege bieten aufgrund ihrer Faserarchitektur die beste Vergleichbarkeit mit UD-Modellen oder der klassischen Laminat Theorie für den Mehrschichtverbund, da die Faserstränge nicht miteinander verwoben sind. Die Kennwerte der Kohlenstofffaser sind in der Tabelle 3.2 aufgelistet.

Faser	<i>ToraycaT700S</i>
E-Modul [N/mm^2]	230000
Zugfestigkeit [N/mm^2]	4900
Flächengewicht [g/m^2]	125

Tabelle 3.2: Material Kennwerte des UD-Geleges aus *Torayca T700S* Kohlenstofffasern

3.1.3 Verwendete Primer

Der verwendete Primer *Sikasil G790* ist eine 1-komponentige, auf Silane basierende Grundierung. Die Silane sind gelöst in aliphatischem Kohlenwasserstoff und ergeben nach der Trocknung einen Silikon-Kunstharz-Film auf dem Substrat und verbessert dadurch deutlich die Faser-Matrixhaftung [36].

In Vortests wurde die Faser-Matrixhaftung mit diesem Primer untersucht. Zusätzlich wurde der Primer *Sikasil G482/2* getestet, der im Gegensatz zum Primer *G790* ein elastisches Interface zur Faser darstellt. Der Versuch zur Bestimmung der Faser-Matrixhaftung bestand darin, eine 0° -Lage auf eine 50×50 mm große Aluminiumplatte aufzulaminieren, die vorher sandgestrahlt und mit Primer behandelt wurde. Diese Proben wurden dann bis zum Bruch getestet, wobei die Proben, die mit *G482/2* behandelt wurden im Mittel $0,48\text{MPa}$ aushielten. *G790*-behandelte Proben hielten im Vergleich dazu im Mittel ca. 70% mehr aus, nämlich $0,824\text{MPa}$. Da bei uniaxialen Zugversuchen keine hohen Biegungen auftreten und somit keine große Elastizität des Primers gefordert ist, wird hier *G790* verwendet. In vorangegangenen Forschungsarbeiten am LLB wurden ebenfalls positive Erfahrungen mit diesem Primer gemacht [20]. Wichtig bei der Verwendung des Primers ist dessen Verdünnung. Der Primer *G790* wurde in einem Gewichtsverhältnis von 1 : 9 mit Waschbenzin verdünnt, um ein Verkleben der einzelnen Faserfilamente zu verhindern.

3.2 Faserverstärkte Polyurethane in Infiltrationstechnik

Aufgrund der sehr zeitlich und handwerklich aufwendigen Nasslaminiermethode wurde ein Matrixsystem ausgesucht, welches ähnliche mechanische Eigenschaften, wie das bisher verwendete Silikon bei wesentlich niedrigerer Mischviskosität aufweist. Das Polyurethanmatrixsystem *TVG272 + RG214* der Firma Baulé weist eine Viskosität von 650mPas bei Raumtemperatur auf, welche eine Infiltration mittels Vakuuminjektion erlaubt. Hierzu werden die trockenen Fasern, in diesem Fall in Form des UD-Geleges, in eine mit Trennmittel beschichtete Form eingelegt. Über die Fasern wurde eine perforierte Trennfolie und eine Fließhilfe gelegt, die das Fließen des Matrixwerkstoffes begünstigte. Je nach Bestimmung der Bauteils kann auch ein Abreißgewebe verwendet werden. Dieser Aufbau wurde mit einer Vakuumfolie und einem Abdichtband abgedichtet und mittels einer Vakuumpumpe evakuiert. Dabei wurden durch den atmosphärischen Luftdruck alle eingelegten Teile zusammengepresst und fixiert. Anschliessend wurde der flüssige Matrixwerkstoff in das trockene Fasergelege hineingesaugt. Zwischen Infusionsaufbau und Vakuumpumpe wurde zusätzlich eine Harzfalle angebracht, die verhinderte, dass überschüssiger Matrixwerkstoff in die Vakuumpumpe gesaugt wurde.

In Abbildung 3.2 ist der verwendeten Infusionsaufbau dargestellt. Der Matrixeinlauf geschah über einen Spiralschlauch, der über einen Schlauch mit dem Harzreservoir verbunden war. Am unteren Ende wurde das Vakuum über eine Vakuumpumpe erzeugt, welches das Matrixsystem durch das noch trockene Fasergelege saugte. In der Abbildung nicht erkennbar sind

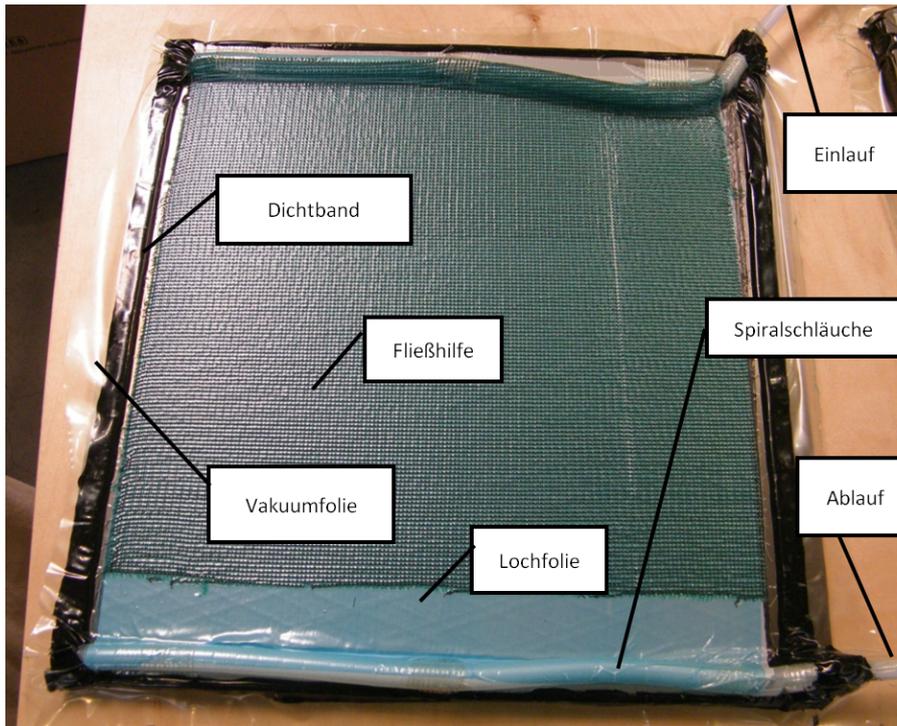


Abbildung 3.2: Infusionsaufbau mit PU Matrixsystem [2]

die Abreißgewebe, die sowohl unter als auch über den Gelegelagen gelegt wurden. Vorteile des Herstellungsverfahrens durch Vakuuminfiltration sind eine gleichmäßige, blasenfreie Benetzung der Fasern sowie die erhöhte Automatisierung, welche eine hohe Bauteilqualität und Reproduzierbarkeit bei niedrigen Taktzeiten darstellt. Für größere Bauteile muß, aufgrund der erhöhten Mischviskosität des Elastomers, der Einlauf des Matrixsystems zusätzlich bedruckt werden.

3.2.1 Verwendetes Polyurethanmatrixsystem

Das verwendete Polyurethanmatrixsystem *TVG272 + RG214* der Firma Baulé wurde vornehmlich wegen seiner guten Festigkeitseigenschaften, einer relativ niedrigen Viskosität und seiner im Vergleich zu ähnlichen Vorpolymer-Härter Systemen hohen Topfzeit von 30 Minuten ausgewählt. Bei einer Verarbeitungstemperatur von 25°C liegt die Viskosität bei 650mPas . Es besitzt eine Dichte von $1,06\text{g/cm}^3$ und eine Härte von 48 A bei 20°C . Aufgrund seiner niedrigen Viskosität ist dieses Polyurethan für die Vakuuminfusion gut verwendbar. Die bei Raumtemperatur flüssigen Komponenten *TVG 272* und *RG 214* werden im Gewichtsverhältnis $\text{TVG } 272 : \text{RG } 214 = 100 : 156$ gemischt. Zusätzlich wird ein Entgaser hinzugegeben, mit einem Massenanteil von $0,2\%$ von der Gesamtmasse. Als Gefahrenhinweis ist anzumerken, dass beim Vermischen der Komponenten ein Atemschutz getragen werden muss, da giftige

Dämpfe frei werden. Die Aushärtung findet bei Raumtemperatur und Normaldruck statt. Die Zeit, bis das ausgehärtete Elastomer aus der Form entnommen werden kann, beträgt sechs Stunden. Eine Nachhärtung von einer Woche wird empfohlen, bis es seine optimalen Eigenschaften aufweist und belastet werden kann.

Zum Vergleich sind hier noch zwei weitere duromere Matrixsysteme aufgelistet, die sich in der Vakuuminjektion bewährt haben. Das einkomponentige Epoxidsystem *RTM6* der Firma *Hexcel* besitzt eine Injektionszeit von 150 Minuten bei einer Temperatur bei 80 - 120°C. Die Viskosität beträgt hierbei anfangs 200mPas, bei 80°C, und fällt auf 33mPas bei Erreichen von 120°C (bei Standardinjektion nach 75 Minuten). Bei Ende der Injektion beträgt die Viskosität noch 60mPas, in Abhängigkeit vom Temperaturverlauf. Ein weiteres häufig verwendetes Harz für die Vakuuminjektion ist das Epoxydharz *L20* von *Bakelite*. In Kombination mit dem Härter *VE2778* ergibt sich bei einer 100g Mischung eine Verarbeitungszeit von 30 Minuten bei 20°C, entsprechend der Topfzeit von *TVG272 + RG214*. Dabei beträgt die Viskosität allerdings nur 200mPas, also weniger als ein Drittel des hier verwendeten Polyurethans.

Anhand dieser Angaben wird klar, dass das Polyurethan immernoch deutlich höherviskos als die duromeren Vertreter ist. Dennoch konnten Probplatten von 300x300mm problemlos und in guter Qualität hergestellt werden.

3.2.2 Verwendeter Primer

Wie bei der Silikonmatrix kann die Faser-Matrixhaftung durch Verwendung eines Primers deutlich verbessert werden. Jedoch muss der Primer immer genau auf das Matrixsystem und das Substrat, in diesem Fall die C-Faser abgestimmt werden. Für Polyurethansysteme und einem festen Substrat hat sich der Haftvermittler *Cilbond 41* gut bewährt. Leider verklebte dieser Primer, trotz starker Verdünnung im Gewichtsverhältnis 1 : 33 mit Aceton die Fasern so stark, dass eine Infiltration nicht mehr möglich war, siehe 3.3.



Abbildung 3.3: Verklebte C-Faserfilamente durch den Primer *Ciltbond41*

Durch die Verklebung der Faserfilamente konnte keine vollständige Benetzung der Fasern mehr realisiert werden. Daher wurden die Laminataufbauten ohne Primer hergestellt. Aufgrund der guten Verklebeeigenschaften von Polyurethan konnte trotzdem eine gute Faser-Matrixanbindung erreicht werden.

3.3 Prepregherstellung

Im Gegensatz zu Epoxiden lässt sich die Polymerisation bei Silikonem nicht durch eine Unterkühlung des reaktiven Harz- Härtergemisches stoppen, oder stark verlangsamen. Daher ist eine Prepregherstellung, wie sie mit Epoxiden angewandt wird, mit Silikonem nicht möglich.

3.4 Probenherstellung

Die Zugproben wurden mit einem scharfen Messer aus den ausgehärteten Laminatplatten herausgeschnitten. Die Krafteinleitung insbesondere bei den 0° Proben gestaltet sich schwierig, da hier große Kräfte eingeleitet werden müssen um signifikante Dehnungen zu erreichen. Durch die Verwendung von sandgestrahlten Aluminiumaufdopplern, die mit dem Silikonklebstoff Elastosil *E41* von *Wacker* auf die Proben klebt wurden konnten, konnten die besten

Ergebnisse erzielt werden. Die übertragbare Schubkraft betrug im Mittel $3,9\text{N/mm}^2$. Abbildung 3.4 zeigt einen abgescherter Aufdoppler. Gut ist hierbei der Mischbruch zu erkennen, der eine gute Haftung sowohl auf den Fasern als auch auf dem Aufdoppler selbst zeigt.



Abbildung 3.4: Abgescherter Aluminiumaufdoppler

4 Bestimmung der mechanischen Kennwerte der unidirektionalen Schicht

Das Grundelement eines endlosfaserverstärkten Verbundes ist die unidirektionale Schicht. Sie überstreckt große Flächen in unidirektional aufgebauten Laminaten, streifenförmige Bereiche bei Tape gelegten und gewickelten Laminaten, sowie mikrogeometrische Bereiche bei Laminaten aus textilen Halbzeugen. Daher ist es sehr wichtig, dieses Grundelement genau zu verstehen. Insbesondere, wenn sehr unterschiedliche Matrices (Duromere und Elastomere) verwendet werden.

In diesem Kapitel wird mittels einem FE Modell der Einheitszelle gezeigt, welche Eigenschaften sich deutlich durch die Verwendung eines Elastomers ändern. Die anschließende Korrelation mit experimentellen Zugversuchen zeigt, in wieweit bekannte mikromechanische Formeln zur Kennwertermittlung noch zutreffen.

4.1 Bestimmung der mechanischen Kennwerte am FE Modell der Einheitszelle

Die Einflußfaktoren auf die mechanischen Kennwerte lassen sich am besten an einem FE Modell untersuchen. Daher wurde ein Modell aufgebaut, bei dem die Matrixeigenschaften so verändert wurden, das sowohl Duromere (Epoxyde) als auch Elastomere (Silikone, PUR) untersucht werden konnten.

4.1.1 Materialmodelle für Verstärkungsfaser und Matrixwerkstoff

In dieser Arbeit werden vorrangig kohlenstofffaserverstärkte Elastomere behandelt, daher wird nicht auf das mechanische Verhalten anderer Verstärkungsfasern eingegangen. Nur zur Modellverifikation wurden Glasfasern verwendet, da diese nahezu isotrope Materialeigenschaften haben und somit nur die Fasersteifigkeit in Längsrichtung und die Querkontraktion bekannt sein muß. Kennwerte zur Faserquersteifigkeit sind nur unter hohem Aufwand zu messen und meist streuen sie sehr stark. Die starke Streuung der Werte ist durch die Tatsache begründet, dass in vielen Fällen die Faserquersteifigkeit über den Verbund bestimmt und mittels inverser

Mischungsregel zurückgerechnet wird.

Das mechanische Verhalten der Kohlenstofffaser ist relativ einfach zu beschreiben. Das Spannungs- Dehnungsdiagramm der Kohlenstofffaser verläuft vom Ursprung an zunächst linear elastisch. Später, in der Nähe der Bruchspannung wird der Verlauf progressiv, d.h. die Steifigkeit nimmt zu (etwa 10%). Es wird vermutet, dass bei hohen Spannungen eine zunehmende Ausrichtung der Graphitkristallebenen in Lastrichtung erfolgt, die die Steifigkeitszunahme bewirkt [12]. Da in dieser Arbeit vorrangig das Steifigkeitsverhalten betrachtet wird, kann ein einfaches linear-elastisches Materialmodell für die C-Faser angenommen werden.

Das mechanische Verhalten des Matrixwerkstoffs ist weitaus komplexer als das der C-Fasern. In Kapitel 2.3 wurde bereits näher darauf eingegangen. Es wurde bei der Auswahl des elastomeren Matrixwerkstoffs bereits darauf geachtet, dass der Werkstoff ein möglichst linear-elastisches und zeitunabhängiges Werkstoffverhalten aufweist. Im Fall des ausgewählten Silikons konnte gezeigt werden, dass es sich nahezu linear-elastisch von Ursprung bis etwa 40% Längsdehnung verhält. Im Fall des Polyurethans sogar bis 100% Längsdehnung, siehe 2.19. Danach muss das nichtlineare progressive Spannungs- Dehnungsverhalten berücksichtigt werden. Zeitabhängige viskoelastische Effekte sind für quasistatische Bauteilbelastungen bis moderat dynamische Dehnraten von $0,28/s$ untersucht worden und als nicht signifikant bewertet worden. Daher wurde auch hier ein linear-elastischer Ansatz für die Berechnung zunächst verwendet, jedoch unter Berücksichtigung von geometrischer Nichtlinearität bei großen Verformungen.

Als Eingangsgrößen für die Berechnung werden folgende Materialkennwerte benötigt:
Faserkennwerte:

- $E_{F,1}$: E-Modul der Faser in Faserrichtung
- $E_{F,2} = E_{F,3}$: E-Moduli der Faser quer zur Faserrichtung
- $G_{F,12} = G_{F,13}$: Schubmodul bei Belastung in Faserrichtung
- $\nu_{F,12} = \nu_{F,13}$: Querkontraktionszahlen bei Belastung in Faserrichtung
- $G_{F,23}/\nu_{23}$: Schubmodul/Querkontraktionszahl bei Belastung quer zur Faserrichtung

Matrixkennwerte:

- E_M : E-Modul der Matrix
- G_M/ν_M : Schubmodul/Querkontraktionszahl der Matrix

4.1.2 Modellierung einer Einheitszelle

Für die Durchführung der FEM-Simulation wurde die Software ANSYS 11 verwendet. Der Aufbau des Modells zur Berechnung der effektiven Steifigkeiten besteht anfangs aus einer parametrisierten, quadratischen 2D-Viertel-Einheitszelle mit dem Faserdurchmesser $d = 1000(mm)$. Dabei ist zu beachten, dass eine Berücksichtigung des wahren Faserdurchmessers

von etwa $5 - 10\mu m$ nicht notwendig ist, da sich die resultierenden E-Moduli E_x, E_y und E_z aus der Spannung ($\sigma_{ii} = \frac{F_i}{A_{0,i}}$) und der Dehnung ($\varepsilon_{ii} = \frac{\Delta x_i}{x_{0,i}}$) berechnen. Durch die Verwendung des geringen realen Durchmessers ($\sim 10^{-6}mm$) der Fasern würden darüberhinaus sehr kleine Verschiebungen und Reaktionskräfte entstehen, weshalb es bei der Berechnung zu Manipulationsfehlern kommen könnte. Daher wurde der Faserdurchmesser so groß gewählt. Einzige Variable der Einheitszelle ist der Faservolumenanteil φ_F , die Seitenlänge b wird aus gegebenem Faservolumenanteil und Faserdurchmesser berechnet. Aufgrund der einfachen Implementierung wurde für die Einheitszelle das quadratische Packungsmodell verwendet.

Die Seitenlänge b der gesamten Einheitszelle errechnet sich anhand des quadratischen Packungsmodells zu:

$$b = \frac{d}{2} \cdot \sqrt{\frac{\pi}{\varphi_F}}. \quad (4.1)$$

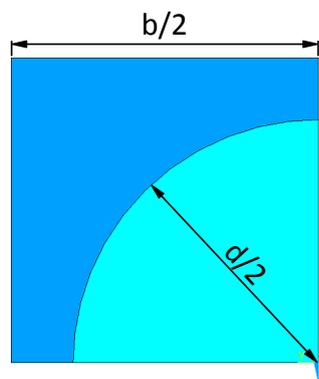


Abbildung 4.1: Viertel-Einheitszelle

Diskretisierung: Für das Vernetzen muss berücksichtigt werden, dass für hohe Faservolumenanteile ($\varphi_F \rightarrow \varphi_{F,max} = \frac{\pi}{4}$) stark deformierte Elemente an den Rändern der Einheitszelle gebildet werden, die die Qualität der Ergebnisse der numerischen Berechnung beeinträchtigen können. Darum wird für φ_F nur der für praktische Zwecke brauchbare Bereich $0,3 \leq \varphi_F \leq 0,7$ betrachtet. Innerhalb dieses Bereiches ist dennoch eine Anpassung der Vernetzung abhängig von φ_F notwendig, um ein gleichmäßigeres Netz zu erhalten. Abbildungen 4.2 und 4.3 zeigen das Netz der Viertel-Einheitszelle in nichtmodifiziertem Zustand. Darunter (Abbildungen 4.4-4.6) sind die Einheitszellen mit Anpassung des Netzes für kleine bzw. große Faservolumenanteile:

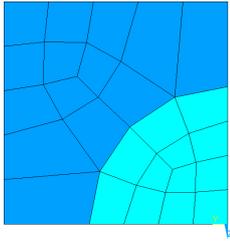


Abbildung 4.2: $\varphi_F = 0,3$

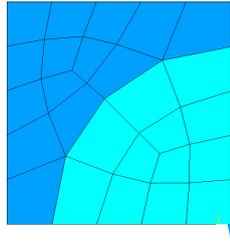


Abbildung 4.3: $\varphi_F = 0,5$

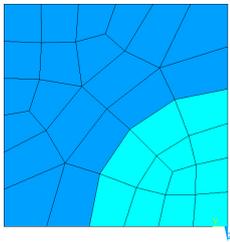


Abbildung 4.4: $\varphi_F = 0,3$

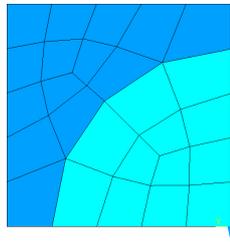


Abbildung 4.5: $\varphi_F = 0,5$

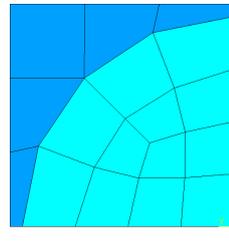


Abbildung 4.6: $\varphi_F = 0,7$

Daraus ist ersichtlich, dass das gewählte Modell für einen Faservolumenanteil von $\varphi_F = 0,5$ bereits eine relativ gute Vernetzung liefert, aber bei höherem φ_F keine automatische Vernetzung mehr möglich ist. Daher muss vor allem in diesem Bereich eine Anpassung der Vernetzung vorgenommen werden.

Zum Erstellen und Vernetzen der 2D-Zelle wurden Elemente des Typs *MESH200* verwendet, die keine Steifigkeit besitzen, die Einfluss auf das Ergebnis nehmen würde, sondern lediglich der Modellierung dienen. Die Viertelzelle wird dann mithilfe von *SOLID186*-Elementen zu einer quaderförmigen 3D-Viertel-Einheitszelle extrudiert, welche im Anschluss zur vollständigen Einheitszelle gespiegelt werden kann, siehe Abbildung 4.7.

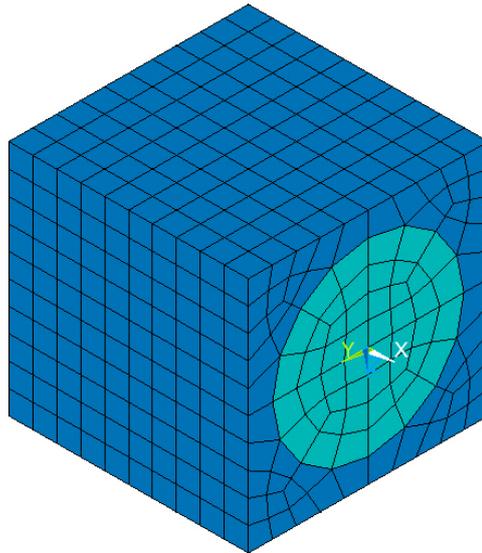


Abbildung 4.7: Vollständige Einheitszelle

Es wird dabei teils eine Variante des *SOLID186*-Elements verwendet, die auf einer gemischten Formulierung basiert, um Spannungsverläufe besser berechnen zu können, im Gegensatz zum standardmäßig vordefinierten, rein verschiebungsbasierten Ansatz. Dieser ist zudem im Falle eines nahezu oder vollständig inkompressiblen (Matrix-)Werkstoffs zwingend erforderlich, da in Annäherung an den inkompressiblen Grenzfall zunehmend das sogenannte „Volumen-Locking“ auftritt, das in der Tatsache begründet ist, dass Schubverformungsmoden an den Elementen nicht ohne gleichzeitige Veränderung deren Volumina (beim rein verschiebungsbasierten Ansatz) aufgebracht werden können. Diese Elemente unter Schublast binden für den annähernd inkompressiblen Fall sehr viel Verformungsenergie an sich, was sich letztlich in einer zu geringen Verformung (daher die Bezeichnung „Locking“, Versteifung) der Einheitszelle äußert [42]. Für vollständige Inkompressibilität ist gar keine Lösung mehr möglich! Für die Matrix muss dies daher im Falle eines inkompressiblen Matrixwerkstoffes berücksichtigt werden.

4.1.3 Aufbau eines Blocks aus Einheitszellen

Das Vorgehen, zuerst ein 2D-Modell zu erstellen, um daraus ein 3D-Modell abzuleiten, ist der Tatsache geschuldet, dass die Anwendung des Vernetzens auf einen Volumenkörper sonst dazu führt, dass die hierdurch erzeugten Knoten des Netzes entlang der Faser nicht exakt deckungsgleich übereinander liegen. Daraus folgen Probleme für die Implementierung der periodischen Randbedingungen, da so nicht gewährleistet werden könnte, dass die Knotenfreiheitsgrade genau eines Knotenpaares über die Zwangsbedingung verknüpft werden.

Mithilfe der beschriebenen Vorgehensweise kann die Einheitszelle zu einem größeren Block

(Beispiel: siehe Abb. 4.8) aus mehreren Einheitszellen erweitert werden, der dazu dient, näherungsweise das mechanische Verhalten einer Zelle in der Mitte des Blocks zu berechnen, wie sie sich im Inneren eines unendlich ausgedehnten Kontinuums verhielte. Ergebnisse dieser Berechnungen werden in Kapitel 4.2.1 mit denen der periodischen Randbedingungen verglichen.

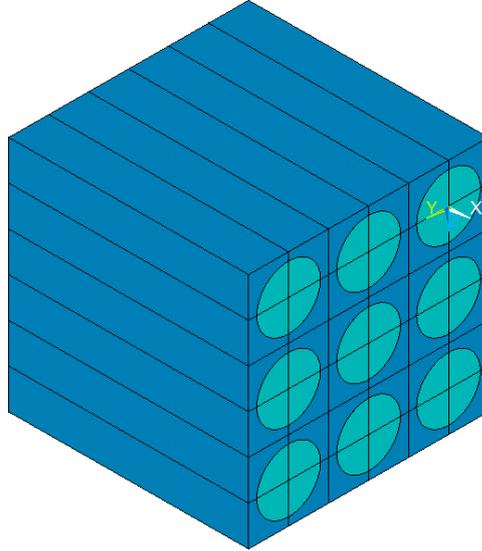


Abbildung 4.8: Block, bestehend aus mehreren Einheitszellen

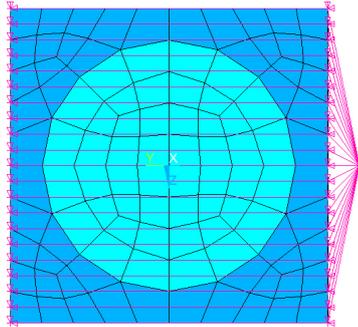


Abbildung 4.9: Quaderseite der RVE

4.1.4 Aufbringen der periodischen Randbedingungen (PBC)

Die periodischen Randbedingungen dienen der äquivalenten Beschreibung eines infinitesimal ausgedehnten Körpers. Die periodischen Randbedingungen werden nur in zwei anstatt in drei Raumrichtungen aufgebracht; für die freie Raumrichtung und die zugehörigen zwei gegenüberliegenden Quaderseiten werden dann Verschiebungsrandbedingungen aufgestellt, über die die Verformung an der Einheitszelle aufgebracht wird oder die Ebenheit dieser Seitenflächen sichergestellt wird. Für eine beispielhafte 2D-Konfiguration (siehe Abb. 4.9) sei die Vorgehensweise bei der Aufstellung der Zwangsbedingungen für einzelne Gitterknoten folgendermaßen definiert [28]:

Verknüpfung der Freiheitsgrade am linken und rechten Rand:

$$UX2 - UX1 = 0, \quad UY2 - UY1 = 0, \quad (4.2)$$

$$UX6 - UX8 = 0, \quad UY6 - UY8 = 0, \quad (4.3)$$

$$UX3 - UX4 = 0, \quad UY3 - UY4 = 0; \quad (4.4)$$

UXn : Freiheitsgrad in x -Richtung des Knotens n ,

UYn : Freiheitsgrad in y -Richtung des Knotens n .

Jeweils gegenüberliegende Punkte werden über alle ihre Freiheitsgrade verknüpft. Da entsprechende Dehnungen/Stauchungen der Einheitszelle berücksichtigt werden müssen, wird zusätzlich ein virtueller Massenpunkt 9 (verwendeter Elementtyp: *MASS21*) erzeugt und ebenfalls eingebunden:

$$UX2 - UX1 = UX9, \quad UY2 - UY1 = UY9, \quad (4.5)$$

$$UX6 - UX8 = UX9, \quad UY6 - UY8 = UY9, \quad (4.6)$$

$$UX3 - UX4 = UX9, \quad UY3 - UY4 = UY9. \quad (4.7)$$

Für die obere und die untere Seite wird ein weiterer Dummy-Massenknoten 10 eingebunden, die Formulierung erfolgt analog zur oberen Vorgehensweise.

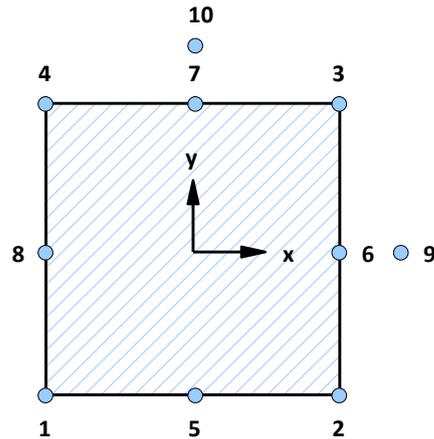


Abbildung 4.10: Verknüpfung einzelner Knoten

Die periodischen Randbedingungen werden in der Folge nicht auf alle erstellten Modelle angewandt, sondern deren Lösung zur Verifikation mit den Lösungen der Einheitszelle und eines großen Blocks mehrerer Einheitszellen jeweils ohne die period. Randbedingungen verglichen.

4.1.5 Aufbringen der Verschiebungsrandbedingungen

Die Last wird in Form einer Verschiebungsrandbedingung aufgebracht. Hierzu werden nachfolgend vier Lastfälle betrachtet, aus deren Simulationsergebnissen sich das komplette mechanische Verhalten des Werkstoffs ermitteln lässt. Die Randbedingungen sollten dabei so gewählt sein, dass das Modell eindeutig gelagert ist und darüberhinaus keine weiteren Blockierungen der entstehenden Verformungen vorhanden sind, die bei der Berechnung der Materialparameter zu höheren Steifigkeiten führen würden.

1. Lastfall: Zugbelastung in Faserrichtung: Der erste betrachtete Lastfall ist eine Zugbelastung in Faserrichtung. Dadurch können folgende Materialparameter bestimmt werden:

- effektiver E-Modul in Faserrichtung E_1 ,
- effektive Querkontraktionszahl $\nu_{12} = \nu_{13}$ bei Belastung in Faserrichtung.

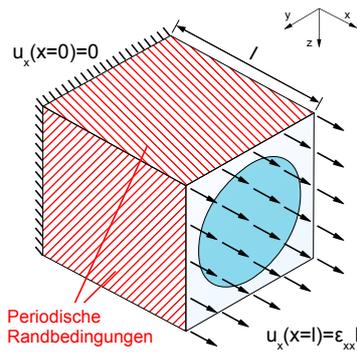


Abbildung 4.11: 1. Lastfall: Zugbelastung in Faserrichtung [30]

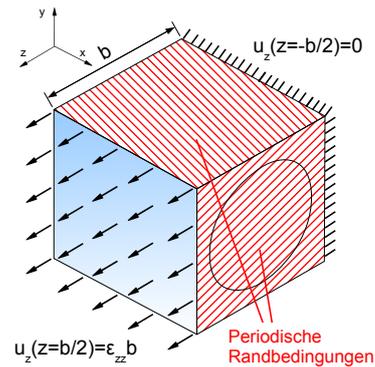


Abbildung 4.12: 2. Lastfall: Zugbelastung quer zur Faser [30]

Es gelten für die Verschiebungen $u_i(x, y, z)$ folgende Lagerbedingungen, wobei das Koordinatensystem in der Mitte der Faser bei $x = 0$ liegt (dies gilt auch für die folgenden Lastfälle):

$$u_x(x = 0, y, z) = 0, \quad (4.8)$$

$$u_y\left(0, -\frac{b}{2}, -\frac{b}{2}\right) = 0, \quad (4.9)$$

$$u_z\left(0, \frac{b}{2}, \frac{b}{2}\right) = 0, \quad (4.10)$$

$$u_z\left(0, -\frac{b}{2}, \frac{b}{2}\right) = 0. \quad (4.11)$$

Für die Verschiebungsrandbedingung gilt:

$$u_x(x = l, y, z) = \varepsilon_{xx} \cdot l. \quad (4.12)$$

Es können hier wie auch im Folgenden ebenso andere Lagerbedingungen analog zu den oben gewählten verwendet werden. Die periodischen Randbedingungen werden auf die Flächen angewandt, deren Normalen senkrecht zur Belastungsrichtung stehen. Dies gilt auch für den folgenden 2. Lastfall. Es wurden dabei die Auflager, die rein der Behinderung von Starrkörpermoden dienen, punktförmig gewählt, um möglichst wenig Freiheitsgrade festzulegen. Die an den punktförmigen Lagern nur vernachlässigbare Kräfte wirken, muss der Einfluss der entstehenden Singularitäten nicht berücksichtigt werden.

2.Lastfall: Zugbelastung quer zur Faserrichtung: Der zweite Lastfall dient der Bestimmung folgender Kennwerte:

- effektiver E-Modul quer zur Faserrichtung E_2 bzw. E_3 ,
- effektive Querkontraktionszahl $\nu_{32} = \nu_{23}$ bei Belastung quer zur Faserrichtung,
- effektive Querkontraktionszahl $\nu_{21} = \nu_{31}$ bei Belastung quer zur Faserrichtung.

Es gelten für die Verschiebungen $u_i(x, y, z)$ folgende Lagerbedingungen:

$$u_x \left(0, -\frac{b}{2}, -\frac{b}{2} \right) = 0, \quad (4.13)$$

$$u_x \left(0, \frac{b}{2}, -\frac{b}{2} \right) = 0, \quad (4.14)$$

$$u_y \left(l, -\frac{b}{2}, -\frac{b}{2} \right) = 0, \quad (4.15)$$

$$u_z \left(x, y, z = -\frac{b}{2} \right) = 0. \quad (4.16)$$

Für die Verschiebungsrandbedingung gilt:

$$u_z \left(x, y, z = \frac{b}{2} \right) = \varepsilon_{zz} \cdot b. \quad (4.17)$$

3.Lastfall: Schubbelastung in Faserrichtung: Im dritten Lastfall soll durch das Aufbringen einer Schublast in Faserrichtung der

- effektive Schubmodul G_{12} bzw. G_{13}

bestimmt werden.

Es gelten für die Verschiebungen $u_i(x, y, z)$ folgende Lagerbedingungen:

$$u_x \left(\frac{l}{2}, \frac{b}{2}, 0 \right) = 0, \quad (4.18)$$

$$u_y \left(x, y = \frac{b}{2}, z \right) = 0, \quad (4.19)$$

$$u_y \left(x, y = -\frac{b}{2}, z \right) = 0, \quad (4.20)$$

$$u_z \left(\frac{l}{2}, \frac{b}{2}, 0 \right) = 0. \quad (4.21)$$

Für die Verschiebungsrandbedingung gilt:

$$u_x \left(x, y, z = -\frac{b}{2} \right) = \varepsilon_{xz} \cdot l = -u_z(x = l, y, z). \quad (4.22)$$

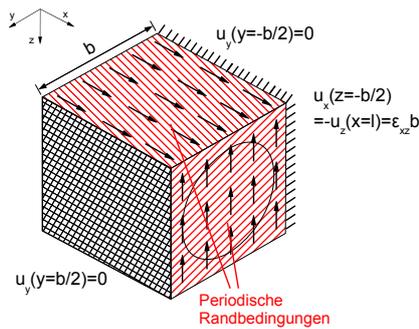


Abbildung 4.13: 3. Lastfall: Schubbelastung in Faserrichtung [30]

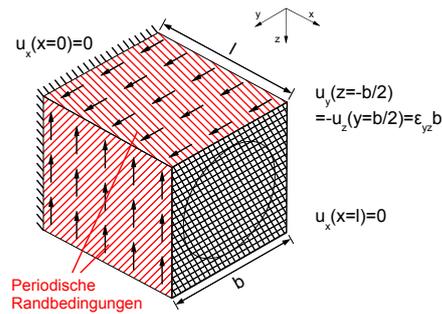


Abbildung 4.14: 4. Lastfall: Schubbelastung quer zur Faser [30]

Die Schubverformung wird dadurch erzeugt, dass die Freiheitsgrade UX und UZ der jeweiligen Dummyknoten miteinander gekoppelt werden. Dabei muss speziell für diesen Schublastfall $l = b$ gelten, um den Schubmodul bestimmen zu können.

4. Lastfall: Schubbelastung quer zur Faserrichtung: Im vierten Lastfall soll durch das Aufbringen einer Schublast quer zur Faserrichtung der

- effektive Schubmodul G_{23}

bestimmt werden.

Es gelten für die Verschiebungen $u_i(x, y, z)$ folgende Lagerbedingungen:

$$u_x(x = 0, y, z) = 0, \quad (4.23)$$

$$u_x(x = l, y, z) = 0, \quad (4.24)$$

$$u_y(0, 0, 0) = 0, \quad (4.25)$$

$$u_z(0, 0, 0) = 0. \quad (4.26)$$

Für die Schubverformung gilt ähnlich wie zuvor:

$$u_y\left(x, y, z = -\frac{b}{2}\right) = -u_z\left(x, y = \frac{b}{2}, z\right) = \varepsilon_{yz} \cdot b. \quad (4.27)$$

Eine Bewegung normal zur Schubebene wird in x -Richtung, analog zur Vorgehensweise im 3. Lastfall, festgehalten. Der Schublastfall wird dargestellt, indem die entsprechenden Freiheitsgrade beider Dummy-Massenelemente gekoppelt werden, und einer von beiden mit der Verschiebungsrandbedingung beaufschlagt wird.

4.1.6 Vorgehen zur numerischen Lösung und Auswertung der Lastfälle

Für die statische Analyse des Problems werden die einzelnen Lastfälle jeweils entweder mit oder ohne die Berücksichtigung der geometrischen Nichtlinearität für große Verformungen gelöst. Die Lösung eines nichtlinearen Systems erfolgt innerhalb eines iterativen Vorgangs, was den Rechenaufwand gegenüber einer einfachen Lösung deutlich erhöht. Darin zeigt sich wiederum der Vorteil der Verwendung periodischer Randbedingungen, da sie die Berechnung und Auswertung lediglich einer Einheitszelle zur Beschreibung des Werkstoffverhaltens ermöglichen. Wohingegen im Fall des Blockmodells, welches aus neun Einheitszellen besteht, ein deutlich höherer Rechenaufwand nötig ist. Zur Auswertung darf beim Blockmodell nur die Einheitszelle herangezogen werden, die in der Mitte des Blocks liegt. Dort ist der Einfluss der Ränder des Blocks am geringsten. Dies muss entsprechend bei der Berechnung der Elastizitäts- und Schubmoduli, sowie auch der Querkontraktionszahlen berücksichtigt werden.

Effektive Elastizitätsmoduli: Die effektiven E-Moduli E_1 und E_2 bzw. E_3 werden folgendermaßen bestimmt:

$$\sigma_{ii} = E_i \varepsilon_{ii}, \quad (4.28)$$

$$\rightarrow E_i = \frac{\sigma_{ii}}{\varepsilon_{ii}} = \frac{1}{A_{0,i} \varepsilon_{ii}} \sum_{numnode} F_{i,numnode}, \quad (4.29)$$

mit

$F_{i,n}$: Kraft am Knoten $numnode$ des gewählten Querschnitts in i -Richtung,
 $numnode$: Nummern der Knoten im gewählten Querschnitt.

Die E-Moduli ergeben sich somit aus dem uniaxialen Zug an der virtuellen Probe, nämlich durch die Summation aller Knotenkräfte eines Querschnitts bezogen auf die Ausgangsfläche des Querschnitts vor der Belastung.

Im Falle einer nichtlinearen Lösung (etwa bei der Verwendung von nichtlinearen Materialien), sollten die E-Moduli nicht als Steigung der Kurve zwischen Anfangs- und Endpunkt im Spannungs-Dehnungs-Diagramm, sondern als die Steigung zwischen zwei aufeinanderfolgenden Messwerten der iterativen Lösung oder in einem definierten Dehnungsbereich dargestellt werden:

$$E_i^k = \frac{1}{A_{0,i} (\varepsilon_{ii}^{k+1} - \varepsilon_{ii}^k)} \sum_{numnode} (F_{i,numnode}^{k+1} - F_{i,numnode}^k), \quad (4.30)$$

wobei gilt:

$$\varepsilon_{ii}^0 = 0, \quad F_{i,numnode}^0 = 0, \quad (4.31)$$

$$\varepsilon_{ii}^{k_{max}} = \varepsilon_{ii}, \quad F_{i,numnode}^{k_{max}} = F_{i,numnode}, \quad (4.32)$$

mit Iterationsschritt $k \in [0, \dots, k_{max}]$.

Für die Anfangsquerschnittsfläche gilt entsprechend den vorliegenden Lastfällen:

- Zugbelastung in 1-Richtung: $A_{0,1} = b^2$,
- Zugbelastung in 2- bzw. 3-Richtung: $A_{0,2/3} = b \cdot l$.

Für linear-elastische Werkstoffe ist zu beachten, dass bei einer nichtlinearen Analyse die Spannungs-Dehnungs-Kurve wegen der geometrischen Nichtlinearität bei größeren Dehnungen ab fällt. Dies liegt daran, dass in Gleichung 4.30 die Kräfte immer auf die Ausgangsfläche $A_{0,i}$ bezogen werden. Deshalb fallen bei größeren Dehnungen die E-Moduli mit dieser Formel niedriger aus. Im Falle eines nichtlinearen Werkstoffes muss allerdings eine andere Formulierung gewählt werden:

$$E_i^k = \frac{\bar{\sigma}_{ii}^{k+1} - \bar{\sigma}_{ii}^k}{\varepsilon_{ii}^{k+1} - \varepsilon_{ii}^k}. \quad (4.33)$$

Dieser Ansatz eliminiert den Einfluss der nichtlinearen Geometrie und entspricht dem nachfolgenden Ansatz für die Bestimmung der Schubspannungen, für die das Vorgehen zur Berechnung genauer erläutert wird.

Effektive Schubmoduli: Die effektiven Schubmoduli werden mithilfe der Lastfälle *Schubbelastung in Faserrichtung* und *Schubbelastung quer zur Faserrichtung* berechnet. Die gewählte Herangehensweise zur Bestimmung der Schubmoduli unterscheidet sich von der, die in 4.30 verwendet wurde, um die E-Module zu ermitteln. Das liegt daran, dass die Schubspannungen sich nicht gleichmäßig über den Querschnitt verteilen, insbesondere nicht für den Fall, dass sich Faser- und Matrixwerkstoff stark in ihrer Steifigkeit unterscheiden. In diesem Fall zeigt sich dieser Sachverhalt darin, dass sich die Einheitszelle nicht mehr zu einem Parallelogramm verformt, sondern die Matrix mehr oder weniger um die Faser herum „fließt“. Daher erscheint obiger Ansatz, aufsummierte Kräfte durch die Querschnittsfläche zu teilen, als fragwürdig. Die Schubmoduli werden somit dadurch ermittelt, indem ein Pfad über eine Hälfte des Querschnitts einer Einheitszelle gelegt wurde, um den über das Volumen gemittelten Schubmodul $\bar{\tau}_{ij}$ [17] zu berechnen. Dadurch kann auch ein nichtlineares Materialgesetz verwendet werden. Es ergibt sich damit für die Schubspannung:

$$\bar{\tau}_{ij} = G_{ij} \gamma_{ij}; \quad (i \neq j), \quad (4.34)$$

$$\rightarrow G_{ij} = \frac{\bar{\tau}_{ij}}{\gamma_{ij}}. \quad (4.35)$$

$\bar{\tau}_{ij}$: gemittelte Schubspannung ($\bar{\tau}_{ij} = \bar{\sigma}_{ij}$),

γ_{ij} : Technische Schubdehnung ($\gamma_{ij} = 2 \cdot \varepsilon_{ij}$).

Somit ergibt sich für eine iterative Lösung:

$$G_{ij}^k = \frac{\bar{\tau}_{ij}^{k+1} - \bar{\tau}_{ij}^k}{\gamma_{ij}^{k+1} - \gamma_{ij}^k}. \quad (4.36)$$

Dabei hat die geometrische Nichtlinearität keinen Einfluss auf die berechneten Werte. Für die Mittelung der Schubspannungen gilt weiterhin:

$$\bar{\tau}_{ij} = \frac{1}{V} \int \tau_{ij} dV \quad (4.37)$$

Abbildung 4.15 zeigt den Verlauf des Pfads zur Mittelung der Schubspannungen über dem Querschnitt.

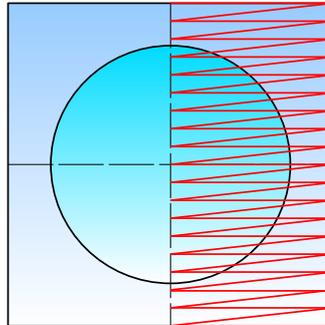


Abbildung 4.15: Pfad zur Mittelung der Spannungen [30]

Bestimmung effektiver Querkontraktionszahlen: Die Querkontraktionszahlen sind folgendermaßen definiert:

$$\nu_{ij} = -\frac{\varepsilon_{jj}}{\varepsilon_{ii}}. \quad (4.38)$$

Für die Bestimmung der effektiven Querkontraktionszahlen ergibt sich hiermit folgender Ansatz für die Implementierung:

$$\nu_{ij_{eff}} = -\frac{\left(\frac{\Delta x_j}{x_{0,j}}\right)}{\varepsilon_{ii}}, \quad (i \neq j). \quad (4.39)$$

Bezogen auf die gegebenen Lastfälle und eine iterative Lösung ergibt sich:

- Zugbelastung in 1-Richtung:

$$\nu_{12}^k = \nu_{13}^k = -\frac{\left(\frac{b^k}{b} - 1\right)}{\varepsilon_{11}^k}, \quad (4.40)$$

- Zugbelastung in 2- bzw. 3-Richtung:

$$\nu_{23}^k = \nu_{32}^k = -\frac{\left(\frac{b^k}{b} - 1\right)}{\varepsilon_{22/33}^k}, \quad (4.41)$$

$$\nu_{21}^k = \nu_{31}^k = -\frac{\left(\frac{l^k}{l} - 1\right)}{\varepsilon_{22/33}^k}, \quad (4.42)$$

mit

$$b^0 = b, l^0 = l. \quad (4.43)$$

ν_{ij}^k : orthotrope Querkontraktionszahlen im Iterationsschritt k ,
 b^k : Breite/Höhe der Einheitszelle im Iterationsschritt k ,
 l^k : Länge der Einheitszelle im Iterationsschritt k .

Zur Ermittlung der Querkontraktionszahl müssen jeweils die Abmessungen der Einheitszelle im verformten Zustand bestimmt werden. Zu diesem Zweck werden zwei jeweils auf der gegenüberliegenden Seite der Zelle befindliche Knoten angewählt, deren Verschiebung aufgenommen und damit die aktuelle Entfernung zwischen beiden (b^k, l^k) berechnet. Es müssen dabei nur zwei Knoten zur Berechnung herangezogen werden, da die gewählten (periodischen) Randbedingungen die Ebenheit der Quaderseiten gewährleisten. Für große Dehnungen und nichtlineare Werkstoffe muss analog zu 4.30 und 4.36 eine Anpassung obiger Gleichungen vorgenommen werden, sonst fallen die Poissonzahlen mit zunehmender Dehnung ab, weil sonst die aktuelle Dehnung immer auf die Ausgangsbreite/-länge b/l bezogen wird und nicht auf den vorangegangenen Lastschritt!

Die Gleichungen müssen dann folgendermaßen aussehen:

$$\nu_{ij}^k = -\frac{\left(\frac{x^{k+1}}{x^k} - 1\right)}{\varepsilon_{ii}^{k+1} - \varepsilon_{ii}^k}. \quad (4.44)$$

4.2 Modellverifikation und -validierung

Die Modellverifikation dient dem Test der Modelle im Bezug auf die richtige Umsetzung der Vorgaben und Stabilität der Berechnungen für verschiedene Modellparameter innerhalb des technisch relevanten Wertebereichs. Entsprechende Resultate werden mit den Ergebnissen von Mischungsregeln und mikromechanischen Gleichungen verglichen.

4.2.1 Vergleich mehrerer Simulationsmodelle zur Berechnung der Materialparameter

Dieser Test dient in erster Linie der Einordnung der Simulationsergebnisse des Modells mit periodischen Randbedingungen - von dem angenommen wird, dass es Ergebnisse liefert, die mit der Realität am besten übereinstimmen - im Vergleich mit anderen Modellvarianten. Dazu soll ebenfalls ein Abgleich mit den gängigsten Mischungsregeln bzw. mikromechanischen Gleichungen nach [12] vorgenommen werden.

Zu dem Vergleich werden folgende Modelle verwendet:

- Einheitszelle
- Block, bestehend aus mehreren Einheitszellen
- Einheitszelle mit periodischen Randbedingungen

Hierfür wird jeweils für jedes Modell eine lineare und eine nichtlineare Berechnung durchgeführt, mit Ausnahme des Blocks, der im nichtlinearen Falle zu rechenintensiv wäre. Zur Berechnung der Materialparameter am 3×3 -Block wird nur die innere Zelle herangezogen, um den Einfluss der Ränder zu verringern.

Materialkennwerte: Die Berechnung wurde dabei für eine gewöhnliche Faser- und Matrixwerkstoffkombination mit folgenden Werten durchgeführt:

	Kohlenstofffaser (T700S)	Einheit
E_x	230000	[MPa]
E_y	28000	[MPa]
E_z	28000	[MPa]
G_{xy}	50000	[MPa]
G_{xz}	50000	[MPa]
G_{yz}	11382	[MPa]
ν_{xy}	0,23	[-]
ν_{xz}	0,23	[-]
ν_{yz}	0,23	[-]

Tabelle 4.1: Kennwerte der Kohlenstofffaser (T700S)

	Matrix (Epoxy)	Einheit
E	3500	[MPa]
ν	0,35	[-]

Tabelle 4.2: Kennwerte der Matrix

Vergleich der Modelle: Zum Vergleich der Modelle werden im Folgenden die jeweiligen σ/τ - ε -Diagramme für die Elastizitäts- und Schubmoduli, sowie die ν - ε -Schaubilder für die Querkontraktionszahlen herangezogen. Es werden dazu nur Diagramme für die unabhängigen mechanischen Kenngrößen aufgeführt:

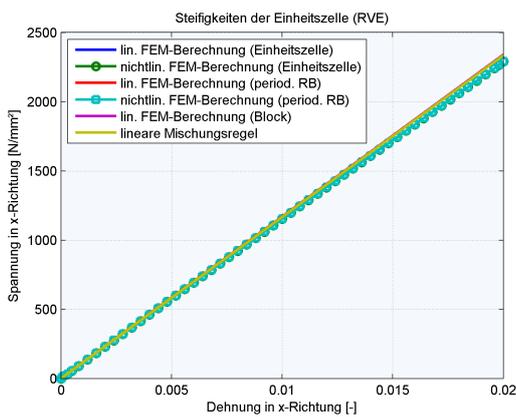


Abbildung 4.16: σ_x

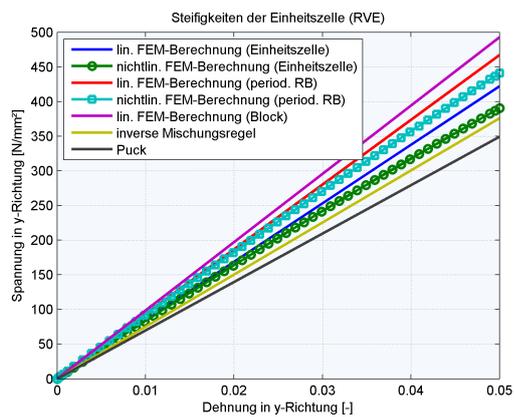


Abbildung 4.17: σ_y/σ_z

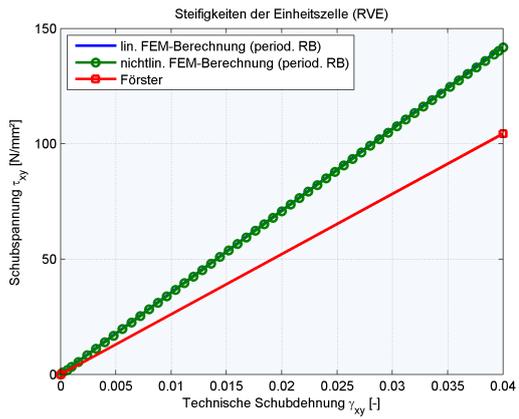


Abbildung 4.18: τ_{xy}/τ_{xz}

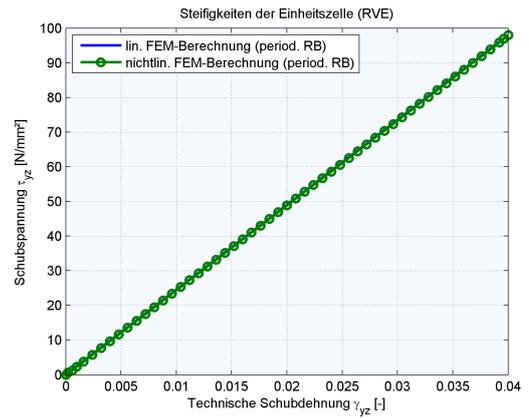


Abbildung 4.19: τ_{yz}

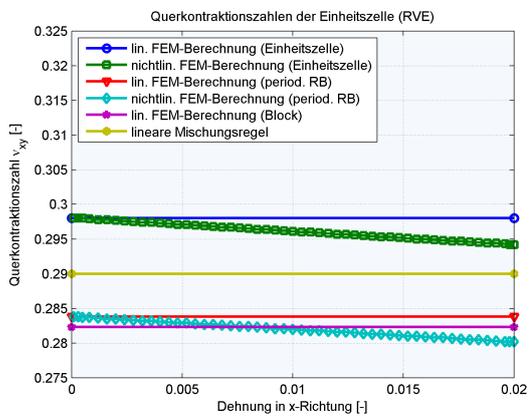


Abbildung 4.20: ν_{xy}/ν_{xz}

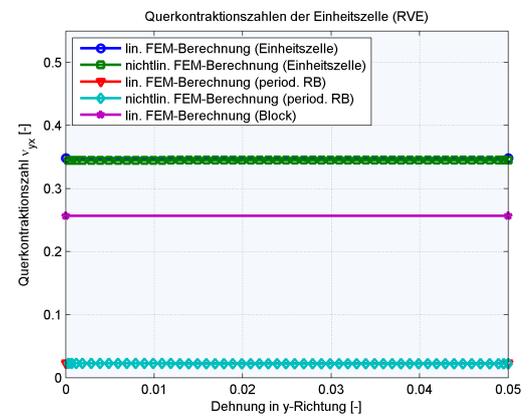


Abbildung 4.21: ν_{yx}/ν_{zx}

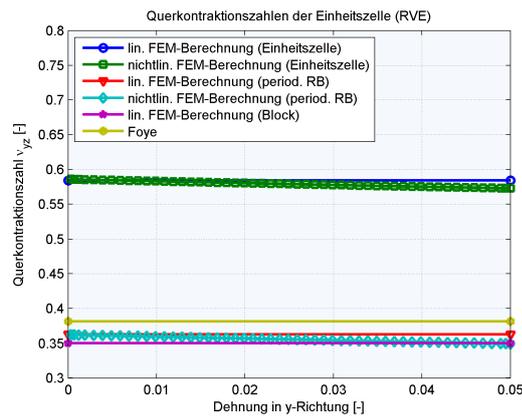


Abbildung 4.22: ν_{yz}/ν_{zy}

Auswertung: Die Ergebnisse für die Normalspannung in x -Richtung decken sich für alle Modelle mit der linearen Mischungsregel. Für die Modelle, denen eine nichtlineare Berechnung zugrunde liegt, zeigt sich ein leichter Abfall in der Kurve, der rein in der geometrisch nichtlinearen Betrachtung begründet ist, weil sich die Spannungen auf die Anfangsfläche beziehen. Die Abweichungen spielen aber in dem betrachteten Bereich bis 2% Dehnung nur eine vernachlässigbare Rolle. Dabei beträgt die Abweichung von der linearen Mischungsregel für die nichtlinearen Berechnungen etwa $-1,9\%$ bei 2% aufgebrachter Dehnung.

Für die Berechnung von σ_y bzw. σ_z unterscheiden sich die Ergebnisse teils sehr stark: Die Einheitszelle (ohne per. Randbedingungen) verhält sich dabei weniger steif als alle anderen Simulationsmodelle, da hier die Ränder frei sind und somit die nicht behinderte Querkontraktion zu einer stärkeren Deformation der Zelle führt. Daher sind die Spannungen entsprechend geringer. Die Resultate aus der Analyse des Einheitszellenblocks ergeben die höchsten Steifigkeiten im Vergleich: Der Grund für die höhere Steifigkeit im Verhältnis zur Einheitszelle mit periodischen Randbedingungen ist dabei nur schwer zu begründen. Es scheint daran zu liegen, dass die umgebenden Zellen im Block zu einer stärkeren Behinderung der Verformung führen als die Koppelung der Freiheitsgrade an den Seitenflächen einer einzigen Zelle. Die Werte der inversen Mischungsregel liegen dabei unter den übrigen Werten. Der Vergleich zwischen linearer (rot) und nichtlinearer Berechnung (hellblau) zeigt für den Fall mit period. Randbedingungen einen Abfall um $5,6\%$ bei 5% Dehnung, was immer noch als vertretbar erscheint.

Bei den Verläufen der Schubspannungen zeigt sich kein Einfluss der nichtlinearen Berechnung gegenüber der linearen. Die Querkontraktionszahlen fallen bei Verwendung periodischer Randbedingungen deutlich geringer aus als ohne die durch diese einhergehende Versteifung. Besonders deutlich fällt dieser Unterschied für die Poissonzahl ν_{yx}/ν_{zx} aus (4.21): Ohne per. Randbed. beträgt die Poissonzahl ν_{yx} das 15,3-fache des Wertes mit periodischer Formulierung. Für den Vergleich zwischen linearer und nichtlinearer Rechnung ist offensichtlich, dass sich für kleine Dehnungen dieselbe Poissonzahl einstellt wie bei der linearen Rechnung. Der Unterschied zwischen beiden Rechnungen liegt darin, dass die Poissonzahlen aus den Gesamtdehnungen gegenüber dem undeformierten Ausgangszustand berechnet werden. Die Mischungsregeln und mikromechanischen Gleichungen (sofern vorhanden) stimmen im Rahmen der durchgeführten Simulationen relativ gut mit deren Ergebnissen überein, ausgenommen für die Schubspannung τ_{xy}/τ_{xz} : Hier beträgt die Abweichung -27% .

4.2.2 Berechnung der Materialkennwerte für einen homogenen, orthotropen Werkstoff

Dieser Vergleich dient der Bestimmung der Materialparameter anhand der Einheitszelle für einen Werkstoff, dessen mechanischen Eigenschaften bereits bekannt sind. Dazu wird die Einheitszelle mit einem bekannten orthotropen und homogenen Werkstoff „gefüllt“ (hier: Kohlenstofffaser). Falls das Modell richtig implementiert wurde, müssen die resultierenden Werkstoffeigenschaften identisch mit den Faserwerkstoffdaten sein, die dem Modell übergeben wurden! Eine zusätzliche Verifikation für isotrope Werkstoffe ist dann nicht mehr nötig,

da Orthotropie den Sonderfall der vollständigen Isotropie mit einschließt. Die Elastizitäts- und Schubmoduli wurden dabei wie folgt berechnet:

$$E_i = \frac{\sigma_{ii}}{\varepsilon_{ii}}, \quad G_{ij} = \frac{\tau_{ij}}{\gamma_{ij}}, \quad (4.45)$$

$$\gamma_{ij} = 2 \cdot \varepsilon_{ij}. \quad (4.46)$$

Da es sich um einen rein linear elastischen Werkstoff handelt, und keine großen Verformungen erwartet werden wurde eine lineare Berechnung durchgeführt. Für den Vergleich wird der bereits bekannte T300 Kohlenstofffaserwerkstoff von oben verwendet. Der Vergleich zeigt, dass das Modell mit periodischen Randbedingungen für homogene, orthotrope Werkstoffe Ergebnisse liefert, die exakt mit den vorgegebenen Daten übereinstimmen.

4.2.3 Parametervariation und Identifikation der Einflussgrößen auf das Modellverhalten

Durch die Parametervariation konnte festgestellt werden, in wie weit sich die Materialeigenschaften des faserverstärkten Verbundes ändern, wenn ein Matrixwerkstoff mit zunehmenden elastomeren Eigenschaften verwendet wird. Dazu wurde der Faservolumengehalt φ_F , E-Modul des Matrixwerkstoffs E_M und auch die Querkontraktionszahl ν_M variiert, um die Veränderung für den Übergang zu einem inkompressiblen elastomeren Matrixwerkstoff wie z.B. Silikon nachvollziehen zu können. Als Faserwerkstoff wurden die Daten der T700s Kohlenstofffaser zugrunde gelegt, um eine Vergleichbarkeit zu den durchgeführten Tests zu haben.

Variation des E-Moduls der Matrix E_M : Die Materialeigenschaften sind, abgesehen vom E-Modul des Matrixwerkstoffs, identisch mit denen aus Tabelle 4.1. Die nachfolgenden Schaubilder stellen die jeweiligen σ - ε - bzw. ν - ε -Diagramme für die einzelnen variierten Matrix-E-Moduli den Verläufen der resultierenden Materialparameter über dem E-Modul der Matrix E_M gegenüber.

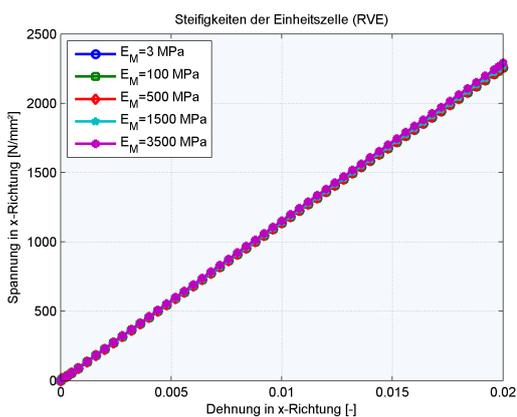


Abbildung 4.23: σ_x

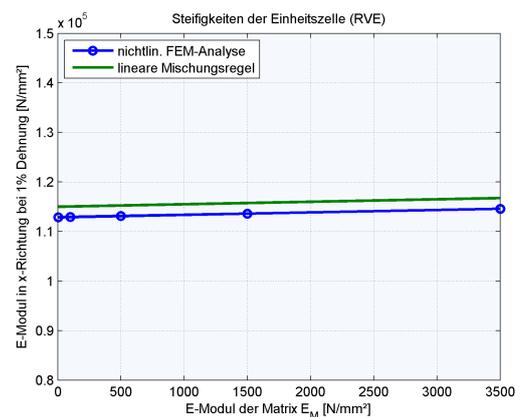


Abbildung 4.24: E_x

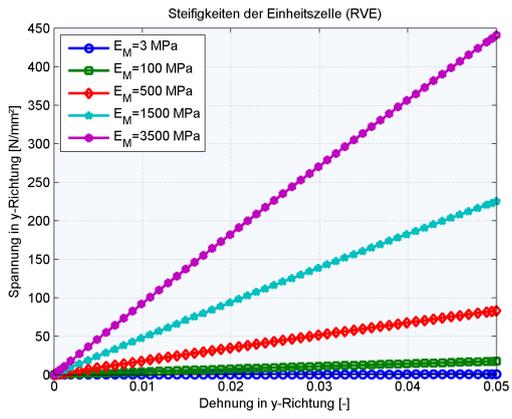


Abbildung 4.25: σ_y

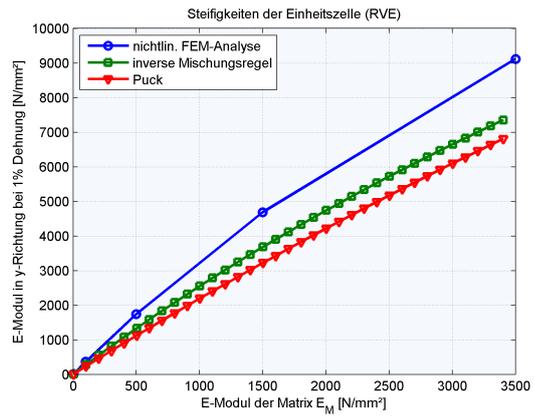


Abbildung 4.26: E_y

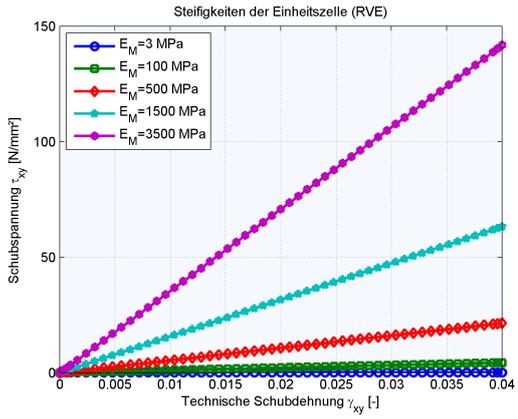


Abbildung 4.27: τ_{xy}

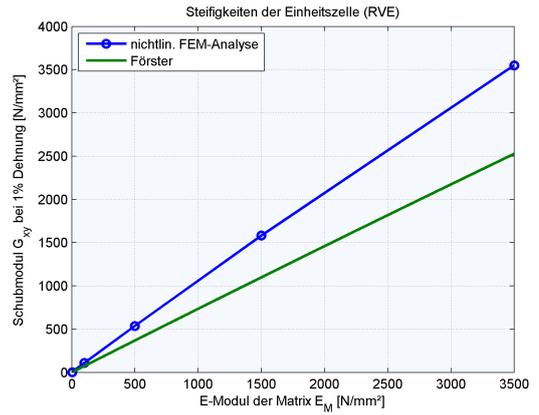


Abbildung 4.28: G_{xy}

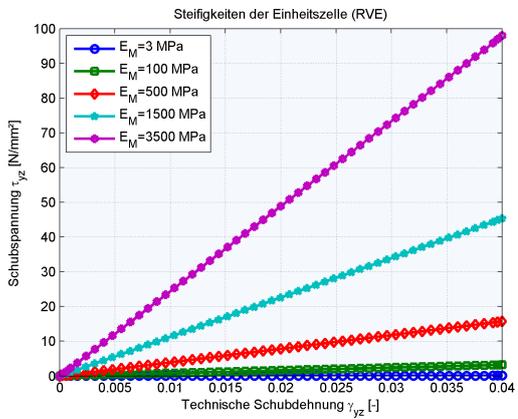


Abbildung 4.29: τ_{yz}

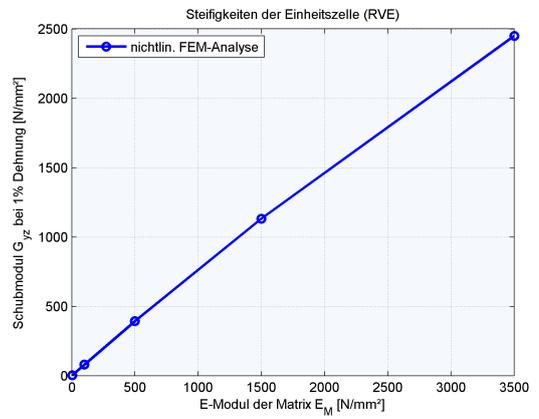


Abbildung 4.30: G_{yz}

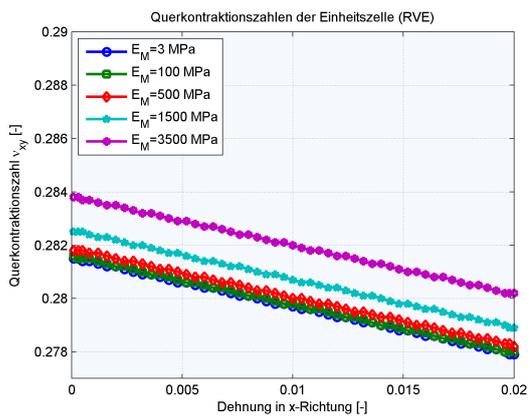


Abbildung 4.31: ν_{xy}/ν_{xz}

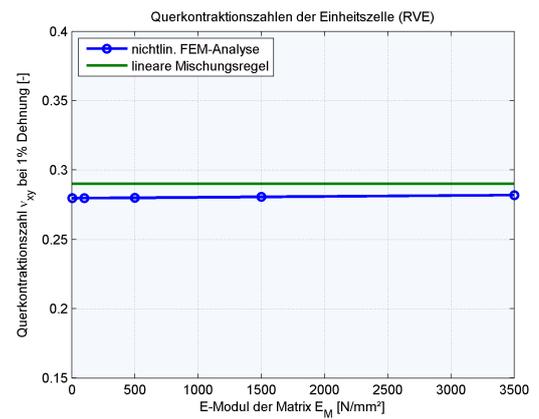


Abbildung 4.32: ν_{xy}/ν_{xz}

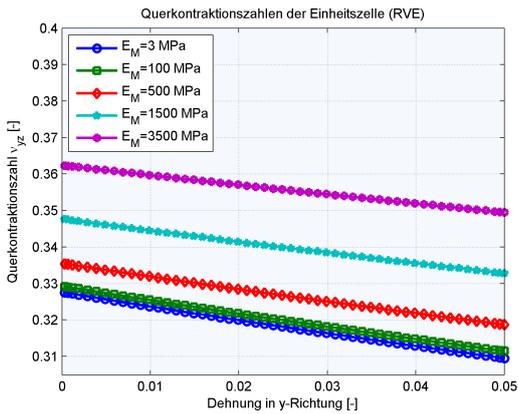


Abbildung 4.33: ν_{yz}/ν_{zy}

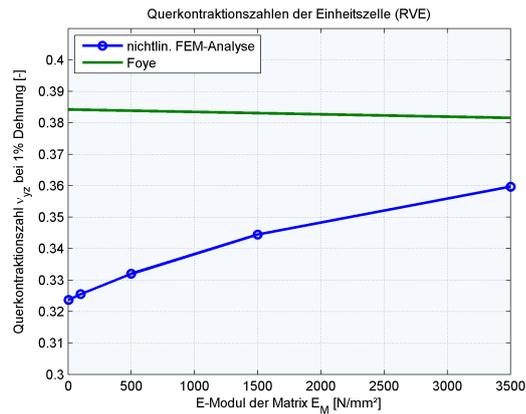


Abbildung 4.34: ν_{yz}/ν_{zy}

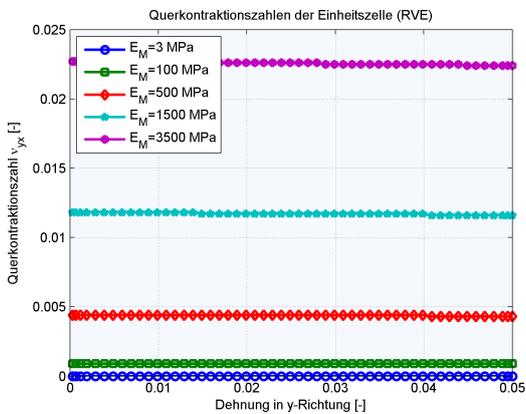


Abbildung 4.35: ν_{yx}/ν_{zx}

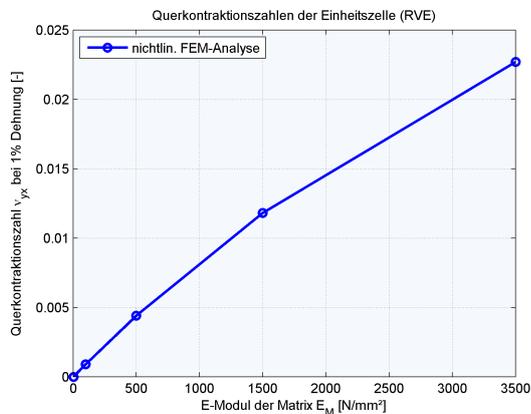


Abbildung 4.36: ν_{yx}/ν_{zx}

Auswertung: Die Analyse zeigt, dass der E-Modul der Matrix E_M kaum Einfluss auf E_x hat, ebenso wenig schlägt sich die Änderung von E_M in ν_{xy} nieder, sehr wohl aber in E_y . Die Schubmoduli G_{xy} und G_{yz} steigen ungefähr linear mit E_M an, der Unterschied zwischen FEM und Förster-Gleichung beträgt für G_{xy} etwa -25% ($\varphi_F = 0,5$). An der Poissonzahl ν_{yx} ist gut zu sehen, dass bei einer sehr weichen Matrix die Querkontraktion in Faserrichtung nahezu vollständig behindert wird, mit $\nu_{yx} = 0$ bei $E_M = 0$. Bei ν_{yz} nimmt die Differenz zwischen FEM-Simulation und der Gleichung nach Foye von 19% bei $E_M = 3MPa$ auf 6% bei $E_M = 3500MPa$ ab.

Da vornehmlich der Bereich sehr kleiner Matrix-E-Moduli von Interesse ist, sei dieser noch einmal dargestellt, ebenso wie die Abweichung der mikromechanischen Gleichung nach Puck für E_y gegenüber der Finite-Elemente-Lösung für verschiedene Matrix-E-Moduli:

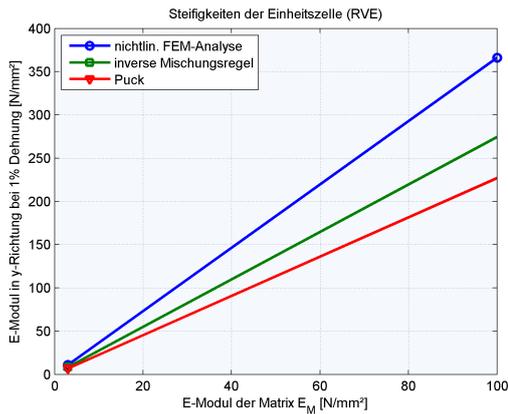


Abbildung 4.37: E_y für $0\text{MPa} \leq E_M \leq 100\text{MPa}$

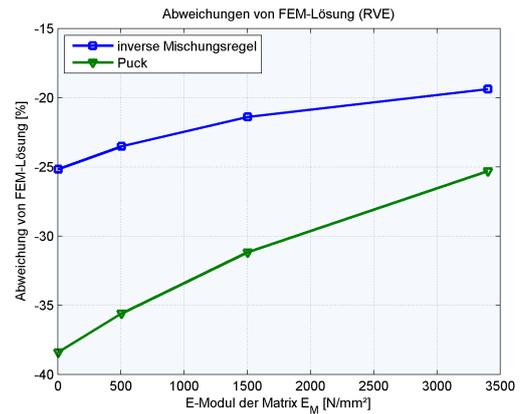


Abbildung 4.38: Abweichung von der FEM-Lösung

Hieraus ist ersichtlich, dass der E-Modul quer zur Faser E_y , wie auch die Schubmoduli, für $E_M \rightarrow 0$ zu Null wird. Somit hat für diesen Fall die Steifigkeit der Faser keinen Einfluss mehr, da die Matrix kaum Widerstand gegen die aufgetragenen Verformungen leistet. Die mikromechanische Gleichung nach Puck und die inverse Mischungsregel weichen für kleine E_M stärker von der FEM-Lösung ab als für größere Werte, siehe dazu Abbildung 4.38.

Variation der Querkontraktionszahl der Matrix ν_M : Die Materialeigenschaften sind, abgesehen von der Querkontraktionszahl der Matrix ν_M , identisch mit denen aus 4.1. Die nachfolgenden Schaubilder stellen die jeweiligen σ - ε - bzw. ν - ε -Diagramme für die einzelnen variierten Matrix-Poissonzahlen den Verläufen der resultierenden Materialparameter über der Poissonzahl der Matrix ν_M gegenüber.

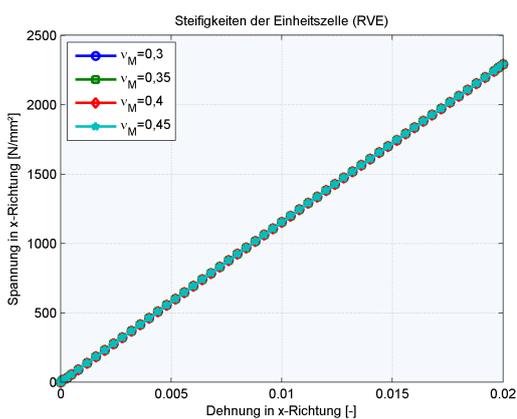


Abbildung 4.39: σ_x

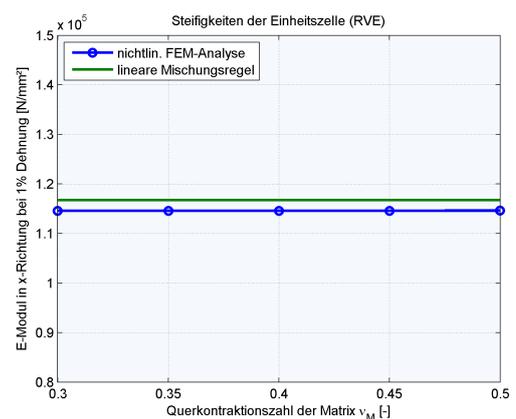


Abbildung 4.40: E_x

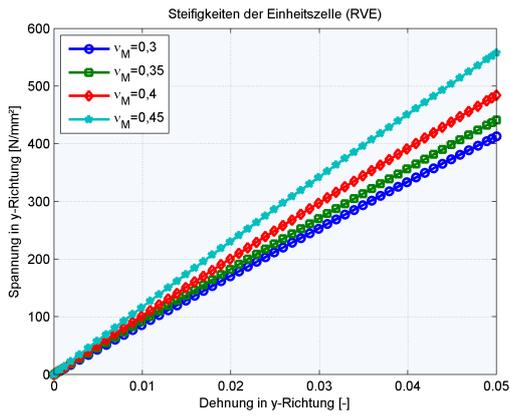


Abbildung 4.41: σ_y

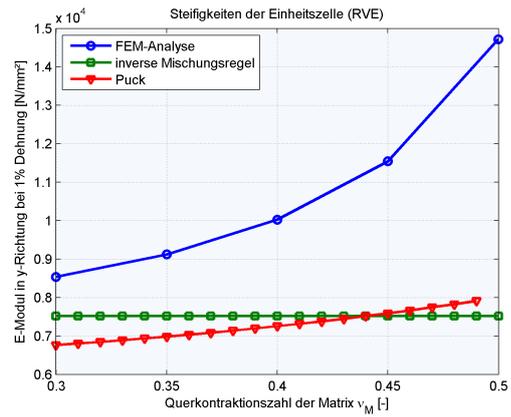


Abbildung 4.42: E_y

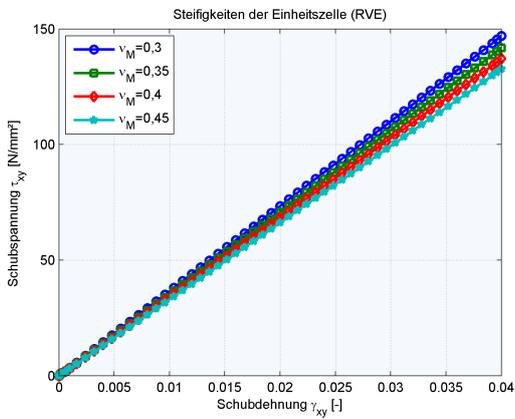


Abbildung 4.43: τ_{xy}

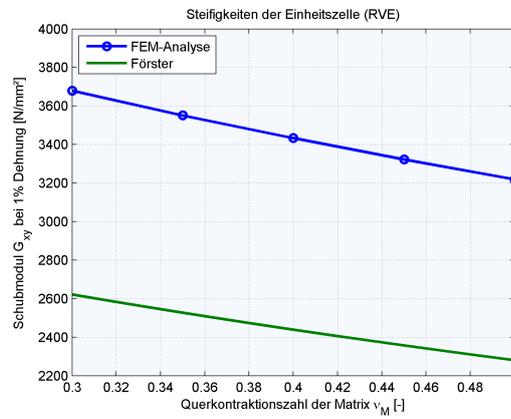


Abbildung 4.44: G_{xy}

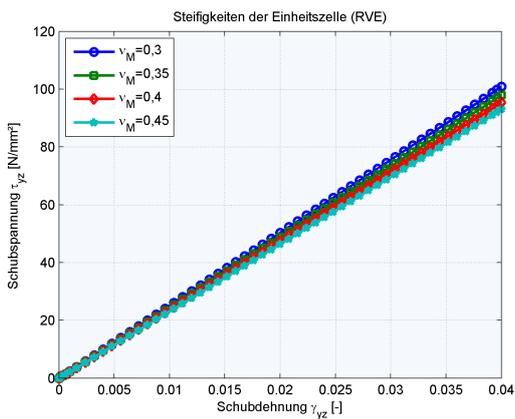


Abbildung 4.45: τ_{yz}

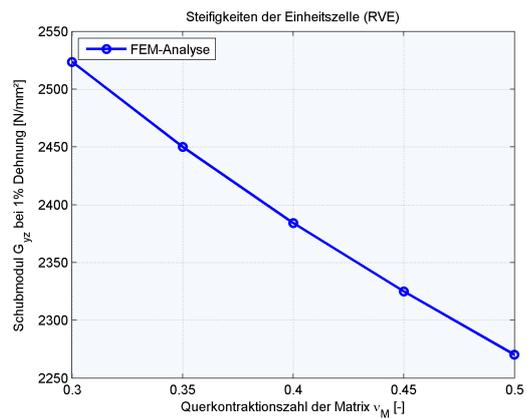


Abbildung 4.46: G_{yz}

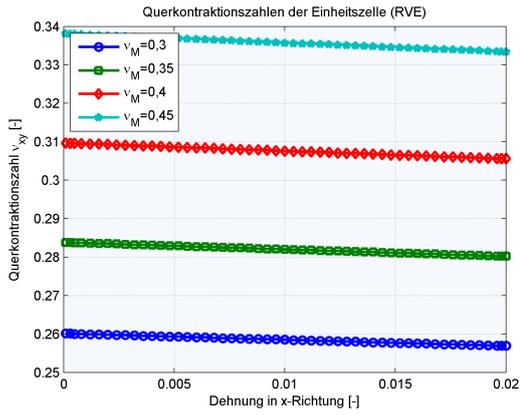


Abbildung 4.47: ν_{xy}/ν_{xz}

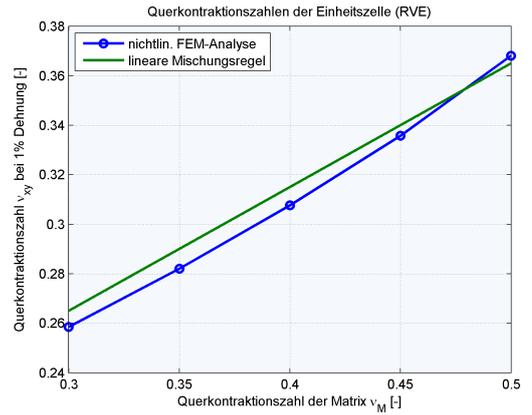


Abbildung 4.48: ν_{xy}/ν_{xz}

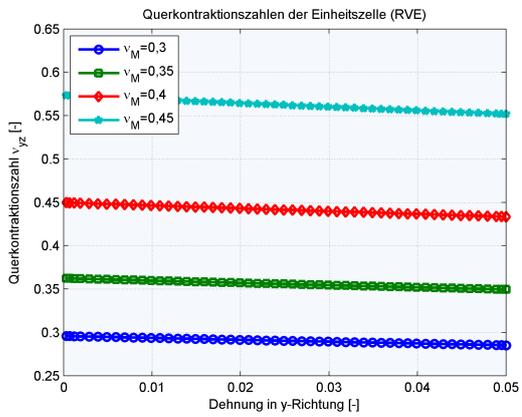


Abbildung 4.49: ν_{yz}/ν_{zy}

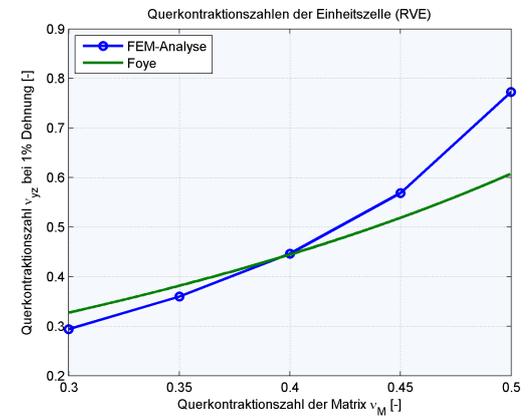


Abbildung 4.50: ν_{yz}/ν_{zy}

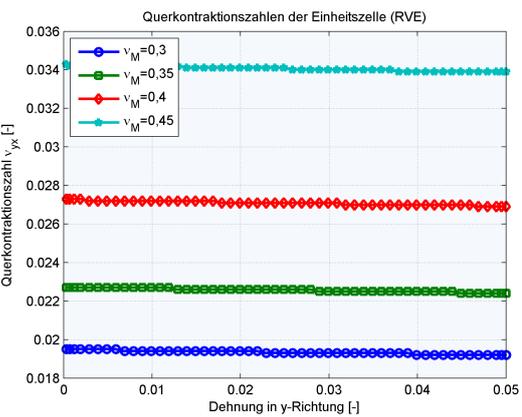


Abbildung 4.51: ν_{yx}/ν_{zx}

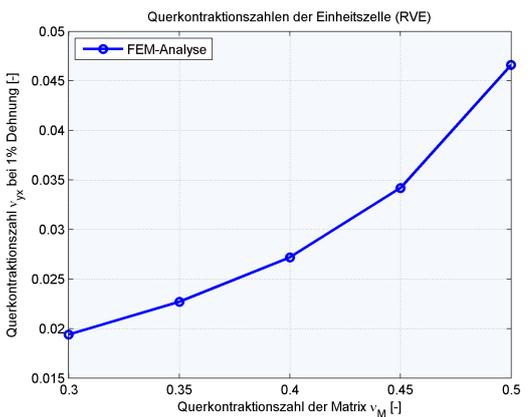


Abbildung 4.52: ν_{yx}/ν_{zx}

Auswertung: Zur Auswertung muss angemerkt werden, dass bei dieser Parametervariation für $\nu_M > 0,45$ keine nichtlineare Lösung möglich war. Folglich stammt der letzte berechnete Wert bei $\nu_M = 0,499995$ aus einer Linearanalyse. Der Vergleich zeigt dabei allgemein den erwarteten Anstieg der Querkontraktionszahlen für steigende Poissonzahlen der Matrix ν_M . Der Anstieg fällt vor allem für ν_{yz} sehr stark aus: Zwischen $\nu_M = 0,45$ und $\nu_M = 0,499995$ nimmt ν_{yz} von 0,57 auf 0,78 zu. Für ν_{xy} liefert, wie bereits bekannt, die lineare Mischungsregel eine sehr gute Abschätzung. Zudem steigt auch der Querelastizitätsmodul E_y der FEM-Simulation. Hier ist gut zu erkennen, dass die inverse Mischungsregel konstant verläuft, da sie den Einfluss der Querkontraktionszahl der Matrix unberücksichtigt lässt. Dabei wird die Differenz für $\nu_M \rightarrow 0,5$ zwischen FEM und Mikromechanik immer größer: Die FEM-Lösung liegt für den inkompressiblen Grenzfall um ca. 85% über der Puck-Lösung, wobei der Anstieg gegenüber dem Wert bei $\nu_M = 0,45$ 28% beträgt. Somit muss der Einfluss des inkompressiblen Verhaltens der Matrix auf die homogenisierten Steifigkeiten berücksichtigt werden. Die Matrix lässt dabei für den inkompressiblen Grenzfall nur Verformungen zu, die keine Volumenänderung zur Folge haben. Diese Verformungen werden jedoch durch die steife Faser und die periodischen Randbedingungen, die die Querkontraktion vor allem in Faserrichtung behindern, blockiert. Dies äußert sich in dem beobachteten Steifigkeitsanstieg in E_y . Die Schubmoduli G_{xy} und G_{yz} fallen mit zunehmenden Werten für ν_M . Für G_{xy} sind die Verläufe für FEM und Förster analog, abgesehen vom absoluten Unterschied, der bereits in den zuvor durchgeführten Simulationen zu Tage trat. Die steigenden Querkontraktionszahlen erleichtert somit die Schubverformung der Einheitszelle. Hier musste allgemein besonders darauf geachtet werden, dass für die inkompressible Matrix U-P-Elemente verwendet werden, denn sonst käme es aufgrund von Volumenlocking zu einem Anstieg der Steifigkeiten in E_y und G_{yz} , also genau dort, wo aufgrund des entsprechenden Lastfalles die Faser der Verformung der Matrix im Wege steht.

4.3 Modellvalidierung durch experimentelle Tests

In diesem Abschnitt werden die Ergebnisse aus dem FE Modell der unidirektionalen Einheitszelle mit denjenigen aus mikromechanischen Gleichungen und experimentell ermittelten verglichen. Der Vergleich der Steifigkeiten fällt sowohl für die *T700/TVG 272* Polyurethanproben und die *T700/RT601* Silikon Proben gleich aus, da sich die Matrixsteifigkeiten nur sehr geringfügig unterscheiden. Der Übersichtlichkeit wegen, werden hier nur die Ergebnisse der *T700/RT601* Silikon gezeigt. Der Vergleich soll Aufschluss darüber geben, mit welcher Methode die Steifigkeitskennwerte unidirektional verstärkter Elastomere am besten bestimmt werden können.

Desweiteren wurden die ermittelten Dehnungen und Spannungen und dessen Verteilung innerhalb der repräsentativen Einheitszelle ausgewertet, sodass Aussagen über die Festigkeiten gemacht werden können. Diese wurden mit den experimentellen Ergebnissen verglichen. Dabei stellte sich eine gute Vergleichbarkeit der Ergebnisse ein.

4.3.1 Vergleich der Steifigkeiten mit dem uniaxialen Zugversuch

Die Steifigkeiten der unidirektional verstärkten Elastomere wurden im uniaxialen Zugversuch ermittelt. Hierzu wurden Proben aus unidirektionalen Gelegelagen im Nasslaminierprozeß mit Silikon, bzw. im RTM Prozeß mit einem Polyurethan hergestellt. Eine detaillierte Beschreibung des Fertigungsprozesses kann im Kapitel 3 nachgelesen werden. Die Proben wurden in einer Zug- Druckprüfmaschine axial belastet. Die Dehnungen wurden mit dem berührungslosen Messsystem ARAMIS der Firma GOM aufgezeichnet. Nur mit diesem berührungslosen Bildkorrelationssystem konnten die Proben vollflächig vermessen werden. Der genaue Versuchsaufbau kann in Kapitel 5.5 nachgelesen werden.

Es wurden Proben mit 0° , 90° und $\pm 45^\circ$ Faserorientierung untersucht, um Grundelelastizitätsgrößen des ebenen Spannungszustands zu ermitteln. Die Probenbreite betrug 25mm und die freie Probenlänge 100mm .

Abschließend erfolgt an dieser Stelle ein Abgleich mit Zugversuchsergebnissen. Dabei wurden die FEM-Analysen statisch ausgeführt und für verschiedene Faservolumenanteile ausgewertet. Die verwendeten Materialdaten entsprechen denen aus Tabelle 4.4 für T700S und ELASTOSIL RT 601.

	T700S	Einheit
E_{\parallel}	230000	[MPa]
E_{\perp}	12000	[MPa]
$G_{\parallel\perp}$	30000	[MPa]
$G_{\perp\perp}$	4878	[MPa]
$\nu_{\parallel\perp}/\nu_{\perp\perp}$	0,23	[-]
$R_{M,F}$	4900	[MPa]
$\varepsilon_{M,F}$	2,1	[%]

Tabelle 4.3: Kennwerte der C-Faser

	ELASTOSIL RT 601	Einheit
Härte	45	[ShoreA]
E	1,4	[MPa]
ν	0,4	[-]
R_M	5	[MPa]
ε_M	100	[%]

Tabelle 4.4: Kennwerte der Silikon-Matrix

mit

$R_{M,F}$: Zugfestigkeit der Faser,

$\varepsilon_{M,F}$: Bruchdehnung der Faser,

R_M : Zugfestigkeit der Matrix,

ε_M : Bruchdehnung der Matrix.

Schaubilder: Nachfolgende Diagramme zeigen die Steifigkeitsverläufe und Verläufe der Querkontraktionszahlen über dem Faservolumenanteil.

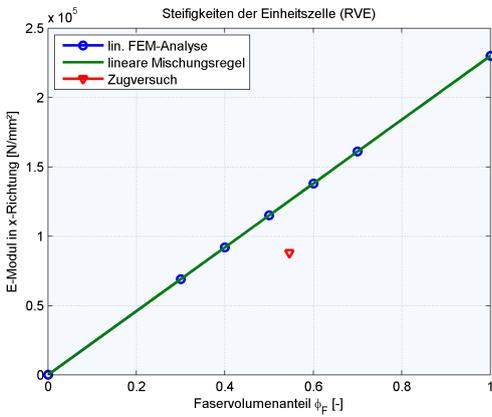


Abbildung 4.53: E_x

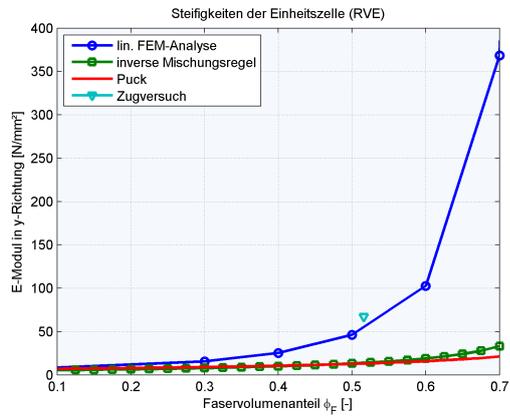


Abbildung 4.54: E_y

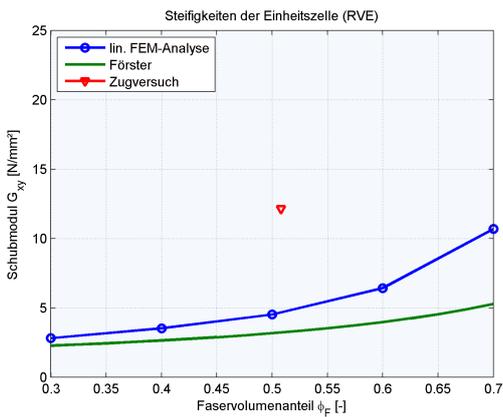


Abbildung 4.55: G_{xy}

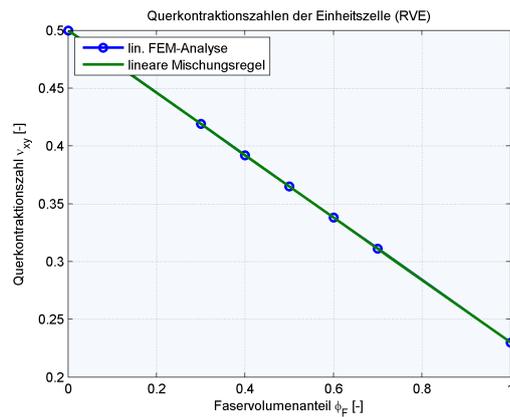


Abbildung 4.56: ν_{xy}

Auswertung: Für den E-Modul in x -Richtung E_x stimmen die Verläufe von FEM und linearer Mischungsregel überein. Das Testergebnis weicht davon um 30% nach unten ab, was an dem realen Faserverlauf in den Proben liegt. In Abbildung 4.57 ist der Einfluss des Faserablegefehler in der UD-Schicht für ein Laminat mit einer weichen Polyurethan- und einer steifen Epoxymatrix dargestellt.

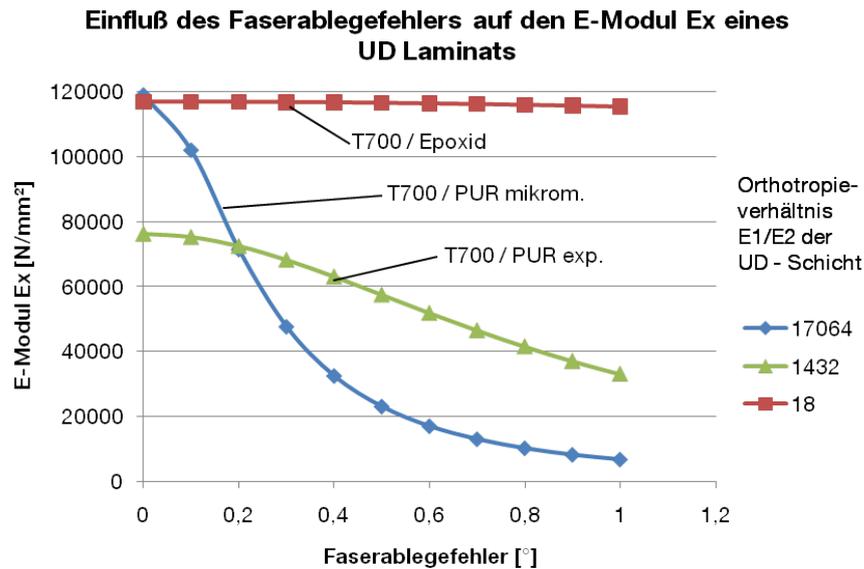


Abbildung 4.57: Einfluss des Ablegewinkels auf E_x

Das Diagramm zeigt, dass die Sensitivität des E-Modul E_x gegenüber dem Faserwinkel bei Verwendung einer weichen Elastomermatrix extrem hoch ist. Als Vergleich ist hier noch ein UD Laminat mit einer Epoxidmatrix (*Hexcel 924*) angegeben, welches bei kleinen Ablegefehlern von unter 1° noch keine signifikanten Abweichungen zeigt. Das Diagramm zeigt darüber hinaus die Sensitivität des E-Moduls gegenüber der Faserablegefehler eines *T700/PUR* UD-Laminats an Hand von experimentell und theoretisch über die Mikromechanik ermittelten Ergebnisse. Der Schnittpunkt der beiden Kurven gibt den theoretischen Faserablegefehler $\approx 0,2^\circ$ der Zugproben an. Aufgrund des extremen Orthotropieverhältnisses der faserverstärkten Elastomere wirkt sich dieser geringe, fast unvermeidliche Winkelfehler (typische Faserablegefehler liegen sogar bei $\pm 3^\circ$ von der mittleren Faserorientierung, siehe [38]) dramatisch aus. Weitere FEM Untersuchungen haben ergeben, dass ein symmetrisches Laminat mit einem abwechselnden Faserablegewinkel der Lagen (ausgeglichenen Winkelverbund) einen deutlich geringeren Steifigkeitsabfall besitzt. Der Grund hierfür ist die gegenseitige Stützung der Lagen gegen die Schubverformung, die hingegen bei einer desorientierten Einzellage zu einem starken Steifigkeitsabfall führt. Daher ist davon auszugehen, daß der tatsächliche Faserablegefehler weit größer als die zuvor angenommenen $0,2^\circ$ ist. Desweiteren wurde in den bisherigen Überlegungen die Faserondulation der Einzelfilamente nicht berücksichtigt.

Der Vergleich der Ergebnisse aus FE Modell der Einheitszelle und dem Test für den E-Modul in y -Richtung zeigt eine deutlich bessere Übereinstimmung, als die mikromechanischen Gleichungen. Hauptgrund hierfür ist die Berücksichtigung der größeren Querkontraktionszahl der Elastomere. Diese wird in den mikromechanischen Formulierungen nicht berücksichtigt und zeigt somit bei höheren Faservolumenanteilen deutliche Abweichungen.

Der Schubmodul G_{xy} aus der FEM-Simulation zeigt mit steigend Faservolumenanteil ei-

ne größere Abweichung von der Lösung aus den mikromechanischen Gleichungen. Dies ist durch die fehlende Berücksichtigung der Querkontraktion der Matrix in den mikromechanischen Gleichungen zu erklären. Bei steigendem Faservolumenanteil wird zunehmend die Matrixquerdehnung durch die Fasern behindert, welches durch die hohe Querdehnzahl bzw. Inkompressibilität der Elastomere zu hohen Spannungen führt. Dies wiederum führt zu einem Anstieg des effektiven Schub- wie auch Quermoduls. In 4.55 ist ein Vergleich der Ergebnisse aus FE Modell der Einheitszelle und mikromechanischen Gleichungen nach Förster angegeben. Im Vergleich mit dem experimentellen Testergebnissen zeigen die Ergebnisse deutlich niedrigere Schubmodule. Die Abweichung der experimentellen Ergebnisse von den theoretisch ermittelten Ergebnissen fällt ebenfalls zur Last der starken Faserablesensitivität. Die experimentellen Daten für den Schubmodul wurden nach *DIN 65466* an $\pm 45^\circ$ Zugproben ermittelt. Fertigungsbedingt haben auch diese einen kleinen Faserablegefehler. Dieser bewirkt eine Behinderung der Schubverformung in den einzelnen UD-Schichten der $\pm 45^\circ$ Zugproben, welche sich in einem erhöhten effektiven Schubmodul äußert.

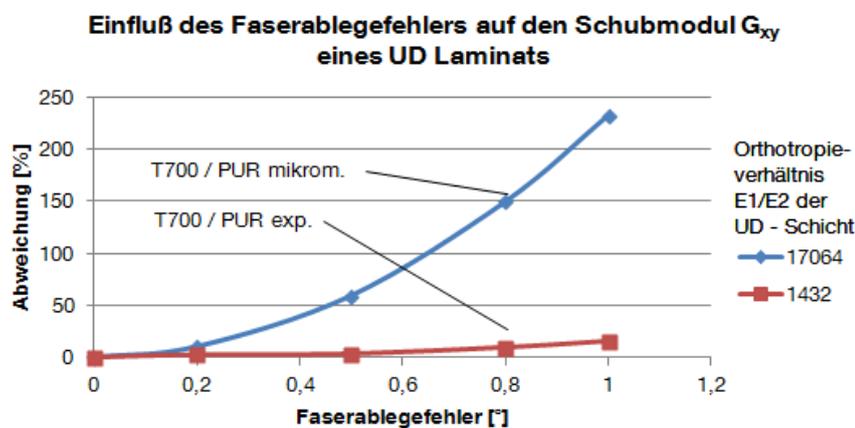


Abbildung 4.58: Einfluss des Ablegewinkels auf G_{xy}

In Abbildung 4.58 wird deutlich, dass sich dieser Effekt nur bei sehr hohen Orthotropieverhältnissen der UD-Schicht und schon bei sehr kleinen Winkelabweichungen auftritt. Die hier aufgetragene Abweichung wurde mit einem FE Modell an $\pm 45^\circ$ Zugproben entsprechend der *DIN 65466* ermittelt und auf den Schubmodul einer $\pm 45^\circ$ Zugprobe mit perfekt ausgerichteten Fasern bezogen. Der Faserablegefehler der einzelnen Schichten wurde symmetrisch im Laminat aufgebracht, d.h. ein Ablegefehler von 1° wurde in diesem Fall durch ein symmetrisches Laminat mit folgender Schichtung $[44 / -46 / -46 / 44]$ modelliert.

4.3.2 Vergleich der Festigkeiten mit dem uniaxialen Zugversuch

Bei der Festigkeit der unidirektionalen Schicht muss zwischen zwei unterschiedlichen Versagensarten unterschieden werden: Faserbruch und Zwischenfaserbruch. Der Faserbruch tritt

nur bei einer reinen Belastung in Faserrichtung auf und ist deshalb deutlich seltener als der Zwischenfaserbruch. Dies liegt vorrangig an der Tatsache, dass die Faserlängsfestigkeiten wesentlich höher liegen als die der Matrix. Durch die Verwendung einer elastomeren Matrix verschiebt sich das Verhältnis noch mehr zu Ungunsten der Zwischenfaserbrüche. Daher treten in kohlenstofffaserverstärkten Elastomeren fast nur Zwischenfaserbrüche auf. Dies konnte in den experimentellen Zugversuch bestätigt werden. Selbst die Proben, die in Faserrichtung belastet wurden versagten durch Schubbruch der Matrix oder durch einen Bruch der Verklebung zwischen Aufdoppler und Probe bevor ein Faserbruch entstehen konnte. Die Schubbelastung wird durch Faserondulationen und Faserablegefehlern in der Probe induziert und führt so zu einem Schubversagen der Probe. Daher konnten in dieser Richtung keine Festigkeiten ermittelt werden. Mit einer guten Näherung kann aber die Festigkeit über die lineare Mischungsregel berechnet werden, da die Faserfestigkeit bekannt ist und die Matrixfestigkeit verschwindend gering ist. In Abbildung 4.59 ist ein typisches Versagen einer unidirektionalen T700/SilikonRT601 bei Belastung in Faserrichtung dargestellt. Die schwarz-weiße Lackierung diente der berührungslosen Dehnungsmessung mit ARAMIS. Auffällig ist hier der mittige Schubbruch entlang der Fasern und das Versagen der Verklebung zwischen Aufdoppler und Probe.



Abbildung 4.59: Typisches Versagen einer UD 0° T700/SilikonRT601 in Faserrichtung

Die Querkzugfestigkeit einer UD-Schicht ist ebenfalls durch Zwischenfaserbrüche geprägt. Die Dominanz der Matrixfestigkeit bei dieser Festigkeitsart ist durch die Richtung der Kraftpfade definiert. Diese verlaufen über die Matrixbrücken und die Verklebung zwischen Faser und Matrix. Dieses Festigkeitsproblem ist zweigeteilt, da es zur Kohäsiv-Festigkeit der Matrix oder zur Überschreitung der Adhäsiv-Festigkeit zwischen Faser und Matrix kommen kann. Bei der Kohäsivfestigkeit kommt ein weiteres Problem durch die inhomogene Mikrostruktur der UD-Schicht hinzu. Die Kraftumlagerung zwischen den Fasern erzeugt eine Spannungskonzentration und somit eine Dehnungsüberhöhung. Diese kann durch einen Dehnungsüberhöhungsfaktor aus dem *Puckschen* Scheibchen Modell berechnet werden [12].

$$f_{\varepsilon} = \frac{1}{1 - \frac{2}{\sqrt{\pi}} \cdot \sqrt{\varphi} \cdot \left(1 - \frac{E_M}{E_{F\perp}}\right)} \quad (4.47)$$

Die Verteilung der Dehnungsvergrößerung über dem Grundelement einer quadratischen Packung ist in Abbildung 4.60 dargestellt.

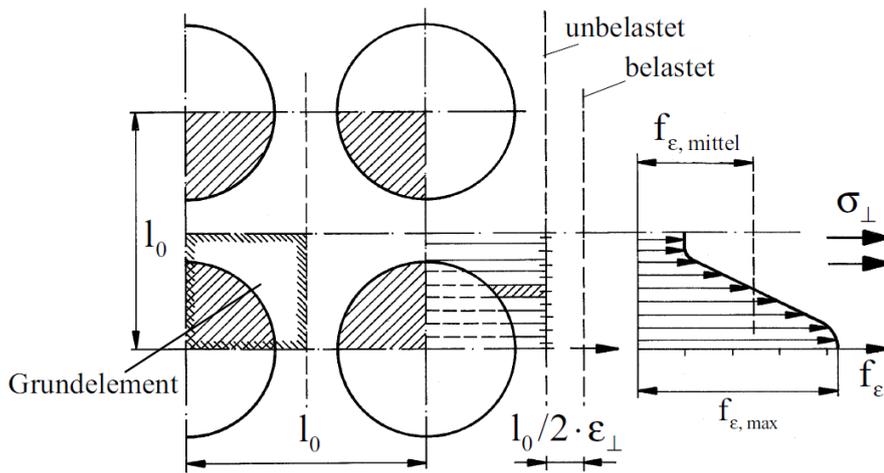


Abbildung 4.60: Verteilung der Dehnungsvergrößerung über dem Grundelement in einer quadratischen Packung [12]

Die Abbildung 4.61 zeigt, dass durch die Verwendung einer weichen elastomeren Matrix die Dehnungsüberhöhung wesentlich höher ist, als bei der Verwendung einer duromeren steifen Matrix. Der Dehnungsüberhöhungsfaktor ist trotz des hohen Orthotropieverhältnisses der Kohlenstofffaser $E_1/E_2 = 230000/12000$, welcher sich mindernd auswirkt, bei der Verwendung einer weichen Matrix wesentlich höher. So ergibt sich bei einem Faservolumenanteil von 60% eine Dehnungsüberhöhung von circa. 8.

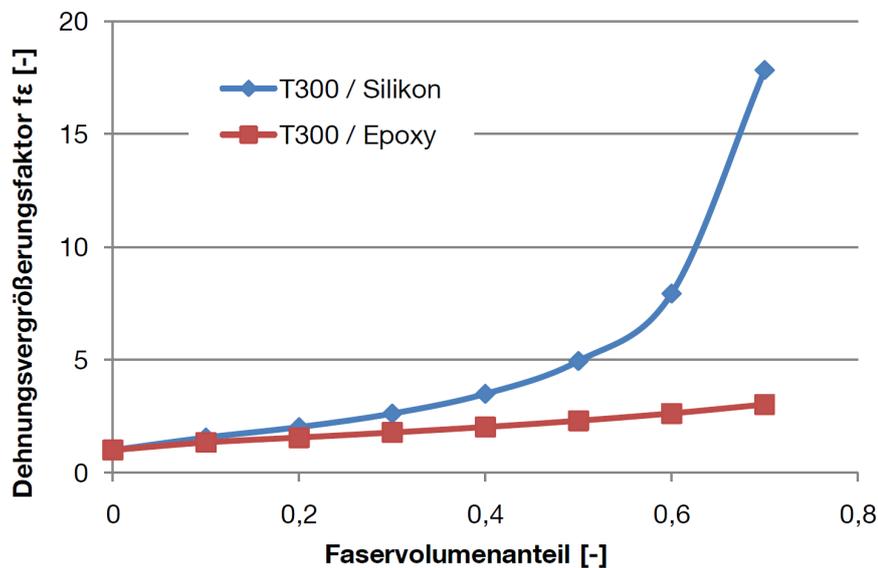


Abbildung 4.61: Dehnungsvergrößerungsfaktor in Abhängigkeit von der Matrixsteifigkeit

Im FE Modell der Einheitszelle können die inhomogenen Dehnungs- und Spannungszustände genau analysiert und Spannungs- und Dehnungsüberhöhungen ermittelt werden. Die ermittelten lokalen Spannungen und Dehnungen in Faser und Matrix können mit den Bruchdehnungen bzw. den Kohäsiv- und Adhäsivfestigkeiten der Einzelkomponenten verglichen werden und somit Aussagen über die Festigkeit des Verbundes gemacht werden. Es wurde hierzu die Werkstoffkombination aus einer T700S-Faser und der Silikon-Matrix ELASTOSIL RT 601 betrachtet, wobei der E-Modul und Querkontraktion aus den experimentellen Ergebnissen in Kapitel 5.5 verwendet wurde. Zusätzlich sind in den Tabellen die Festigkeiten und Bruchdehnungen angegeben, siehe 4.4.

Es werden im Laufe der Untersuchung die vier Lastfälle herangezogen, die zur Bestimmung der resultierenden Steifigkeiten verwendet wurden, also Zug in und quer zur Faserrichtung, sowie die beiden charakteristischen Schublastfälle. Es werden dazu nur diejenigen Spannungen und Dehnungen in den Plots aufgeführt, die in nennenswerter Größe auftreten und nicht durch das numerische Rauschen hervorgerufen worden sind. Die aufgebrachten Dehnungen werden für die folgenden Beispielfälle so gewählt, dass die oben angeführten Werte für die Bruchdehnung nicht überschritten werden. Es soll analysiert werden, ob durch die gewählte Verformung lokal die Festigkeitswerte überschritten werden und somit der Werkstoff versagt. Betrachtet wird für diesen Beispielfall eine Konfiguration mit einem Faservolumenanteil von 50%.

Zug in axialer Richtung:

Zur Darstellung des axialen Lastfalls wurde die Einheitszelle mit einer Dehnung von 1% belastet. Für die Dehnungen in Faserlängsrichtung (ε_x) ergibt sich eine homogene Verteilung, währenddessen die Dehnungen in Faserquerrichtung (ε_y und ε_z) durch die Querkontraktion bestimmt werden, siehe Abbildung 4.62. Schubdehnungen (ε_{yz}) stellen sich nur zwischen Faser und Matrix ein, siehe Abbildung 4.63.

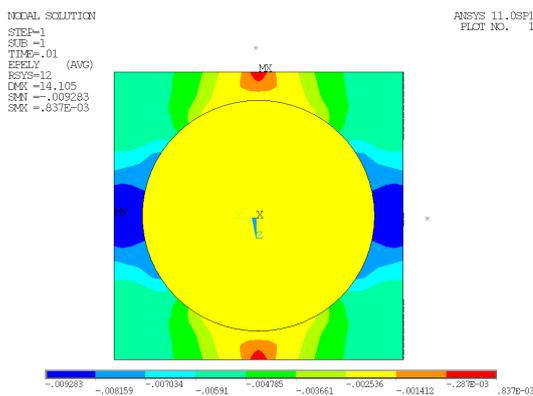


Abbildung 4.62: ε_y

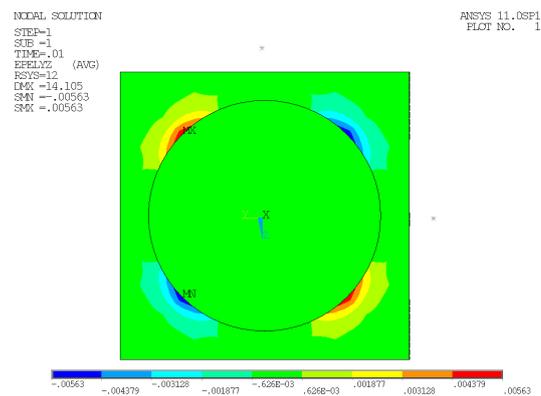


Abbildung 4.63: ε_{yz}

Auswertung: Die ermittelten Contour-Plots zeigen auf plausible Art und Weise das Verhalten des Werkstoffs für den Fall axialen Zugs: In diesem Fall ist die Konzentration der Spannung σ_x in der steifen Faser gegenüber der Matrix offensichtlich, bei konstanter Dehnung. Alle anderen auftretenden Spannungen sind hingegen sehr gering. Auffällig ist zudem die Analogie der Spannungen und Dehnungen in y - und z -Richtung. Die symmetrische Verteilung der Spannungen und Dehnungen (Abbildung 4.62) sind Zeichen dafür, dass die Randbedingungen richtig gewählt wurden. Es treten zudem, wenn auch sehr geringe, Schubdehnungen bzw. -spannungen an und um die Grenzfläche zwischen Faser und Matrix auf (siehe 4.63), die aus den stark unterschiedlichen Steifigkeiten von Faser und Matrix resultieren. Die Veragskriterien werden bei dieser Belastung noch nicht erfüllt.

Zug in transversaler Richtung:

Zur Darstellung des transversalen Lastfalls wurde die Einheitszelle mit einer Dehnung von 2% belastet.

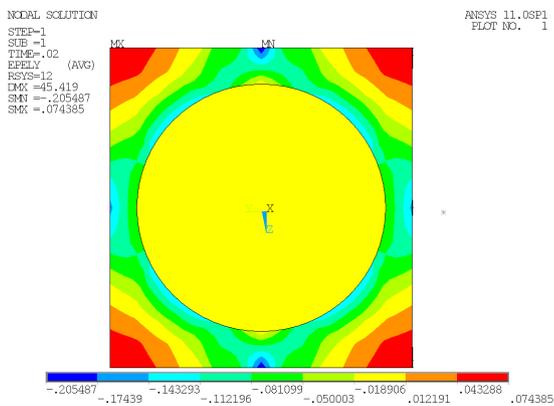


Abbildung 4.64: ϵ_y

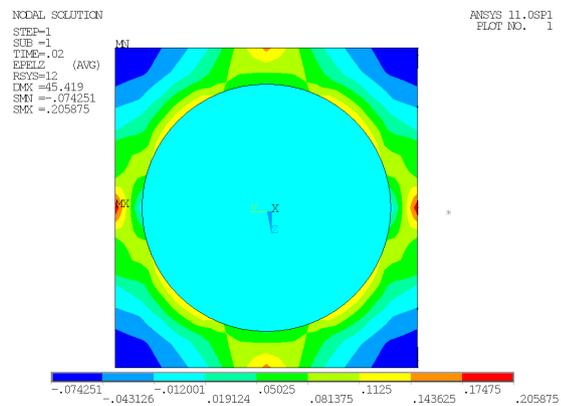


Abbildung 4.65: ϵ_z

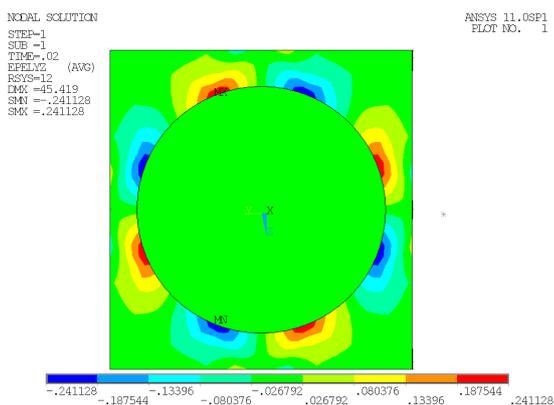


Abbildung 4.66: ϵ_{yz}

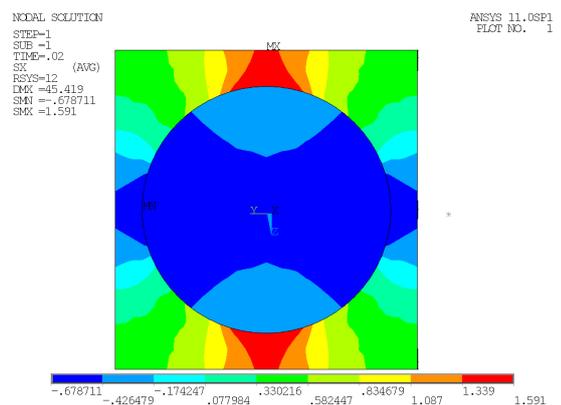


Abbildung 4.67: σ_x

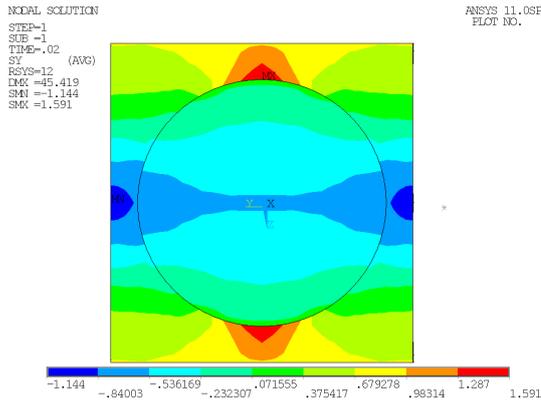


Abbildung 4.68: σ_y

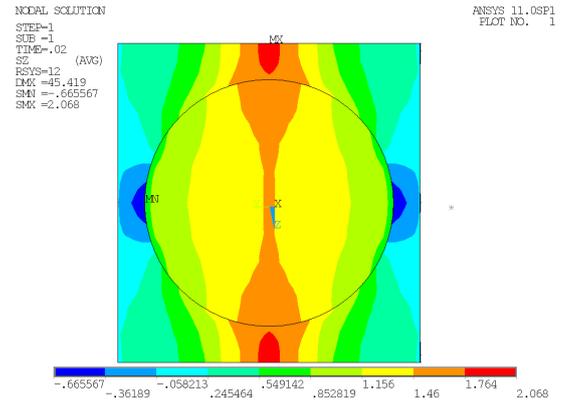


Abbildung 4.69: σ_z

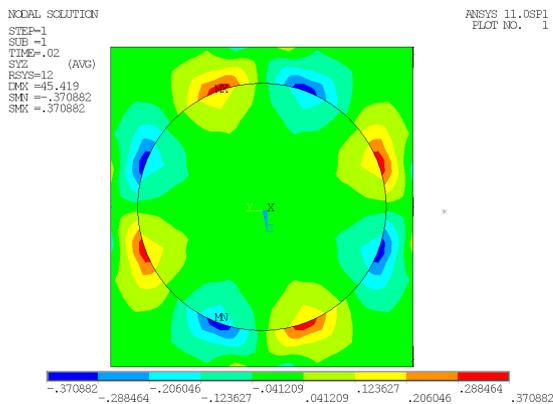


Abbildung 4.70: τ_{yz}

Auswertung: Die Last wurde in z -Richtung aufgebracht. Dadurch treten zwischen den Fasern in den Matrixbrücken Spannungsspitzen auf, siehe Abbildung 4.69. Diese korrelieren sehr gut mit der in Abbildung 4.60 gezeigten Verteilung. Der quantitative Vergleich der Dehnungsüberhöhung gegenüber der aufgetragenen Dehnung im FE Modell der Einheitszelle von 10, siehe 4.65 deckt sich recht gut mit der Dehnungsüberhöhung von 8, die über die Formel der Dehnungsvergrößerung von Puck bestimmt wurde. Die periodischen Randbedingungen sorgen dafür, dass der Querschnitt der Einheitszelle stets rechteckig bleibt. Dies führt dazu, dass an den Ecken der Zelle und an den Stellen, an denen die Kontur der Faser tangential zur Außenkante der RVE verläuft, hohe Zwangsdehnungen auftreten. Diese Dehnungen liegen mit bis zu 24% (siehe 4.66) deutlich über den 2% der aufgetragenen Dehnung. Dies bedeutet, dass der senkrecht zur Faser belastete Werkstoff sehr viel eher versagt, als aufgrund der Bruchdehnung von 100% der Matrix anzunehmen gewesen wäre. Das Versagen tritt dabei im Bereich der Verbindungsschicht zwischen Faser und Matrix ein. Die per. Randbedingungen verursachen dabei ebenfalls Normalspannungen in x -Richtung, da in diese Richtung gleiche

Dehnungen für Faser und Matrix erzwungen werden. Zusätzlich treten wieder Schubspannungen τ_{yz} am Übergang zwischen Faser und Matrix auf.

Schub entlang der Faser:

Zur Darstellung des transversalen Schublastfalls wurde die Einheitszelle mit einer technischen Schubdehnung von 4% belastet.

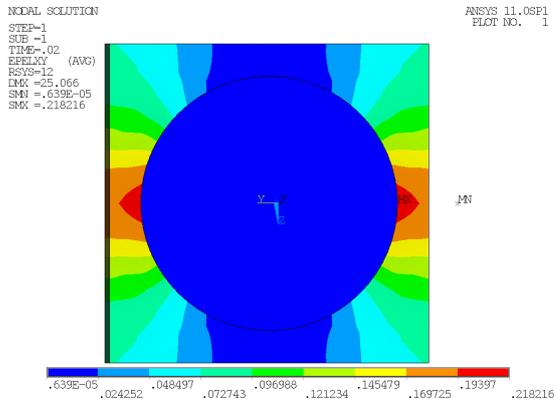


Abbildung 4.71: ε_{xy}

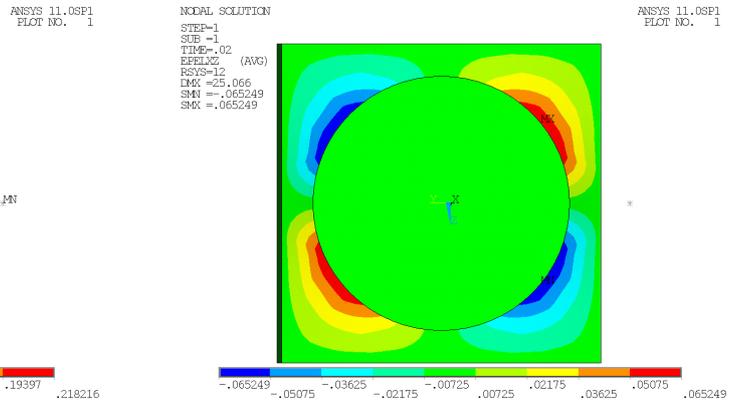


Abbildung 4.72: ε_{xz}

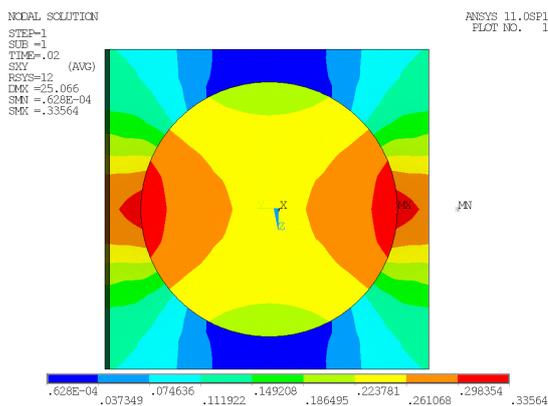


Abbildung 4.73: τ_{xy}

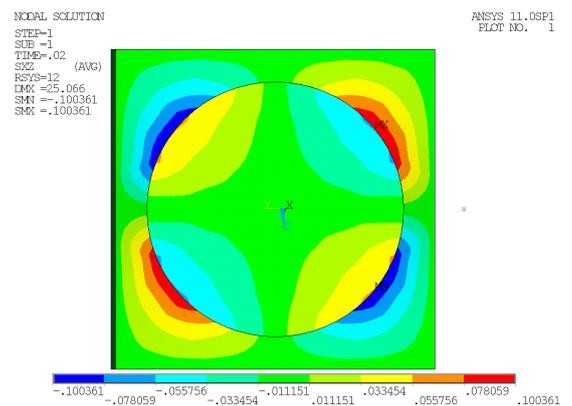


Abbildung 4.74: τ_{xz}

Auswertung: Für diesen Lastfall ist an dem dunklen Streifen links erkennbar, dass sich die Endquerschnitte der Einheitszelle gemäß der aufgetragenen Schubverformung gegeneinander verschieben. Dabei treten am linken und rechten Ende der Einheitszelle Stellen starker Verformung auf. Bei 4% Dehnung an der Einheitszelle entstehen hier maximale Schubdehnungen von 21,8% (siehe dazu 4.71) auf. Die homogenisierte Schubspannung beträgt $\tau_{xy,hom} = 0,181\text{MPa}$ (vgl. dazu die max. Schubspannung in 4.73). Damit sind wiederum die entsprechenden Spannungen und Dehnungen innerhalb der RVE deutlich größer im Vergleich zur aufgetragenen Last. Spannungen und Dehnungen verlaufen in den Schaubildern

nahezu analog, unter Berücksichtigung der inhomogenen Verteilung von Dehnungen und Spannungen in Faser und Matrix.

Schub quer zur Faser:

Zur Darstellung des transversalen Schublastfalls wurde die Einheitszelle mit einer technischen Schubdehnung von 4% belastet.

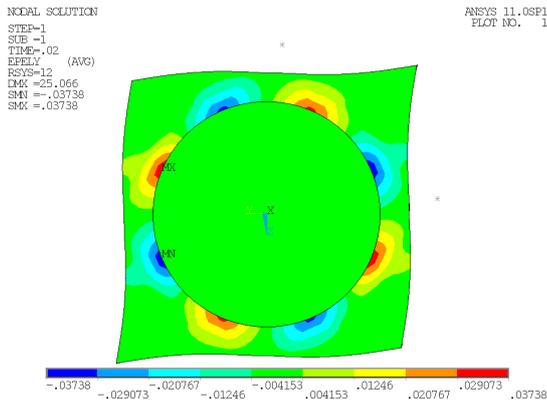


Abbildung 4.75: ϵ_y

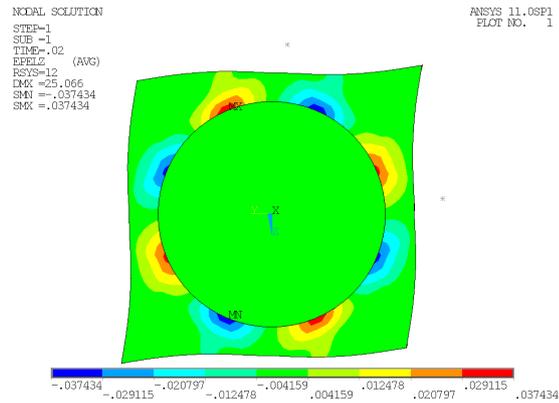


Abbildung 4.76: ϵ_z

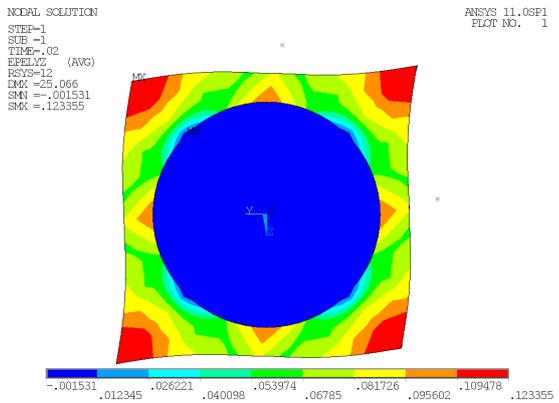


Abbildung 4.77: ϵ_{yz}

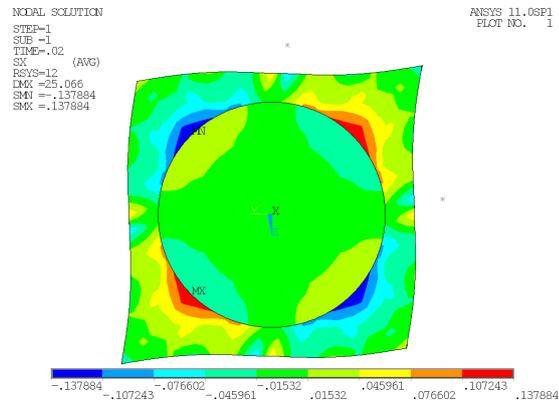


Abbildung 4.78: σ_x

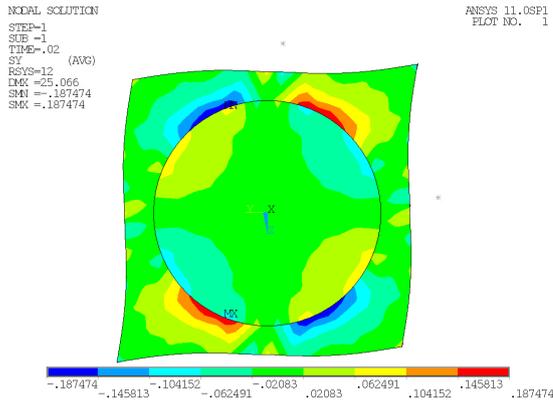


Abbildung 4.79: σ_y

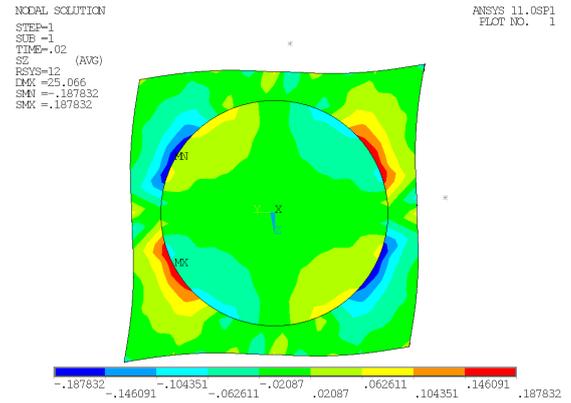


Abbildung 4.80: σ_z

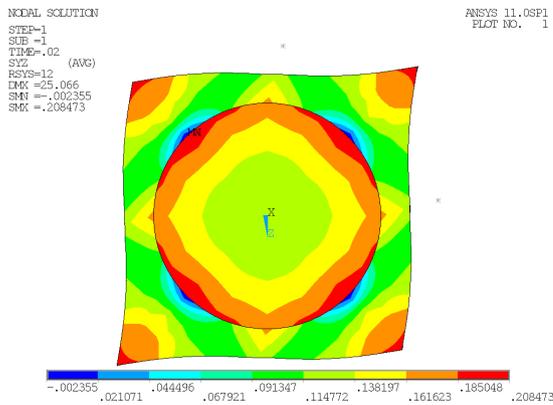


Abbildung 4.81: τ_{yz}

Auswertung: Auffällig ist, dass sich aufgrund der Verwendung einer steifen Faser und einer deutlich weniger steifen Matrix nicht mehr die typische Parallelogrammform eines homogenen Werkstoffes ausbildet. Vielmehr „fließt“ die Matrix unter Schublast um die Faser. Dabei sind die Dehnungen ε_y (4.75) und ε_z (4.76) symmetrisch zueinander, was auch für σ_y (4.79) und σ_z (4.80) ersichtlich ist. Spannungen in x -Richtung (vgl. 4.78) entstehen, weil die entsprechende Verformung diese Richtung durch die Randbedingungen festgehalten werden. Spannungsspitzen treten dabei an den Ecken der Einheitszelle und am Übergang zur Faser auf. Die homogenisierte Schubspannung $\tau_{yz,hom}$ beträgt hier $0,137MPa$, vergleiche dazu die max. Schubspannung $0,208MPa$ in 4.81. Im Vergleich zur 4%-Schubdehnung treten lokale Schubspannungen von 20,8% auf (siehe 4.77).

4.4 Thermoelastisches Verhalten

Das thermoelastische Verhalten von Kohlenstofffaserverbundwerkstoffen ist insofern für viele Anwendungen interessant, da sich durch den negativen Wärmeausdehnungskoeffizienten von Kohlenstofffasern Verbundlamine mit einem Wärmeausdehnungskoeffizienten (CTE) nahe Null erzeugen lassen. Dies ist insbesondere in der Luft- und Raumfahrt von großem Interesse, da hier große Temperaturunterschiede während dem Betrieb auftreten. Bei dem Anwendungsbeispiel der rekonfigurierbaren Satellitenantenne wird ein kohlenstofffaserverstärktes Silikon verwendet, welches in dem weiten Temperaturbereich von $\pm 130^\circ\text{C}$ nahezu keine Wärmedehnungen erzeugt.

Das thermoelastische Verhalten einer unidirektionalen Schicht aus kohlenstofffaserverstärkten Elastomer lässt sich mit dem hier erstellten finiten Element Modell der Einheitszelle gut bestimmen, indem eine Strukturanalyse mit einem Temperaturlastfall durchgeführt wird. Hierzu sind einige wichtige Einstellung bei der Definition der Randbedingungen zu beachten: Zusätzlich zu den periodischen Randbedingungen an den Seitenflächen der Einheitszelle müssen die Stirnflächen mit Randbedingungen versehen werden. Ohne die Randbedingungen an der Stirnfläche kann sich die Matrix mit ihrem hohen CTE frei ausdehnen, siehe 4.82.

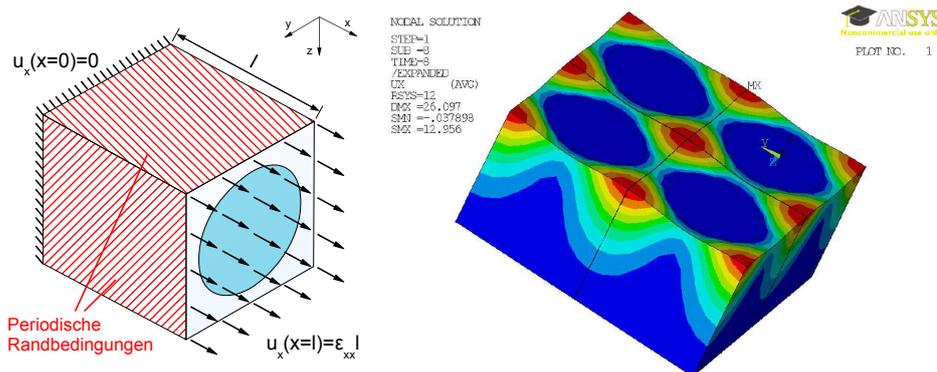


Abbildung 4.82: a) Periodische Randbedingungen am FE Modell der Einheitszelle b) freie Verformung der Stirnflächen ohne entsprechende Randbedingungen

Eine Auswertung des effektiven CTE des Verbundes ist somit nicht möglich. Selbst bei einer gewichteten Mittelung der Verformung, sind die Ergebnisse stark von der Diskretisierung abhängig.

Die Definition von periodischen Randbedingungen an allen Flächen der Einheitszelle ist nicht möglich, da dies zu einer überbestimmten Lagerung der Knoten auf den Kanten führen würde. Durch die Verwendung gekoppelter Randbedingungen, die nur eine ebene Verformung der Oberflächen zulässt sonst aber alle Freiheitsgrade offen lässt, kann man das Problem umgehen. Weiterhin erzeugt man so ebene Flächen an denen der effektive CTE leicht ausgewertet werden kann.

	CTE		E- Modul	
	[1/K] · 10 ⁻⁶		[N/mm ²]	
C-Faser (T700)	$\alpha_{\parallel} = -0,38$	$\alpha_{\perp} = 12,5$	$E_{\parallel} 230000$	$E_{\perp} 28000$
Silikonmatrix (S690)	$< T_g$	$> T_g$	$< T_g$	$> T_g$
	30	300	6000	2,5

Tabelle 4.5: Steifigkeiten und CTE's von Faser und Matrix

Durch die Verwendung eines temperaturabhängigen Werkstoffgesetzes für die Matrix kann der CTE des Verbundes über den gesamten Temperaturbereich bestimmt werden. Besonders interessant ist der Temperaturbereich um die Kristallisationstemperatur, da hier sich die Steifigkeit der elastomeren Matrix stark ändert. Für die Berechnung wurde ein Faservolumenanteil von 50% angenommen.

Als Eingabeparameter wurden folgende Kennwerte verwendet: Die Kennwerte im Kristallisationbereich der Matrix wurde mit einer stetigen Cosinusfunktion angenähert. Der Kristallisationbereich wurde auf 20°C gesetzt. Wegen der abrupten Steifigkeitsänderung musste dieser Bereich etwas ausgedehnt werden, da es sonst zu Konvergenzproblemen in der Simulation gekommen wäre. In der Realität beschränkt sich dieser Bereich auf wenige Grad Celsius. Anhand der Verschiebungen der Stirnflächen zueinander konnte der CTE ausgewertet werden. In Abbildung 4.83 ist der CTE der unidirektionalen Einheitszelle in Faserrichtung über den Temperaturbereich dargestellt. Deutlich zu erkennen ist der Kristallisationsbereich der Matrix, welcher rot dargestellt ist. In diesem Bereich ist der CTE allerdings nicht auswertbar, da der exakte Verlauf von Steifigkeit und CTE der Matrix in diesem Bereich nicht bekannt war. Unterhalb und oberhalb der Kristallisationstemperatur verläuft der CTE konstant über die Temperatur, da Steifigkeiten und Ausdehnungskoeffizienten in diesem Bereich konstant sind.

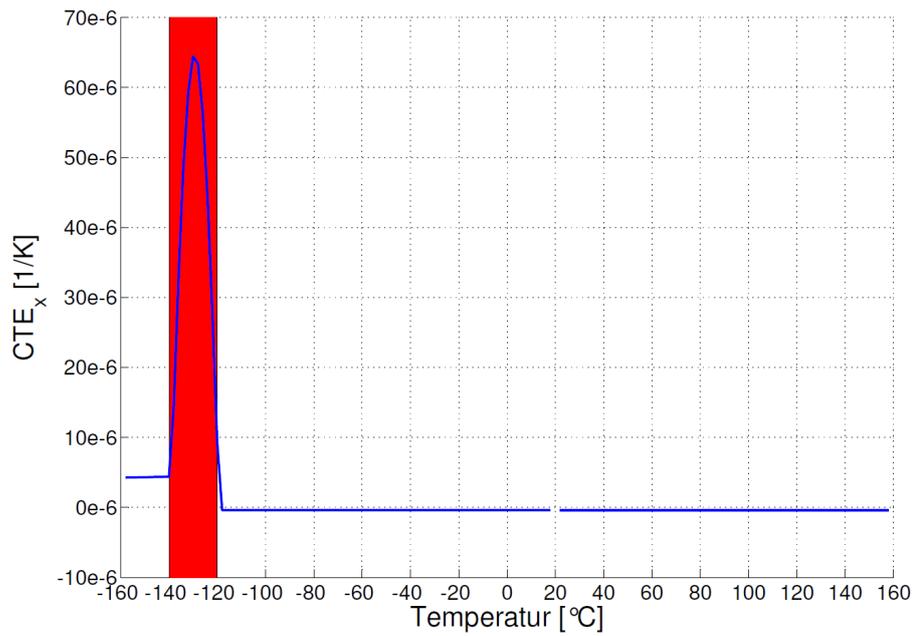


Abbildung 4.83: Thermischer Ausdehnungskoeffizient in Faserrichtung in Abhängigkeit von der Temperatur

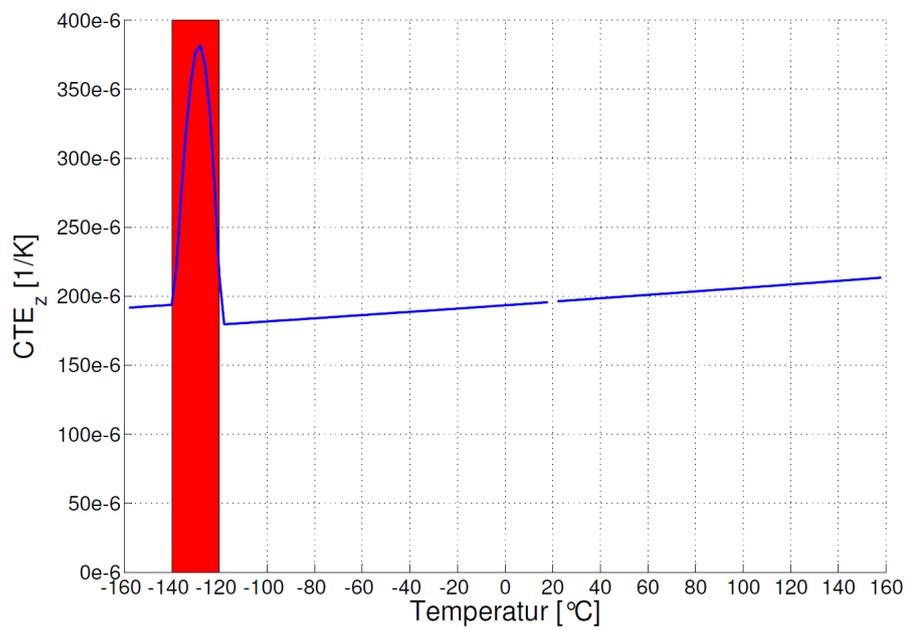


Abbildung 4.84: Thermischer Ausdehnungskoeffizient in Faserquerrichtung in Abhängigkeit von der Temperatur

Unterhalb der Kristallisationstemperatur wurde ein deutlich höherer CTE als oberhalb ermittelt, siehe Tabelle 4.6. Die Ergebnisse stimmen abschnittsweise sehr gut mit denen aus der linearen Mischungsregel überein.

	Parameter	Ansys [$10^{-6}/K$]	Lineare Mischungsregel [$10^{-6}/K$]
T > -120°C	CTE _x	-0,379	-0,378
	CTE _{y/z}	193,4	131,253
T < -140°C	CTE _x	4,317	4,755
	CTE _{y/z}	192,4	131,854

Tabelle 4.6: Thermischer Ausdehnungskoeffizient unterhalb und oberhalb der Rekristallisationstemperatur ($\varphi_F = 0,5$)

Die Ergebnisse der FE Simulation zeigten über den gesamten Temperaturbereich eine gute Vergleichbarkeit mit den experimentellen Messdaten, vergleiche 2.5. Hierbei ist zu beachten, dass im Experiment die Vorgabe, dass die Stirnflächen eben bleiben nicht erfüllt werden. Durch die Länge der getesteten Proben von 50mm ist dieser Fehler aber vernachlässigbar klein.

4.5 Zusammenfassung

Abschließend kann festgestellt werden, dass gegenüber vorheriger Arbeiten zur Bestimmung der homogenisierten Materialparameter wie [32] eine deutliche Verbesserung der Simulationsergebnisse erreicht und auch teils durch entsprechende Zugversuchsergebnisse abgesichert und validiert werden konnte. Dabei ist die Bestimmung aller Materialparameter möglich, die zur vollständigen Beschreibung eines orthotropen Werkstoffs benötigt werden. Es kann ein weit gestreutes Spektrum von Faser-Matrix-Kombinationen untersucht werden, wobei Einflüsse der Verbindungsschicht zwischen Faser und Matrix, sowie von Fehlstellen in der Matrix und Inhomogenitäten unberücksichtigt bleiben. Bei der Implementierung des Modells in ANSYS wurde außerdem nachdrücklich auf die Locking-Problematik bei inkompressiblen Werkstoffen eingegangen. Es wurde in der Folge eine umfangreiche Parametervariation angestellt, um die

Art der Einflüsse wichtiger Materialparameter der Matrix und des Faservolumenanteils auf das resultierende Verhalten zeigen und gegebenenfalls quantifizieren zu können.

Die ausführlichen Vergleiche zu bereits bekannten mikromechanischen Gleichungen und Zugversuchen bei Verwendung einer steifen duromeren Matrix zeigte eine gute bis sehr gute Übereinstimmung. Hierbei zeigte sich, dass das hier vorgestellte FE Modell der Einheitszelle in der Regel die Ergebnisse aus den experimentellen Zugversuchen besser widerspiegelt als die mikromechanischen Gleichungen. Dies ist vorrangig der Berücksichtigung der Matrixquerkontraktion und der Dehnungsüberhöhung an der Faser- Matrixgrenzschicht zuzuschreiben. Die deutlichen Abweichungen bei der Verwendung von C-Fasern mit einer weichen Elastomermatrix zwischen den Ergebnissen aus FE Modell der Einheitszelle, den mikromechanischen Gleichungen und den Testergebnissen bestätigen, dass die mikromechanischen Gleichungen hier keine zuverlässigen Ergebnisse mehr liefern. Die Abweichungen der Simulationsergebnisse von den Testergebnissen konnten durch eine Variation des Faserablegefehlers quantifiziert werden. Durch die Berücksichtigung eines Faserablegefehlers von $0,2^\circ$ in der FE Simulation deckten sich die Ergebnisse aus Simulation und Test.

Das erstellte FEM-Modell ermöglicht damit nicht nur zuverlässigere Vorhersagen über die mechanischen Kennwerte unidirektionalverstärkter Werkstoffe, sondern erweitert auch den Spielraum bei der gezielten Suche nach maßgeschneiderten Faser-Matrix-Kombinationen. Zusätzlich können anhand der Dehnungs- und Spannungsverteilung innerhalb der Einheitszelle Aussagen bezüglich des Versagensverhaltens eines Werkstoffs getroffen werden. Durch die Untersuchung der Dehnungsüberhöhungen am FE Modell konnte festgestellt werden, dass gerade bei Belastungen quer zur Faserrichtung und bei Schubbelastung das hohe Dehnungsvermögen der elastomeren Matrix sehr stark geschmälert wird. Die Dehnungsinhomogenitäten im Verbund reduzieren die Bruchdehnungen des Verbundes auf ca. $1/10$ der Matrixbruchdehnung.

5 Laminatkennwerte faserverstärkter Elastomere aus unidirektionalen Schichten

Die stark richtungsabhängigen Materialkennwerte von faserverstärkten Polymeren erzwingen in den meisten Anwendungen einen mehrschichtigen Aufbau, da die Lasten nur in Ausnahmefällen eindimensional sind. Dies gilt in besonderem Maße für faserverstärkte Elastomere, da deren Richtungsabhängigkeit noch wesentlich höher ist.

Die Steifigkeiten von Mehrschichtverbunden aus unidirektionalen Schichten werden üblicherweise mit der klassischen Laminattheorie (CLT) bestimmt. Diese liefert im Rahmen der Voraussetzungen (unendliche ausgedehnte Platte, Vernachlässigung der Spannungen in Dickenrichtung) sehr gute Übereinstimmungen mit Testergebnissen. Fraglich ist nun, ob diese Theorie auch noch gute Übereinstimmungen bei einer sehr weichen Matrix liefert. In der Literatur finden sich einige Hinweise, dass sich das Steifigkeitsverhalten von faserverstärkten Kunststoffen grundsätzlich bei sehr niedrigen Matrixsteifigkeiten verändert. In [22] wird von Datashvili von einem triaxialen Kohlenstofffasergewebe berichtet, welches sowohl mit einer steifen duromeren Matrix (Epoxid, Cyanatether) als auch mit einer weichen elastomeren Matrix (Silikon) impregniert wurde. Die Fasern des triaxialen Kohlenstofffasergewebe besitzen eine $[0/+60/-60]$ Orientierung. Mit Hilfe eines mikromechanischen FE Modells wurde gezeigt, dass bei stark abnehmender Matrixsteifigkeit das Steifigkeitsverhalten zunehmend orthotroper wird, siehe 5.1. Ausserdem zeigte sich, ein breitenabhängiges Steifigkeitsverhalten bei Verwendung der elastomeren Silikonmatrix.

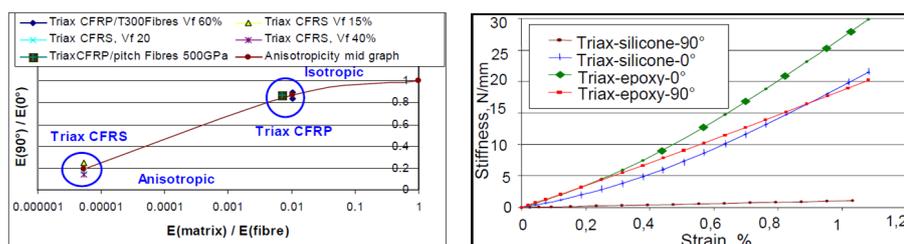


Abbildung 5.1: Abhängigkeit des Steifigkeitsverhalten von der Matrixsteifigkeit [22]

Berechnet man hingegen die Kennwerte mittels CLT aus unidirektionalen Schichten mit identischen Faserorientierungen, so erhält man bei beliebiger Matrixsteifigkeit immer ein isotropes

und von der Geometrie unabhängiges Verhalten. Daher wird in diesem Kapitel untersucht, wie geometrieunabhängige Kennwerte von faserverstärkten Elastomeren bestimmt werden können und inwieweit die klassische Laminattheorie (CLT) noch anwendbar ist.

Hierzu wurden zwei FE Modelle aufgebaut, mit denen sich die Kennwerte eines beliebig geschichteten Mehrschichtverbundes im Zugversuch ermitteln lassen. Das erste Modell simuliert einen einachsigen Zugversuch, welches als Referenz betrachtet wird. Mit dem zweiten Modell wird ein zweiachsiger Spannungszustand in einem biaxialen Zugversuch simuliert, welcher die Erkenntnisse aus dem Modell des einachsigen Zugversuchs untermauern soll. Als Eingabegrößen dienen die homogenisierten Kennwerte aus experimentellen Tests, dem FE Modell der Einheitszelle und den mikromechanischen Gleichungen der UD-Schicht. Diese Differenzierung ist nötig, da diese teilweise stark variieren, siehe 4.3.1. Durch eine Sensitivitätsanalyse in Bezug auf Probengeometrie, Faserorientierung und Lagenaufbau werden im ersten Schritt die Konfigurationen identifiziert, die den größten Einfluss auf die Materialkennwerte zeigen. Bei diesen kritischen Konfigurationen werden durch den Vergleich der errechneten Kennwerte mit den Eingabewerten die Modellgüte und das Auswerteverfahren getestet. Gerade die Auswertemethodik hat einen entscheidenden Einfluss auf die Kennwertermittlung. Durch die Reduzierung der Matrixsteifigkeit erhöht sich die Orthotropie immens, sodass die Inhomogenitäten im Werkstoff ansteigen. So kann es vorkommen, dass man lokal sehr unterschiedliche Messergebnisse erhält. Nur durch die exakte Bestimmung der geometrieunabhängigen Materialkennwerte ist eine Bauteilauslegung erst möglich. Im zweiten Schritt werden die Daten mit den experimentell ermittelten Kennwerten verglichen und gegebenenfalls die Auswertemethodik angepasst. Der dritte Schritt vergleicht die aus CLT ermittelten Kennwerte mit denen des FE Modells des Mehrschichtverbundes und ermöglicht somit eine Aussage über die Anwendbarkeit der CLT.

5.1 FE Modell des beliebig geschichteten Mehrschichtverbundes (MSV) im einachsigen Zugversuch

Prinzipiell gibt es zwei Möglichkeiten, Faserverbundwerkstoffe mit der FEM zu modellieren. Beim heterogenen Aufbau werden Faser und Matrix einzeln diskretisiert, dadurch kann der Einfluss der Mikrogeometrie mit berücksichtigt werden. Dieser Ansatz bedingt durch die feine Diskretisierung einen sehr hohen Rechenaufwand. Dieser hohe Rechenaufwand ist in den meisten Fällen nicht vertretbar, daher wird meist der homogene Aufbau bevorzugt. Die homogenisierten Kennwerte der UD Schicht können aus experimentellen Tests, mikromechanischen Gleichungen, oder aus FE Mikromodellen der Einzelzelle gewonnen werden. Hierbei ist zu erwähnen, dass die experimentellen Tests, trotz des hohen Aufwandes, die sicherste Methode ist, die homogenisierten UD- Kennwerte zu erfassen. Einzig allein die lineare Mischungsregel ($E_{||}$) ergibt sehr gute Übereinstimmigkeiten mit den realen Kennwerten. Alle anderen Kennwerte können deutliche Abweichungen besitzen. Mit dem Modell der Einzelzelle lassen sich ebenfalls gute Übereinstimmungen erzielen, diese hängen aber stark von der Güte

und Verfügbarkeit der Kennwerte von den Einzelkomponenten (Faser und Matrix) ab, siehe Kapitel 4.

5.1.1 Modellaufbau

Das FE Modell wurde parametrisch aufgebaut, sodass beliebige Geometrien und Schichtungen erzeugt werden können. Als Elementtyp wurde ein vier Knoten Schalenelement *SHELL 181*, welches auch für große nichtlineare Verformungen gut geeignet ist, verwendet. Durch die Verwendung der *Mindlin-Reisser* Schalentheorie ist dieses Schalenelement auch für geschichtete Laminare gut geeignet.

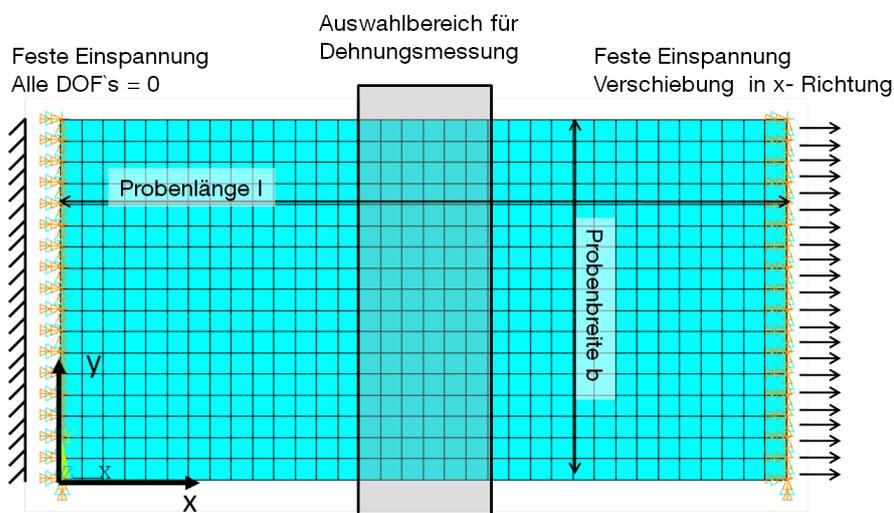


Abbildung 5.2: FE Modell: Zugversuch am Mehrschichtverbund mit variablem Dehnungsauswertebereich

In der Abbildung 5.2 ist das FE Modell dargestellt. Als Randbedingungen wurde eine feste Einspannung gewählt, da dies dem experimentellen Aufbau mit steifen Klemmböcken am nächsten kommt. An der rechten Einspannung wurde eine Verschiebung UX entsprechend der gewünschten Dehnung in x-Richtung aufgebracht. Um die Auswertemethodik zu optimieren, wurde ein in der Breite variabler Bereich, der sich über die gesamte Probenbreite erstreckt, gewählt. In diesem Bereich wurde eine Statistik über die herrschenden Dehnungen erstellt und ausgewertet. Desweiteren wurden virtuelle Extensiomter (Punkt-zu-Punkt Dehnungsmessung) und Dehnmessstreifen (DMS) auf der Probe platziert. Der Vergleich der Ergebnisse aus virtuellen Extensiomter, virtuellen DMS und Bereichsstatistik soll aufzeigen, welches Verfahren die Kennwerte im Vergleich zu den experimentell ermittelten am besten wiedergibt.

5.1.2 Materialmodelle

Da mit diesem Modell nur Steifigkeiten bei kleinen Dehnungen ermittelt werden sollen, konnte auf ein nichtlineares Materialmodell verzichtet werden. Daher kam als Materialmodell für die unidirektionale Schicht ein lineares, orthotropes Materialmodell zum Einsatz. Die verwendeten homogenisierten Kennwerte der UD- Schicht wurden mittels des FE Modells der Einheitszelle, aus experimentellen Tests oder mit den mikromechanischen Gleichungen ermittelt.

	<i>T300 Hexcel 924</i>	<i>T700 PUR mi- kromechanisch</i>	<i>T700 PUR expe- rimentell</i>
E_x [N/mm^2]	132525	118680,8	76181,9
E_y [N/mm^2]	8440	6,955	53,186
ν_{xy} [-]	0,336	0,574	2,228
ν_{yz} [-]	0,45	0,353	0,559
G_{xy} [N/mm^2]	4219	2,175	17,723

Tabelle 5.1: Verwendete Materialkennwerte

5.1.3 Modellverifikation

Mit einem isotropen und orthotropen Materialmodell wurden die Eingabekennwerte mit den berechneten Kennwerten verglichen. Durch die Variation der Diskretisierung wurde sichergestellt, dass die verwendete Netzfeinheit keinen Einfluss auf das Endergebnis hat. Die Sensitivitätsanalyse bezüglich der Dicke zeigte keinen signifikanten Einfluss im untersuchten Bereich von $1 - 5mm$, sodass von einer robusten Konfiguration des Modells ausgegangen werden kann.

5.2 Einfluss der Probengeometrie und Faserorientierung auf die Kennwerte im uniaxialen Zugversuch

Wie in schon in [22] gezeigt, kann die Probengeometrie maßgeblich die Materialkennwerte bei faserverstärkten Elastomeren beeinflussen. Dieses Verhalten macht eine korrekte Bauteilauslegung unmöglich. Daher werden hier die Einflussfaktoren, welche die Materialkennwerte beeinflussen, genauer untersucht.

Die Variation der Faserorientierung am FE Modell des MSV hat gezeigt, dass Lamine mit einem reinen $\pm\theta$ Aufbau den größten Einfluss der Probengeometrie auf die Materialkennwerte haben. Dies liegt vorrangig an der stark inhomogenen Dehnungsverteilung, aufgrund von Randeffekten. Die Randeffekte resultieren aus den starren Einspannungen der Probe an den Enden und der freien Probenkante an den Seiten. Die Randeffekte bilden sich deshalb

Faser / Matrix Kombination	Lagenaufbau	Querkontraktion $\nu_{xy}[-]$
C-Faser <i>T300</i> / Epoxy <i>Hexcel 924</i>	$[45/-45]_s$	0,795
C-Faser <i>T300</i> / Epoxy <i>Hexcel 924</i>	$[45/90/-45]_s$	0,3164
C-Faser <i>T700</i> / PUR <i>Baulé TVG</i>	$[45/-45]_s$	0,999
C-Faser <i>T700</i> / PUR <i>Baulé TVG</i>	$[45/90/-45]_s$	0,333

Tabelle 5.2: Querkontraktionen verschiedener Faser / Matrix Kombination und Lagenaufbauten; Berechnet mittels CLT aus experimentell ermittelten Kennwerten der UD Schicht im Zugversuch

so stark aus, da ein $\pm\theta$ Laminataufbau naturgemäß eine sehr hohe Querkontraktion aufweist, die an der starren Einspannung am Probenende behindert wird und an den freien Probenkanten sich ungehindert ausbilden kann. Die größte Querkontraktion weist ein $\pm 45^\circ$ Laminataufbau in Kombination mit einem sehr weichen Matrixwerkstoff auf, deshalb weist dieser auch die größten Dehnungsinhomogenitäten auf. In der folgenden Tabelle 5.2 sind einige Materialkombinationen und Laminataufbauten mit den dazugehörigen Querkontraktionszahlen angegeben.

Aus den Werten der Querkontraktion wird schnell ersichtlich, dass die Materialkombinationen steife Faser / weiche Matrix und die Lagenbauaufbauten mit hohem $\pm 45^\circ$ Anteil zu starken Dehnungsinhomogenitäten führen. Die Untersuchungen zu den Dehnungsinhomogenitäten haben gezeigt, dass diese überproportional mit der Querkontraktionszahl des Laminats ansteigen. In Abbildung 5.3 ist die Dehnungsverteilung (ϵ_x) einer Probe mit einem $[+45/-45]_s$ Laminat dargestellt. Die Dehnungsüberhöhung über der äußeren angelegten Dehnung beträgt im mittleren Teil 100%.

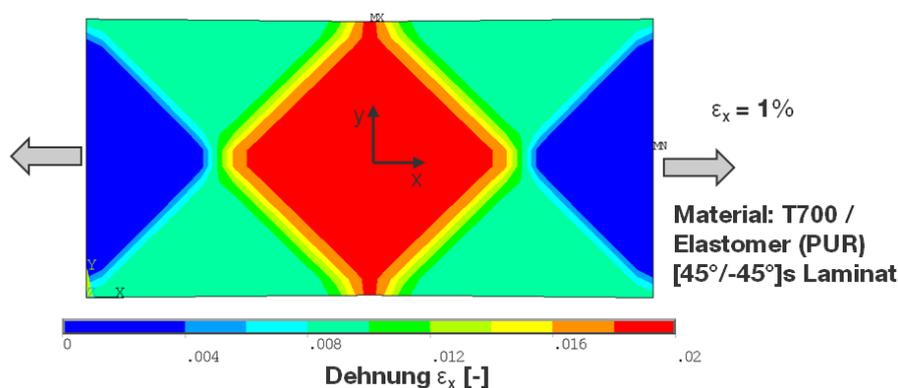


Abbildung 5.3: Starke Dehnungsinhomogenitäten an einem $[+45/-45]_s$ Laminat im einachsigen Zugversuch

Die geometrische Verteilung der Dehnungsinhomogenitäten beruht auf der Probengeometrie (Länge und Breite), da dieses das Verhältnis von fest eingespannten zu freien Probenrändern

beschreibt. Bei Proben mit einem kleinen Seitenverhältnis (Breite/Länge) fallen die Inhomogenitäten niedriger und weniger lokal konzentriert aus, da sich die Probe über einen längeren Bereich einschnüren kann.

Fraglich ist nun, welche Probengeometrie und welcher Bereich auf der Probe für eine Dehnungsmessung herangezogen werden soll, um die *echten*, geometrieunabhängigen Materialkennwerte zu bestimmen. In den folgenden Kapiteln wird dieser Fragestellung nachgegangen.

5.3 Notwendigkeit einer berührungslosen Messung

Die starken Dehnungsinhomogenitäten, aufgrund der hohen Orthotropie der faserverstärkten Elastomere, bedingen eine berührungslose und vollflächige Messtechnik. Mit konventionellen Dehnungsaufnehmern wie Dehnmessstreifen (DMS) oder Anklemmextensometern lassen sich nur sehr lokal die Dehnungen aufzeichnen. Desweiteren versteifen die DMS mit ihrem relativ steifen Trägermaterial und die Anklemmextensiomter mit ihrer Biegesteifigkeit die Probe lokal. Auch das Eigengewicht der Anklemmextensiomter beeinflusst die Messung gerade bei Messung der Steifigkeiten quer zu Faserorientierung. Zur Verdeutlichung der Notwendigkeit der berührungslosen vollflächigen Messung, wurden verschiedene Messbereiche ausgewählt und ausgewertet. Hierzu wurde eine Probe aus der Materialkombination T700 Faser und PU Matrix TVG und einem $\pm 45^\circ$ symmetrischen Lagenaufbau im uniaxialen Zugversuch untersucht. In Abbildung 5.4 sind die Dehnungsinhomogenitäten der Dehnung in Belastungsrichtung dargestellt. Gut zu erkennen sind die steifen Bereiche nahe den Einspannungen und der stark streuende Mittelbereich.

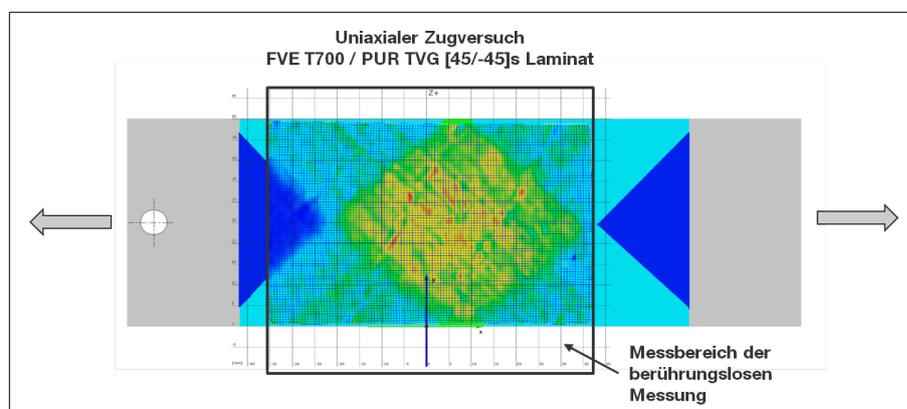


Abbildung 5.4: Dehnungsinhomogenitäten im uniaxialen Zugversuch $[\pm 45^\circ]_s$ Laminat T700/PU TVG

Um die Dehnungsinhomogenitäten quantifizieren zu können, wurden verschiedene Messbereiche definiert und ausgewertet. Die folgende Abbildung 5.5 zeigt die Messbereiche, in denen

die Dehnungen ausgewertet wurden. Es wurden kleine Messbereiche von ca. $6 \times 3 \text{ mm}$ im Randbereich, in der Nähe der Einspannung und im mittleren Teil der Probe als virtuelle DMS definiert. Zusätzlich wurde ein großer Bereich über die gesamte Probenbreite ausgewählt.

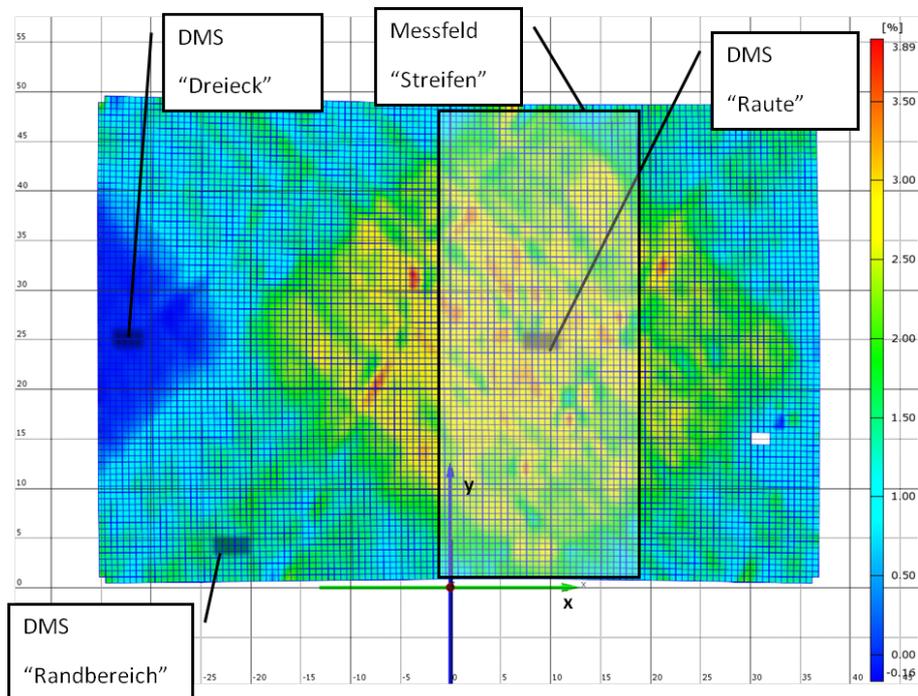


Abbildung 5.5: Messbereichsauswahl

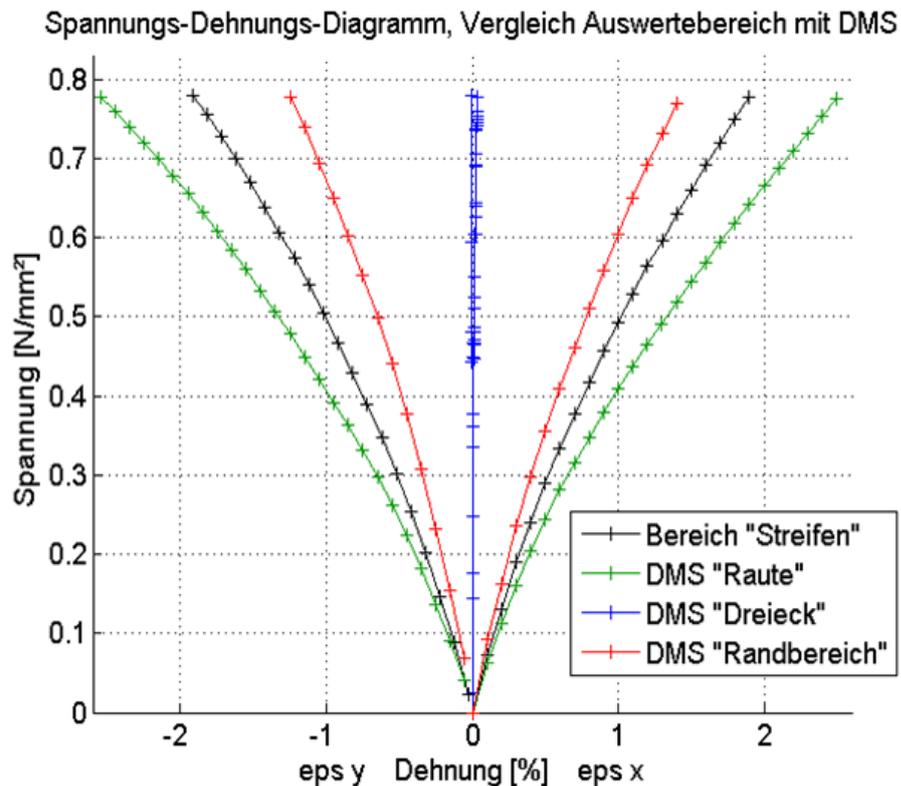


Abbildung 5.6: $\sigma - \epsilon$ Diagramm der Messbereiche

Die Auswertung der Spannungs - Dehnungsdiagramme, siehe Abbildung 5.6, der einzelnen Messbereiche zeigen starke Differenzen aufgrund der starken Dehnungsinhomogenitäten. Geplottet wurden die Mittelwerte aller Messwerte im jeweiligen Messbereich. Um gesicherte Kennwerte zu erhalten, musste ein standartisiertes Auswerteverfahren gefunden werden. Daher wurde der Messbereich im Folgenden an einem FE Modell optimiert.

5.4 Optimierung des Auswerteverfahrens zur Bestimmung der Materialkennwerte des MSV

Mit dem finiten Elementmodell des MSV wurde ein symmetrischer $\pm 45^\circ$ Laminataufbau aus unidirektionalen Schichten untersucht. Die Kennwerte der zugrundeliegenden UD Schichten wurden über die mikromechanischen Gleichungen ermittelt.

$E_x [N/mm^2]$	118680
$E_y [N/mm^2]$	6,9
$\nu_{xy} [N/mm^2]$	0,35
$\nu_{xz} [N/mm^2]$	0,574
$G_{xy} [N/mm^2]$	2,17

Tabelle 5.3: Materialkennwerte der UD Schicht T700 / PUR TVG 272

Zur Optimierung des Auswerteverfahrens wurde die Größe des Messfeldes in der Breite variiert. Durch die gleichzeitige Variation der Probengeometrie (Länge/Breite) und dem Vergleich der ermittelten Kennwerte aus FEM, experimentellen Messergebnissen mit den Ergebnissen aus CLT, konnte ein Verfahren gefunden werden, welches geometrieunabhängige Kenndaten erzeugt.

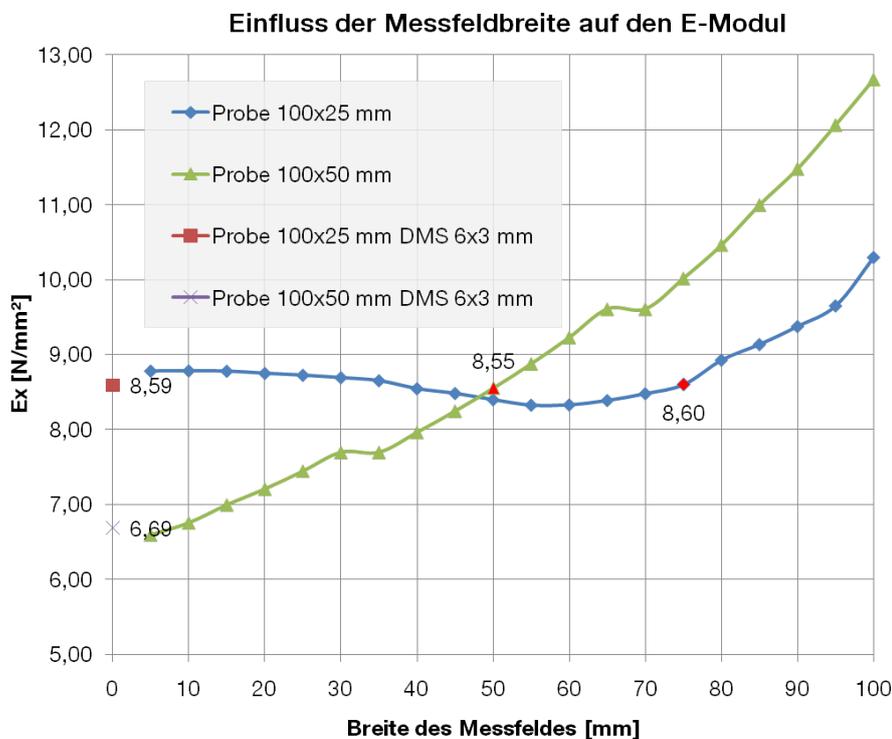


Abbildung 5.7: Einfluss der Messfeldbreite und Probengeometrie auf den E_x -Modul

In der Abbildung 5.7 wird klar, dass sich bei langen schlanken Proben der ausgewertete effektive E_x -Modul weniger sensitiv verhält, als bei breiten kurzen Proben. Die optimale Messfeldbreite ergibt sich aus Probenbreite und Faserorientierung des $\pm\theta$ Laminats zu:

$$B_{Messfeld} = L - \frac{b}{\tan\theta} \quad \text{für} \quad \left(\arctan\left(\frac{b}{L}\right) < \theta < 90^\circ\right) \quad (5.1)$$

5.5 Vergleich mit experimentellen Tests

Die optimierte Bereichsauswahl für die Dehnungsermittlung wurde auch bei den experimentellen Zugversuchen angewendet. Hierzu wurden uniachbiale Zugversuche an Proben mit 0° , 90° , und $\pm 45^\circ$ Faserorientierung in den beiden Kombinationen *T700/Silikon RT601* und *T700/PUR TVG272* durchgeführt. Die entsprechenden Fertigungsverfahren für die Probenherstellung wurden bereits in den Kapiteln 3.1 und 3.2 beschrieben. Aufgrund der hohen Dehnungsinhomogenitäten, welche hauptsächlich durch das Verhältnis von freien zu fest eingespannten Probenrändern und durch die Höhe der Querkontraktion bestimmt werden, liegt es nahe, diese durch eine biaxiale Belastung der Proben zu kompensieren. Daher wurden zusätzlich biaxiale Zugversuche an einer Kreuzprobe durchgeführt. Mittels der Kreuzprobe kann ein eindimensionaler Spannungszustand in den Schenkeln und ein zweidimensionaler im Mittenbereich erzeugt werden. Diese Art der Prüfung ist eigentlich für Membranen entwickelt worden, da diese aufgrund der Querkontraktion und ihrer niedrigen Biegesteifigkeit an den freien Rändern im uniachsialen Zugversuch Falten in Dickenrichtung werfen und somit keine Dehnungsmessung mehr möglich ist. Diese Methode wurde insbesondere an den $\pm 45^\circ$ Laminatproben angewandt, um eine weitere Vergleichsmöglichkeit zu erhalten.

5.5.1 Uniaxialer Zugversuch

Die einachsigen Zugversuche wurden mit einer universal Zug- Druckprüfmaschine der Firma *INSTRON* durchgeführt. Es wurden Proben mit unidirektionaler Faserausrichtung in 0° und 90° Richtung, sowie symmetrische Lamine mit einer $\pm 45^\circ$ und $0^\circ/90^\circ$ Schichtung untersucht. Dadurch konnten alle elastischen Kennerte in der Ebene bestimmt werden. Als Faser-Matrix Kombinationen kamen *T700/RT601* Silikone und *T700/TVG272* Polyurthane mit Unidirektionalverstärkung zum Einsatz. Eine detaillierte Beschreibung der Probenfertigung kann in Kapitel 3 nachgelesen werden. Die uniaxialen Zugversuche wurden an Streifenproben mit 25mm Breite und 100mm freier Länge durchgeführt. Zur Messung der Dehnungen wurde das berührungslose 3D Messsystem *ARAMIS* der Firma GOM genutzt. Das System arbeitet auf der Basis einer Bildkorrelation und ermöglicht durch die Verwendung von zwei hochauflösenden Kameras eine Verschiebungsauflösung im dreidimensionalen Raum. Da das System berührungslos arbeitet, werden die Proben nicht durch den Messaufbau in ihrer Steifigkeit beeinflusst. In der folgenden Abbildung 5.8 ist der Testaufbau des uniaxialen Zugversuchs mit *ARAMIS* dargestellt.

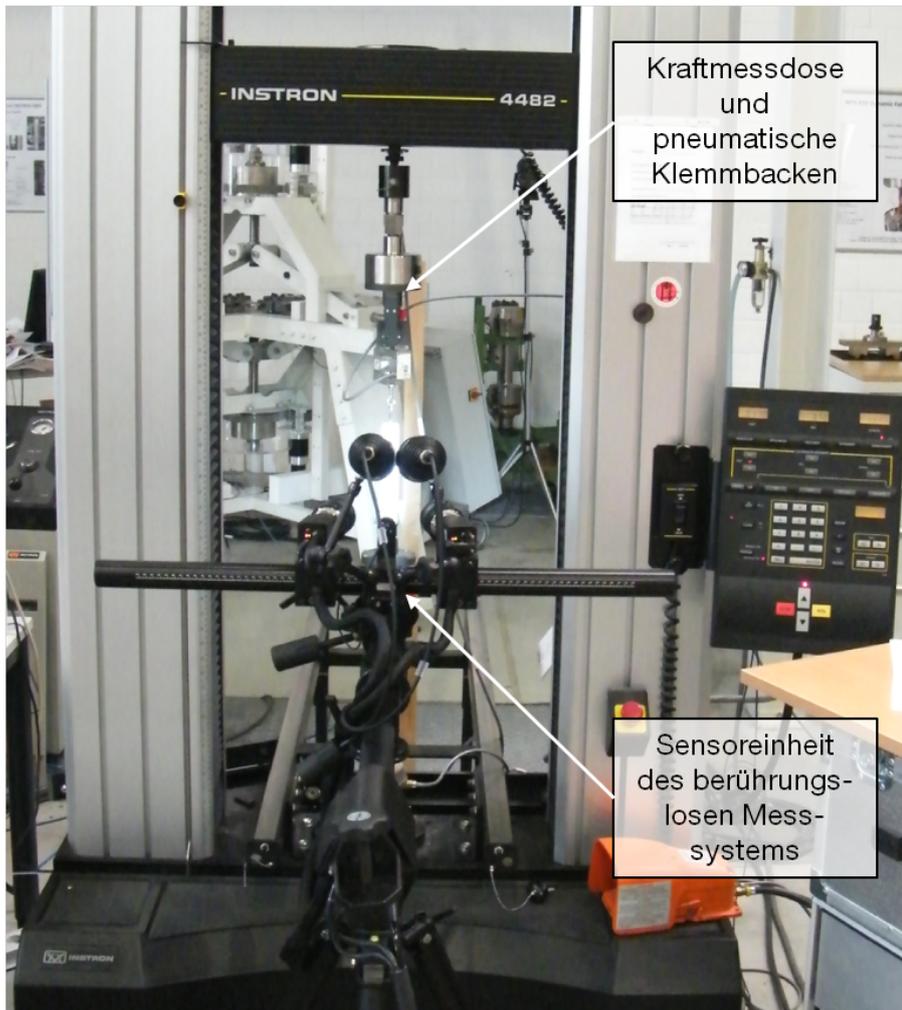


Abbildung 5.8: Testaufbau des einachsigen Zugversuchs

Die Zugkräfte werden mittels pneumatischer Klemmbacken mit einer in Serie geschalteten Kraftmessdose in die Probe eingeleitet.

Die Ergebnisse aus dem uniaxialen Zugversuch der 0° und 90° Proben sind in Tabelle 5.4 aufgelistet. Die Steifigkeiten der 0° Proben liegen deutlich unter und die der 90° Proben über den berechneten Kennwerten. Der Grund für diese Abweichung wurde bereits in Kapitel 4.3.1 durch die extreme Sensitivität der faserverstärkten Elastomere auf den Faserablegefehler quantifiziert.

	<i>T700/Silikon RT601</i>		<i>T700/PUR TVG272</i>	
φ [%]	57	StA 3,2	45	StA 3,5
E_{\parallel} [N/mm ²]	87947	StA 5522	76181,9	StA 10337,1
E_{\perp} [N/mm ²]	67	StA 4	53,2	StA 6,06

Tabelle 5.4: UD Kennwerte aus dem Zugversuch

Der Vergleich der E-Moduli aus den Zugversuch an den $\pm 45^\circ$ Laminaten zeigte eine sehr gute Korrelation mit den berechneten bzw. simulierten Ergebnissen. Die berechneten Kennwerte wurden mittels CLT aus den Testergebnissen der 0° und 90° Proben (Tabelle 5.4) ermittelt. Die FEM Simulation zeigt keine nennenswerte Abweichung von der CLT bei Berücksichtigung der in Kapitel 5.4 aufgestellten Bedingung für die Messfeldgröße, daher wurde hier nur die Ergebnisse aus der CLT aufgelistet.

	Test	CLT aus exp. UD Daten	Abweichung
E_x [N/mm ²]	102,1 StA 8,8	94,85	7,6 %
$G_{xy}(UD)$ [N/mm ²]	19,66 StA 0,29	19,66	0%

Tabelle 5.5: Kennwerte des $\pm 45^\circ$ *T700/Silikon RT601* Laminats aus dem Zugversuch

	Test	CLT aus exp. UD Daten	Abweichung
E_x [N/mm ²]	75 StA 20,7	70,83	5,8 %
$G_{xy}(UD)$ [N/mm ²]	17,723 StA 6,3	17,723	0%

Tabelle 5.6: Kennwerte des $\pm 45^\circ$ *T700/PUR TVG 272* Laminats aus dem Zugversuch

Die vernachlässigbar kleinen Abweichungen zwischen CLT und FEM Simulation des Mehrschichtverbundes sowie den kleinen Abweichungen zu den Testergebnissen zeigen, dass unter Berücksichtigung der in Kapitel 5.4 vorgeschlagenen Methode die Berechnung der Kennwerte des MSV mit einer weichen Matrix nach wie vor mit der CLT durchgeführt werden kann. Wichtig ist jedoch, dass die Kennwerte der UD-Schicht experimentell oder über ein geeignetes FE Modell der Einheitszelle, wie in Kapitel 4.1 bestimmt werden.

5.5.2 Biaxialer Zugversuch

Die Maschine für den biaxialen Zugversuch wurde am LLB konstruiert und hergestellt. Sie wurde vorrangig zum Testen von dünnen Membranen entworfen [40]. Durch die geringe Dicke der Membranen rollen sich die Probenränder im einachsigen Zugversuch auf, sodass eine

exakte Ermittlung der Querdehnungen nicht mehr möglich ist. Der zweiachsige Spannungszustand im Inneren der Kreuzprobe verhindert das Aufrollen und ermöglicht so eine sichere Messungen der Dehnungen in allen Richtungen. Die kreuzförmige Probe liegt waagrecht in der Maschine und wird, wie beim einachsigen Zugversuch, durch Klemmbacken fixiert. Über separate Antriebe kann die Probe unabhängig voneinander in x- und in y-Richtung gezogen bzw. gedrückt werden. Dabei wird der Maschinenweg aufgenommen, der allerdings nicht zur Berechnung der Dehnungen dient, sondern rein zur richtigen Einstellung und Regelung der Maschine. Die Reaktionskräfte in der Probe werden direkt hinter den Klemmbacken über Kraftmesdosen aufgenommen. Die Abbildung 5.9 zeigt die Biax-Prüfmaschine mit einer eingespannten Kreuzprobe.

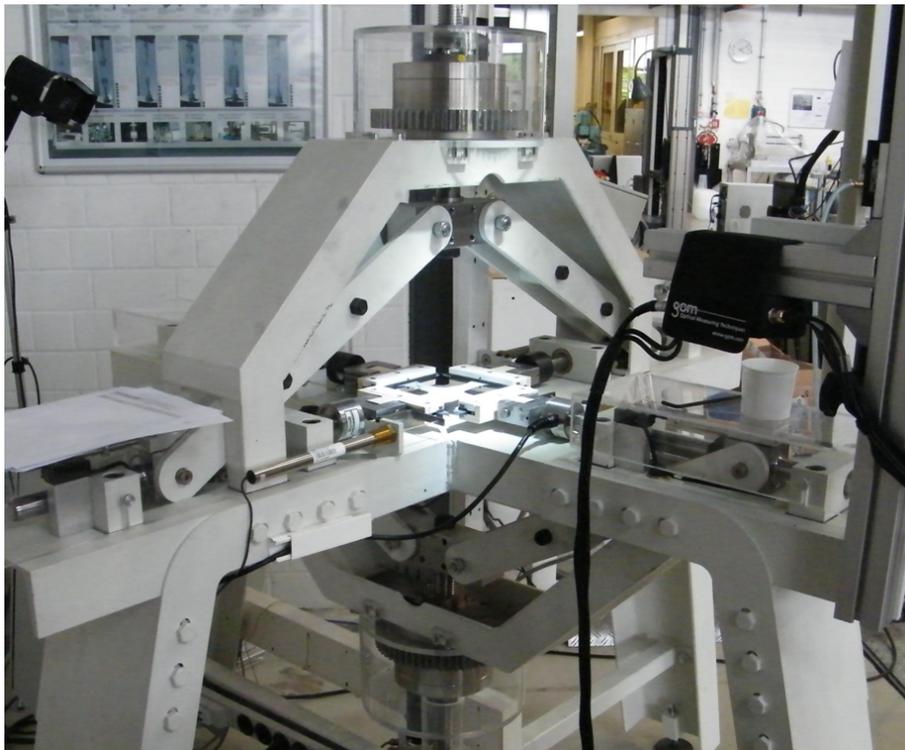


Abbildung 5.9: Biax Prüfmaschine mit eingespannter Kreuzprobe

Gegenstand der Untersuchung war, die Randeefekte, die sich beim uniaxialen Zugversuch bei Laminaten aus faserverstärkten Elastomeren mit einer hohen Querkontraktion einstellen, mit Hilfe der biaxialen Belastung zu eliminieren. Daher wurde das gleiche Probenmaterial mit dem symmetrischen $\pm 45^\circ$ -Laminat im biaxialen Zugversuch untersucht. Ein Vergleich der Ergebnisse mit denen aus dem uniaxialen Zugversuch, würde dann die Auswertemethode wie sie in Kapitel 5.4 gezeigt wurde, bestätigen.

Hierzu wurden kreuzförmige Proben zugeschnitten und in beide Richtungen gleichmäßig die

Verformung aufgebracht. Zur Bestimmung der Materialkennwerte im biaxialen Zugversuch gibt es zwei Auswertemethoden. Die Dreifeldmethode und die sogenannte 45°-Methode. Im Folgenden werden die beiden Methoden vorgestellt. Die benötigten Dehnungen in der Probe wurden für beide Methoden mit dem berührungslosen Bildkorrelationsverfahren bestimmt. In Abbildung 5.10 sind die Bereiche auf der Kreuzprobe dargestellt, in denen das statistische Mittel der Dehnungen berechnet wurde. Die Größe der Auswertebereiche definiert sich über die schon im uniachsialen Zugversuch bestimmten Gleichungen, siehe Kapitel 5.4.

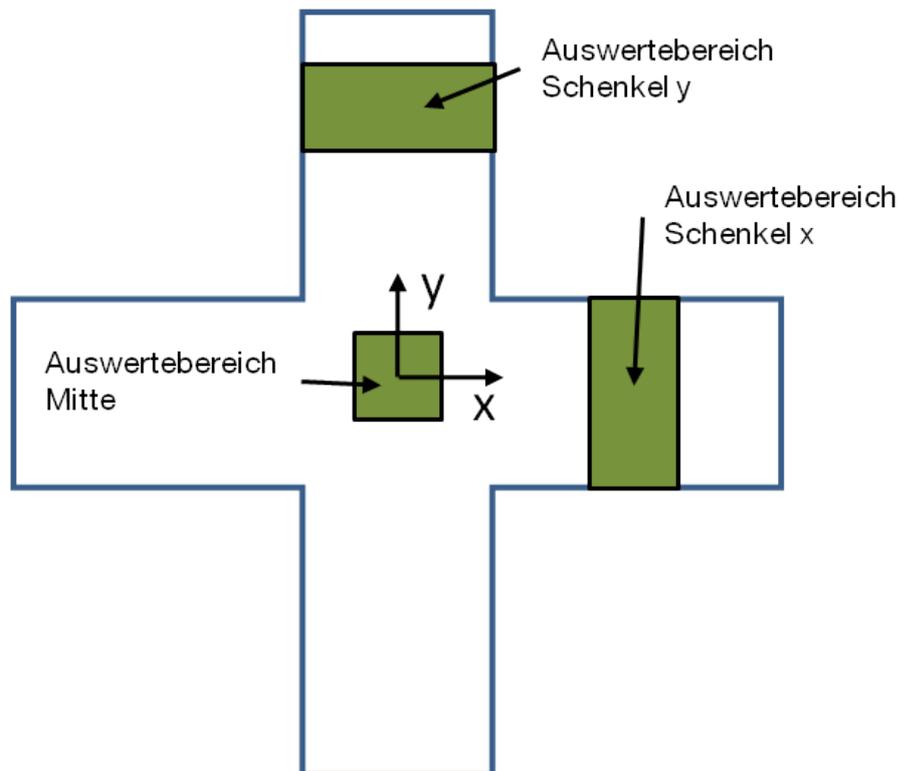


Abbildung 5.10: Dehnungsauswertebereiche auf der Kreuzprobe

Die Spannungen lassen sich über die Kraftmessdosen an den Einspannungen der Kreuzprobe einfach über die Querschnittsfläche der Schenkel der Kreuzprobe ermitteln. Aufgrund dieser Spannungsbestimmung und der Beschaffenheit der Zugmaschine kann nur ein Hauptspannungszustand aufgebracht werden. Aus den gerade genannten Gründen wird davon ausgegangen, dass alle Dehnungen, sowie alle Hauptspannungen bekannt sind.

Für einen allgemeinen Spannungszustand soll vom orthotropen Werkstoffgesetz in der Darstellung der Ingenieurkonstanten ausgegangen werden. Die 1- und 2-Richtungen bezeichnen die beiden Orthotropierichtungen. Das Werkstoffgesetz lautet wie folgt:

$$\begin{bmatrix} \varepsilon_{11} \\ \varepsilon_{22} \\ \gamma_{12} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \frac{1}{E_1} & -\frac{\nu_{12}}{E_1} & 0 \\ -\frac{\nu_{21}}{E_2} & \frac{1}{E_2} & 0 \\ 0 & 0 & \frac{1}{G_{12}} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \sigma_{11} \\ \sigma_{22} \\ \tau_{12} \end{bmatrix} \quad (5.2)$$

Zusätzlich dazu steht auch noch die Bedingung der Symmetrie bezüglich der Hauptdiagonalen zur Verfügung. Diese lautet:

$$\frac{\nu_{12}}{E_1} = \frac{\nu_{21}}{E_2} \quad (5.3)$$

Somit gibt es fünf zu bestimmende Größen und im allgemeinen Spannungszustand nur vier Gleichungen 5.2 und 5.3 für deren Bestimmung.

Dreifeldmethode Für die Dreifeldmethode muss das Probenmaterial entlang seiner Orthotropieachsen belastet werden, sodass sich ein Hauptspannungszustand in der Probe einstellt. Bei Belastung der Probe in Orthotropierichtung kann das zweidimensionale Werkstoffgesetz GL. 5.2, durch die fehlenden Schubspannungen $\tau_{12} = 0$ reduziert werden. Gleichzeitig ersetzen wir die Absolutwerte der Dehnungen und Spannungen durch deren Abweichung von einem Referenzzustand. Dies hat eine höhere Robustheit gegenüber Messfehlern, Idealisierungsfehlern im Modell und hat bereits eine Mittelung in sich. Durch diese Maßnahmen reduziert sich das Werkstoffgesetz auf folgenden Zusammenhang:

$$\begin{bmatrix} \Delta\varepsilon_{11} \\ \Delta\varepsilon_{22} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \frac{1}{E_1} & -\frac{\nu_{12}}{E_1} \\ -\frac{\nu_{21}}{E_2} & \frac{1}{E_2} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \Delta\sigma_{11} \\ \Delta\sigma_{22} \end{bmatrix} \quad (5.4)$$

Nun lassen sich die Werkstoffparameter bestimmen.

Zunächst wird der Zugversuch im Schenkel x (vgl. Abbildung 5.10) ausgewertet. Durch die Kreuzgeometrie der Probe ist in diesem Bereich die Spannung in 2-Richtung nahezu Null. Man erhält dadurch praktisch einen einachsigen Zugversuch bei dem mit folgender Gleichung der E-Modul in 1-Richtung bestimmt werden kann.

$$E_1 = \frac{\Delta\sigma_{11}}{\Delta\varepsilon_{11}} \quad (5.5)$$

Dieselbe Vorgehensweise wird auch im Messbereich des Schenkels y durchgeführt, um den E-Modul in 2-Richtung zu erhalten.

$$E_2 = \frac{\Delta\sigma_{22}}{\Delta\varepsilon_{22}} \quad (5.6)$$

Mit den gerade ermittelten E-Moduln nutzen wir die beiden Gleichungen aus 5.4, um die Querkontraktionszahlen zu bestimmen. Die dazu gehörigen Dehnungen werden aus dem Mittelbereich der Kreuzprobe verwendet. Nach Auflösen der Gleichungen erhält man:

$$\nu_{21} = \frac{\Delta\sigma_{22} - E_2\Delta\varepsilon_{22}}{\Delta\sigma_{11}} \quad (5.7)$$

$$\nu_{12} = \frac{\Delta\sigma_{11} - E_1\Delta\varepsilon_{11}}{\Delta\sigma_{22}} \quad (5.8)$$

Somit hat man für beide Querkontraktionszahlen eine Bestimmungsgleichung und kann Gleichung 5.3 als Kontrolle benutzen. Jedoch gestaltet sich die Bestimmung der Querkontraktionszahlen in der Praxis als sehr schwer, da die gemessenen Dehnungen im Mittenbereich der Kreuzprobe sehr klein sind und somit stark von der Dehnungauflösung des Messequipments unterliegen. Ein weiterer Nachteil dieser Methode ist, dass die E-Moduli weiterhin, wie im uniachsialen Zugversuch in den einachsigen belasteten Schenkel ermittelt werden. Nur die Querkontraktionszahlen werden im zweiachsigen Bereich ermittelt.

45°-Methode Bei der $\pm 45^\circ$ Methode wird das orthotrope Probenmaterial nicht entlang seiner Orthotropieachsen belastet, sondern unter einem Winkel von 45° zur Belastungsrichtung. Dadurch wird aus dem Hauptnormalspannungszustand ein Hauptschubspannungszustand, siehe Abbildung 5.11. Dieses Verfahren wurde erstmalig von Karwath und Wagner in [25] vorgestellt.

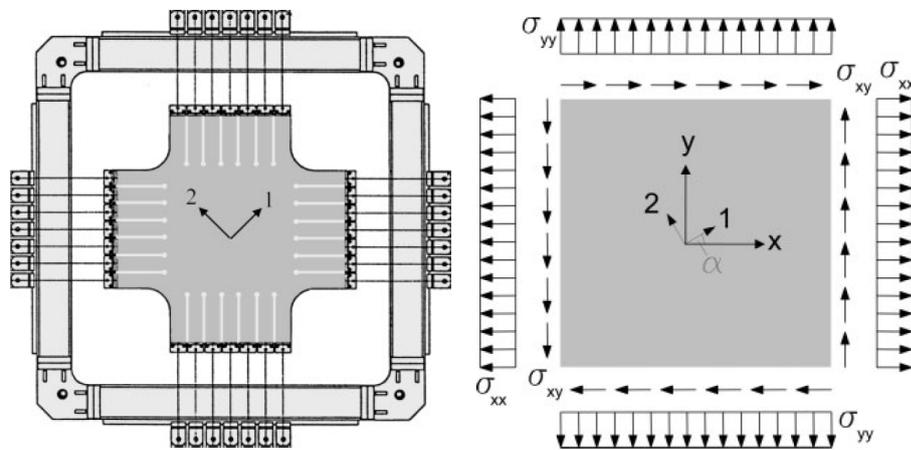


Abbildung 5.11: Biaxialer Zugversuch mit um 45° gedrehter Probe

Um denselben Zustand der Belastung wie im 12-System zu erreichen, müssen die Spannungen und Dehnungen transformiert werden. Mit der entsprechenden Transformation können dann die Materialparameter bestimmt werden.

Ausgehend von der Beziehung zwischen Verzerrungen und Spannungen im 12-System:

$$\begin{bmatrix} \varepsilon_{11} \\ \varepsilon_{22} \\ \gamma_{12} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \frac{1}{E_1} & -\frac{\nu_{12}}{E_1} & 0 \\ -\frac{\nu_{21}}{E_2} & \frac{1}{E_2} & 0 \\ 0 & 0 & \frac{1}{G_{12}} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \sigma_{11} \\ \sigma_{22} \\ \sigma_{12} \end{bmatrix} \quad (5.9)$$

werden die Spannungen, die Dehnungen und die Nachgiebigkeiten folgendermaßen transformiert.

$$\bar{\sigma} = T^\sigma \sigma \quad \bar{\varepsilon} = T^\varepsilon \varepsilon \quad \bar{C} = T^\varepsilon C (T^\varepsilon)^T \quad (5.10)$$

Für eine Transformation der Spannungen bei einer Drehung um -45° ergibt sich:

$$\begin{bmatrix} \sigma_{xx} \\ \sigma_{yy} \\ \sigma_{xy} \end{bmatrix} = T^\sigma \tilde{\sigma} = \begin{bmatrix} \frac{1}{2}\sigma_{11} + \frac{1}{2}\sigma_{22} - \sigma_{12} \\ \frac{1}{2}\sigma_{11} + \frac{1}{2}\sigma_{22} + \sigma_{12} \\ \frac{1}{2}\sigma_{11} - \frac{1}{2}\sigma_{22} \end{bmatrix} \quad (5.11)$$

Die Transformation der Dehnung ergeben:

$$\begin{bmatrix} \varepsilon_{xx} \\ \varepsilon_{yy} \\ \varepsilon_{xy} \end{bmatrix} = T^\varepsilon \tilde{\varepsilon} = \begin{bmatrix} \frac{1}{2}\varepsilon_{11} + \frac{1}{2}\varepsilon_{22} - \gamma_{12} \\ \frac{1}{2}\varepsilon_{11} + \frac{1}{2}\varepsilon_{22} + \gamma_{12} \\ \varepsilon_{11} - \varepsilon_{22} \end{bmatrix} \quad (5.12)$$

Die Transformation des Nachgiebigkeitstensors vom 12-System auf das xy-System ergibt in der Darstellung der Ingenieurskonstanten eine vollbesetzte Matrix.

$$\acute{C} = \begin{bmatrix} \frac{E_2 G_{12} - 2\nu_{12} E_2 G_{12} + E_1 G_{12} + E_1 E_2}{4E_1 E_2 G_{12}} & \frac{E_2 G_{12} - 2\nu_{12} E_2 G_{12} + E_1 G_{12} + E_1 E_2}{4E_1 E_2 G_{12}} & -\frac{E_1 - E_2}{2E_1 E_2} \\ \frac{E_2 G_{12} - 2\nu_{12} E_2 G_{12} + E_1 G_{12} + E_1 E_2}{4E_1 E_2 G_{12}} & \frac{E_2 G_{12} - 2\nu_{12} E_2 G_{12} + E_1 G_{12} + E_1 E_2}{4E_1 E_2 G_{12}} & -\frac{E_1 - E_2}{2E_1 E_2} \\ -\frac{E_1 - E_2}{2E_1 E_2} & -\frac{E_1 - E_2}{2E_1 E_2} & \frac{E_1 + 2\nu_{12} E_2 + E_2}{E_1 E_2} \end{bmatrix} \quad (5.13)$$

Im Weiteren wird nun im ungedrehten 12-System ein reiner Hauptnormalspannungszustand mit folgender Belastung angelegt:

$$\tilde{\sigma} = \begin{bmatrix} \sigma_{11} \\ -\sigma_{11} \\ 0 \end{bmatrix} \quad (5.14)$$

Im nächsten Schritt wird dieser Spannungszustand um -45° gedreht und aus dem vorhergehenden Zustand der Hauptnormalspannungen ergibt sich der Zustand der Hauptschubspannungen.

$$\begin{bmatrix} \sigma_{xx} \\ \sigma_{yy} \\ \sigma_{xy} \end{bmatrix} = T^\sigma \tilde{\sigma} = \begin{bmatrix} 0 \\ 0 \\ \sigma_{11} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} 0 \\ 0 \\ \tau_{xy} \end{bmatrix} \quad (5.15)$$

Die Dehnungen im xy-System lassen sich nun mit der gedrehten Nachgiebigkeitsmatrix \acute{C} und dem gedrehten Spannungsvektor berechnen. Da der gedrehte Spannungszustand nur noch Schubspannungen besteuert erhält man folgenden Dehnungsvektor:

$$\begin{bmatrix} \varepsilon_{xx} \\ \varepsilon_{yy} \\ \gamma_{xy} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} -\frac{E_1 - E_2}{2E_1 E_2} \tau_{xy} \\ -\frac{E_1 - E_2}{2E_1 E_2} \tau_{xy} \\ \frac{E_1 + 2\nu_{12} E_2 + E_2}{E_1 E_2} \tau_{xy} \end{bmatrix} \quad (5.16)$$

Löst man die dritte Zeile nach τ_{xy} auf, ergibt sich:

$$\tau_{xy} = \frac{E_1 E_2}{E_1 + 2\nu_{12} E_2 + E_2} \gamma_{xy} \quad (5.17)$$

Gemäß der dritten Zeile des von Gleichung 5.9 gilt der Zusammenhang:

$$\tau_{xy} = G_{xy} \gamma_{xy} \quad (5.18)$$

Der Koeffizientenvergleich zwischen Gleichung 5.17 und 5.18 liefert dann folgenden Zusammenhang zwischen dem Schubmodul, den E-Moduln und der Querdehnung bei orthotropen Werkstoffen:

$$G_{12} = \frac{E_1 E_2}{E_1 + 2\nu_{12} E_2 + E_2} \quad (5.19)$$

Setzt man diese Definition in die Nachgiebigkeitsmatix nach 5.13 ein, so erhält man folgende Gleichung:

$$\begin{bmatrix} \varepsilon_{xx} \\ \varepsilon_{yy} \\ \gamma_{xy} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \frac{E_1+E_2}{2E_1E_2} & -\frac{\nu_{12}}{E_1} & \frac{-E_1+E_2}{2E_1E_2} \\ -\frac{\nu_{12}}{E_1} & \frac{E_1+E_2}{2E_1E_2} & \frac{-E_1+E_2}{2E_1E_2} \\ \frac{-E_1+E_2}{2E_1E_2} & \frac{-E_1+E_2}{2E_1E_2} & \frac{E_1+2\nu_{12}E_2+E_2}{E_1E_2} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \sigma_{xx} \\ \sigma_{yy} \\ \sigma_{xy} \end{bmatrix} \quad (5.20)$$

Da im Folgenden nur Normalspannungszustände betrachtet werden und auch nur solche im Versuch auch tatsächlich aufgebracht werden können, werden die Schubspannungen zu Null gesetzt ($\tau_{xy} = 0$).

Entstanden ist also ein Gleichungssystem, dass uns zunächst unsere drei gesuchten Werkstoffkennwerte liefert. Wenn wir für einen allgemeinen Normalspannungszustand die Dehnungen ε_{xx} , ε_{yy} und γ_{xy} kennen, können wir mit Hilfe der Gleichungen 5.19 und 5.3 auch die beiden verbleibenden Eigenschaften, ν_{12} und G_{12} , ermitteln. Zur praktischen Auswertung der Gleichung 5.20 muss man das Gleichungssystem noch nach den drei unbekanntem Werkstoffparametern E_1 , E_2 und ν_{12} auflösen.

$$E_1 = \frac{\sigma_{xx}^2 - \sigma_{yy}^2}{\sigma_{xx}\varepsilon_{xx} + \sigma_{xx}\gamma_{xy} - \sigma_{yy}\varepsilon_{yy} - \sigma_{yy}\gamma_{xy}} \quad (5.21)$$

$$E_2 = \frac{\sigma_{xx}^2 - \sigma_{yy}^2}{\sigma_{xx}\varepsilon_{xx} - \sigma_{xx}\gamma_{xy} - \sigma_{yy}\varepsilon_{yy} + \sigma_{yy}\gamma_{xy}} \quad (5.22)$$

$$\nu_{12} = \frac{-\sigma_{xx} - \sigma_{yy} + \sigma_{yy}\varepsilon_{xx}}{\sigma_{xx}\varepsilon_{xx} + \sigma_{xx}\gamma_{xy} - \sigma_{yy}\varepsilon_{yy} - \sigma_{yy}\gamma_{xy}} \quad (5.23)$$

Die zweite Querkontraktionzahl kann mittels der Symmetriebedingung 5.3 bestimmt werden. Somit können alle gewünschten Materialparameter berechnet werden. Nachteilig ist, dass sich das Gleichungssystem nur bei einer asymmetrischen Belastung lösen lässt, ansonsten wird der Zähler zu Null.

5.5.3 Vergleich der Methoden und Korrelation der experimentellen Tests

Zusätzlich zu den experimentellen Tests wurde ein FE Modell der biaxial belasteten Kreuzprobe aufgebaut, um die Parameter zu studieren. Das Modell wurde ähnlich wie das Modell des uniachsialen Zugversuchs aufgebaut. Es wurde das Schalelement *SH181* verwendet,

welches für nichtlineare Berechnungen geeignet ist. Der Elementtyp unterstützt die Verwendung von geschichteten Laminaten, sodass der entsprechende Schichtaufbau direkt vorgegeben werden kann. Als Randbedingungen wurden feste Einspannungen und Verschiebungsvorgaben gesetzt. Zur Reduzierung der Rechenzeit wurde nur ein Viertelmodell berechnet und mit entsprechenden symmetrischen Randbedingungen expandiert. Die Auswertung der Dehnungen wurde auf den Schenkeln der Kreuzprobe entsprechend der Vorgabe in Kapitel 5.4 gesetzt. Im Mittenbereich der Kreuzprobe wurde ein quadratischer Bereich von $10 \times 10 \text{ mm}$ ausgewählt. Für den Methodenvergleich wurde der gleiche Materialdatensatz, wie für das FE Modell des uniachsialen Zugversuchs verwendet, siehe Tabelle 5.3. Die untersuchte Kreuzprobe hatte eine Schenkellänge von 100 mm und eine Schenkelbreite von 25 mm . In der Abbildung 5.5.3 sind die Auswertebereiche der Dehnungen dargestellt.

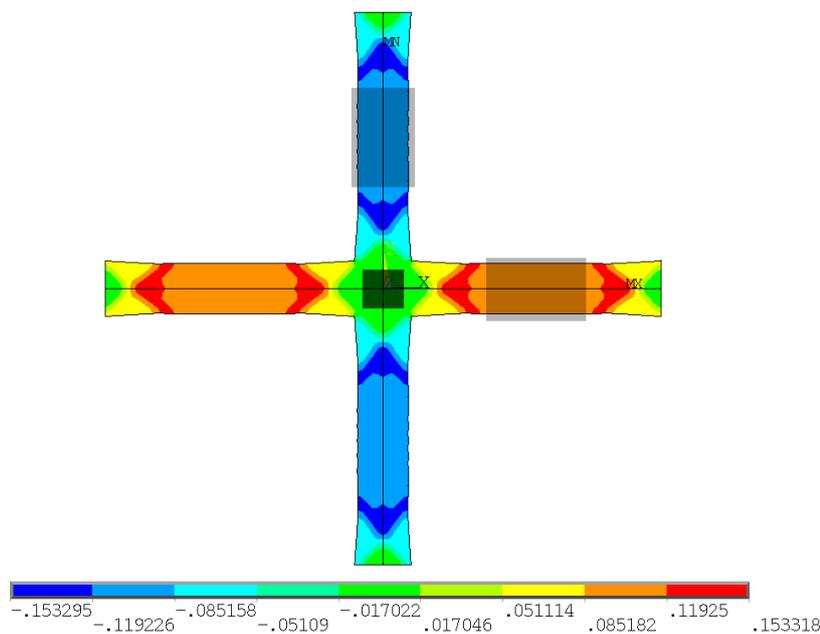


Abbildung 5.12: FE Modell des biachsialen Zugversuchs: Darstellung der Dehnungsauswertebereiche und der elastischen Dehnungen in x-Richtung

Der Vergleich der beiden Methoden zeigte, dass mit der Dreifeldmethode identische Werte für die E-Moduli ermittelt wurden, wie mit dem uniachsialen Zugversuch. Dies ist trivial, da die Dreifeldmethode die E-Moduli nur in den Schenkeln der Kreuzprobe berechnet, welche nur eindimensional belastet werden. Die Querkontraktionszahlen werden hingegen im zwei-dimensional belasteten Mittelteil der Kreuzprobe ermittelt. Hier ergab sich ein Wert von $\nu_{12} = 0,999$ welcher sehr genau mit dem theoretischen Wert korreliert.

Die $\pm 45^\circ$ Methode liefert im Gegensatz dazu bei einer symmetrischen Belastung (gleiche Verschiebungen in x- und y-Richtung) keine Ergebnisse, da der Zähler zu null wird. Daher wurde die Probe asymmetrisch belastet. Die Methode liefert aber im asymmetrischen Fall

Steifigkeitswerte, die ca. 18% über den Werten aus uniachsialen Zugversuch liegen, siehe Tabelle 5.7. Wohingegen die Dreifeldmethode nahezu konstante Werte unabhängig vom Belastungszustand berechnet.

Belastungsverhältnis UX:UY	1:1	2:1	4:1
Dreifeld Methode			
E_x [N/mm^2]	8,55	8,58	8,58
E_y [N/mm^2]	8,55	8,63	8,62
ν_{xy} [-]	0,9999	1,1185	1,044
$\pm 45^\circ$ Methode			
E_x [N/mm^2]	-	10,47	10,37
E_y [N/mm^2]	-	10,49	10,35
ν_{xy} [-]	-	0,9990	1,0007
uniachsialer Zugversuch			
E_x [N/mm^2]	8,55	-	-
E_y [N/mm^2]	8,55	-	-
ν_{xy} [-]	0,9999	-	-

Tabelle 5.7: Vergleich der Auswertemethoden im biaxialen Zugversuch mit unterschiedlichen Belastungsverhältnissen

Der Methodenvergleich zeigt, dass die Dreifeldmethode bei einem Belastungszustand von 1 : 1 exakt die gleichen Werte für die E-Moduli und die Querkontraktionszahl berechnet wie im uniachsialen Test. Im Fall der E-Moduli erzeugt die biaxiale Prüfung mit der Dreifeld Methode keine neuen Erkenntnisse, da diese Werte genau wie im uniachsialen Test im eindimensional belasteten Bereich ermittelt werden. Allerdings lässt sich mit dieser Prüfmethode und Auswertemethode die Querkontraktionszahl exakt bestimmen, insbesondere bei dünnen Laminaten. Die geringe Abhängigkeit vom Belastungszustand macht diese Methode zu einem robusten Verfahren, da nicht alle Maschinen einen exakt geregelten Verfahrensweg beider Achsen bieten. Die $\pm 45^\circ$ Methode ermittelt im Gegensatz zur Dreifeld Methode Kennwerte aus dem zweidimensional belasteten Mittenbereich der Kreuzprobe. Dadurch generiert sie echte zweidimensionale Kenndaten, diese weichen aber deutlich von den anderen Methoden ab. Dies ist massgeblich durch zwei Faktoren begründet:

- Aufgrund der sehr niedrigen Steifigkeiten der Kreuzproben im Schenkelbereich und der relativ hohen Steifigkeit im Mittenbereich, durch die zweidimensionale Belastung, könnten nur kleinste Dehnungen im Mittenbereich bei symmetrischer Belastung erzeugt werden, siehe Abbildung 5.5.3.
- Der Mittenbereich der Probe wird von starken Dehnungsinhomogenitäten geprägt. Hier müssen eindimensionale Dehnungszustände in zweidimensionale transferiert werden. Zusätzlich erzeugen die scharfen Einschnitte Dehnungsüberhöhungen.

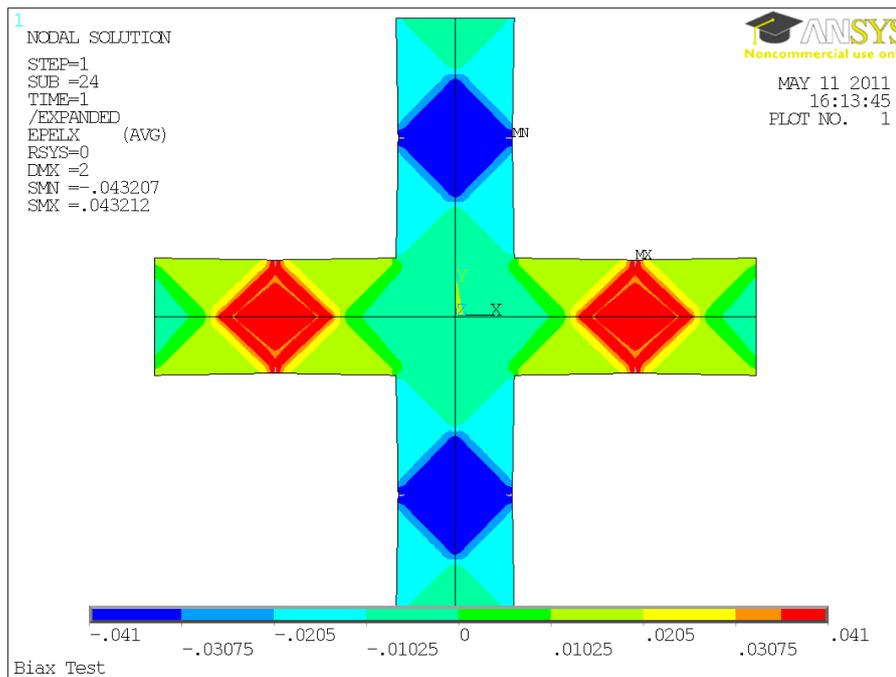


Abbildung 5.13: FE Modell des biaxialen Zugversuchs: Darstellung der elastischen Dehnungen in x-Richtung bei symmetrischen Belastung

Welche der beiden Methoden schlussendlich die *echten* Kennwerte liefert kann nicht mit Bestimmtheit gesagt werden. Die passenden experimentellen Ergebnisse wurden alle im Verhältnis 1 : 1 getestet, sodass die $\pm 45^\circ$ Methode nicht auswertbar war und die Auswertung der Dreifeld Methode nicht sinnvoll gewesen wäre, da die erzeugten Dehnungen im Probenmittelpunkt im Bereich der Dehnungsauflösung des Messequipment waren. Dennoch waren die gemessenen Dehnung im Mittenbereich deutlich höher als die simulierten aus der FE Berechnung. Diese liegt vorrangig daran, dass die Verschiebungen in der Prüfmaschine nicht geregelt werden, sondern nur im Gleichlauf sind. Beispielshaft ist hier ein Graph der gemessenen Dehnung gezeigt, um das starke Streuen darzustellen, siehe Abbildung 5.14. Die rote und die schwarze Kurve (Abkürzungen m) stellt die Spannungen im Mittenbereich dar.

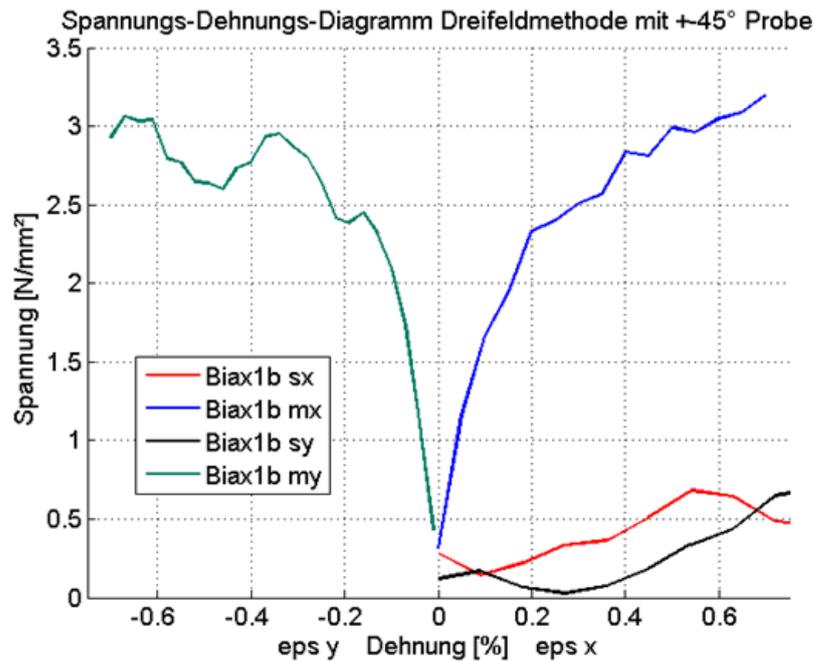


Abbildung 5.14: Spannungs- Dehnungsdiagramm eines $\pm 45^\circ$ Laminates im biachsialen Test; Belastungsverhältnis 1 : 1

5.6 Zusammenfassung

Zusammenfassend lässt sich sagen, dass sich die Steifigkeit von Mehrschichtverbunden aus unidirektionalen Schichten mit elastomerer Matrix genauso berechnen lassen, wie diejenigen mit einer steifen duromeren Matrix. Dabei sollten aber bei der Bestimmung der experimentellen Kennwerte einige Dinge beachtet werden:

Bei Lagenaufbauten mit einem hohen $\pm 45^\circ$ Anteil ergeben sich hohe Querkontraktionen, die zu starken Dehnungsinhomogenitäten führen. Diese können durch eine lange, schmale Probengeometrie und einer Dehnungsmessung über die gesamte Probenbreite kompensiert werden. Die Länge des Messfeldes sollte idealerweise nach Formel 5.1 gewählt werden. Ein kürzeres Messfeld ist weniger kritisch als ein längeres, es sollte aber mindestens die Länge der Probenbreite besitzen, um lokale Inhomogenitäten zu dämpfen. Als Probenbreite hat sich eine Breite von 25mm bewährt. Hierbei gilt, eine breitere Probe ist unkritischer als eine schmalere, da hier das Verhältnis von Messfläche zu Probenrand größer ist. Die unvermeidlichen Fehlstellen am Probenrand wirken sich aufgrund der hohen Dehnungsüberhöhung und der niedrigen Weiterreissfestigkeit speziell bei Silikonem sehr negativ aus.

Die Wahl eines vollflächigen berührungslosen Messsystems ist obligatorisch, da nur mit solch einem System die Inhomogenitäten im Werkstoff durch eine Bereichsstatistik der Dehnungen

erfasst und bewertet werden kann.

Die starken Dehnungsinhomogenitäten durch eine biachsiale Prüfmethode zu eliminieren konnte nicht bestätigt werden. Nur mit Hilfe des FE Modells konnte gezeigt werden, dass diese Methode anwendbar ist und die gleichen Ergebnisse wie der uniachsiale Zugversuch hervorbringt.

6 Kennwertermittlung von faserverstärkten Elastomeren aus textilen Halbzeugen

In diesem Kapitel wird auf die Kennwertermittlung von faserverstärkten Elastomeren aus textilen Halbzeugen eingegangen. Dabei werden vornehmlich Gewebe als textile Halbzeuge und deren Simulation betrachtet. Die Kennwertermittlung von gewebeverstärkten Silikonem ist deshalb so wichtig, da diese Gewebe für den Einsatz als reflektierende und adaptive Membran für Satellitenantennen entwickelt wurden und die Entfaltung bzw. die Formadaption simuliert werden muss. Für die Simulation der Formadaption oder der Entfaltung ist eine genaue Kenntnis der Steifigkeiten des Materials notwendig. Kohlenstofffasergewebe im Verbund bieten für Satellitenantennen ideale Voraussetzungen, da sie durch ihre Faserorientierung (biaxial 0/90 bzw. triaxial 0/+60/-60) mit nur einer Lage thermo-elastisch isotrop sind und ein sehr geringes Flächengewicht besitzen. Desweiteren erzeugt die Faserarchitektur der Gewebe eine polarisationsfreie Reflektion der elektromagnetischen Strahlung.

Problematisch ist bei der Simulation von Verbundwerkstoffen aus textilen Halbzeugen die große Anzahl an Skalen, die aufgrund der komplexen Mikrostruktur auftreten. Textilien bzw. Gewebe besitzen eine sehr stark hierarchisch aufgebaute Struktur. Die kleinsten vorkommenden Komponenten sind die Einzelfasern mit Durchmessern von wenigen Mikrometern, darauf folgen die Faserbündel mit Durchmessern im Millimeterbereich. Die nächst höhere Ebene stellen die Einheitszellen, mit Größen von wenigen Zentimetern dar. Die Einheitszellen sind ein sich im Gewebe immer wiederholendes Muster, durch welches das Gewebe charakterisiert wird. Die letzte und auch höchste Ebene stellt das Bauteil dar, dessen Abmessungen bis zu einigen Metern betragen kann. Das Problem, welches sich daraus für die Gewebesimulation ergibt, ist die große Spanne an Größenordnungen, die in einem Modell berücksichtigt werden müssen.

Es hat sich gezeigt, dass eine sinnvolle Reduzierung der Skalen durch Verwendung von homogenisierten Daten möglich ist. So können die Garne in der Einheitszelle durch unidirektionale Faserstränge mit den homogenisierten Kennwerten der unidirektionalen Einheitszelle ersetzt werden und müssen nicht weiter diskretisiert werden. Auf der nächst höheren Ebene der Einzelschichten kann mit guter Näherung die Laminattheorie eingesetzt werden, um auf die Eigenschaften des Mehrschichtverbundes zu schließen.

Gegenstand der Untersuchung ist herauszufinden, in wie weit sich die Materialeigenschaften der Einzelschicht aus einem Kohlenstofffasergewebe und einer sehr weichen Elastomermatrix

im Gegensatz zu der Verwendung einer steifen duromeren Matrix ändert. Ein besonderes Augenmerk wird dabei auf die Faserondulation der Textilien gelegt, da sich diese bei der Verwendung von einer elastomeren Matrix viel stärker in einem nichtlinearen Zugverhalten äussert. Dies zeigen besonders Untersuchungen an trockenen Geweben, wie sie in [5] durchgeführt wurden.

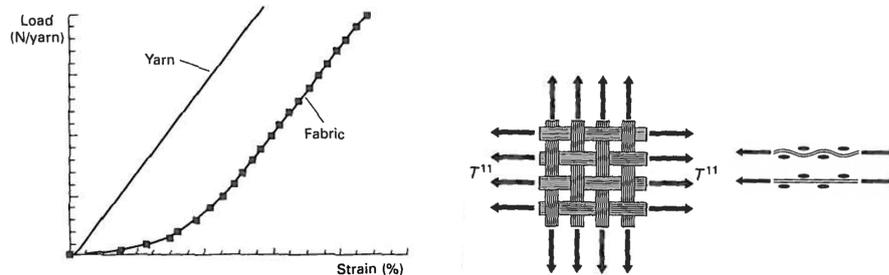


Abbildung 6.1: Nichtlineares Zugverhalten bei Geweben mit linear-elastischen Garnen [5]

In 6.1 ist dargestellt, wie sich die Faserwelligkeit auf das Spannungs- Dehnungsverhalten bei einem trockenen Gewebe auswirkt. Das Gewebe erreicht nach der vollständigen Streckung die gleiche Steifigkeit, wie die einzelnen Garne.

6.1 Möglichkeiten der Simulation von FWW aus Textilien

Die einfachste Herangehensweise besteht darin, die Einheitszelle des Gewebes durch unidirektionale Schichten zu ersetzen. Hierbei werden die einzelnen Ebenen von Kett- und Schussfaserbündeln aufgeteilt, übereinander gelegt und mit der klassischen Laminattheorie die globalen Eigenschaften der Schicht berechnet. Die Verkreuzung der beteiligten Kett- und Schussfäden wird ignoriert und die unterschiedlichen Richtungen der Faserbündel als UD-Lagen in der Einheitszelle dargestellt, siehe 6.2.

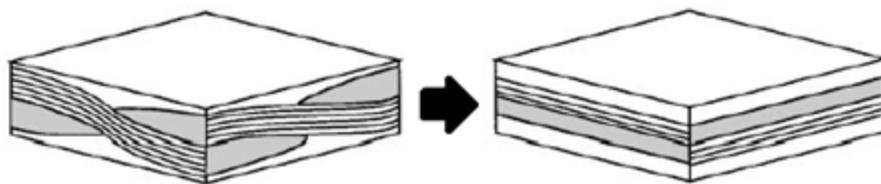


Abbildung 6.2: Vereinfachung: Gewebeeinheitszelle in UD-Schichten

Diese Methode erzeugt jedoch erhebliche Fehler, da die Faserondulation und die damit einhergehende sinkende Steifigkeit vernachlässigt wird. Auch wird die Schubsteifigkeit verringert, da sich die Faserbündel nicht mehr gegenseitig an der Scherung hindern. Je stärker die Faserondulation ausgeprägt ist und je weicher der verwendete Matrixwerkstoff ist, desto erheblicher sind die Fehler dieser Methode. Ein Vergleich der Steifigkeiten von UD-Laminat und Gewebe zeigt Tabelle 6.1. Die hier zu sehenden relativ kleinen Unterschiede zwischen unidirektionaler Schicht und Gewebeschicht bei Zug entlang der Fasern ist auf den sehr flachen Querschnitt des verwendeten Gewebes und die damit geringe Faserondulation zurückzuführen. Die Werte wurden mittels den ANSYS-Modellen von 4.3 und 4.4, sowie den Materialparametern von 4.2.1 erstellt.

Typischerweise liegt der Modul ca. 20% niedriger verglichen mit UD Laminaten.

	Laminataufbau	Einheitszelle aus UD-Schichten	Einheitszelle aus Leinwandgewebe	Abweichung
$E_x [N/mm^2]$	$[0/90]_s$	46510,2	39852	17%

Tabelle 6.1: Einfluss der Faserondulation in der Einheitszelle auf die Materialkennwerte

Eine Verbesserung dieser Methode berücksichtigt die durch die Verkreuzung erzeugte Faserondulation. So wird die Genauigkeit der gewonnenen Daten verbessert, da Festigkeits- und Steifigkeitseinbußen durch die nicht in Belastungsrichtung orientierte Teile der Faserbündel beachtet werden. Für die Berechnung der richtungsabhängigen Kennwerte ist es nötig, den Faserverlauf zu kennen, sprich die Amplitude (A^0), die Wellenlänge (l^0) des Faserbündels und die Breite an der Verkreuzungsstelle (a_b^0) zu bestimmen. Dies wird meist experimentell durch das Vermessen mehrerer Proben bewerkstelligt.

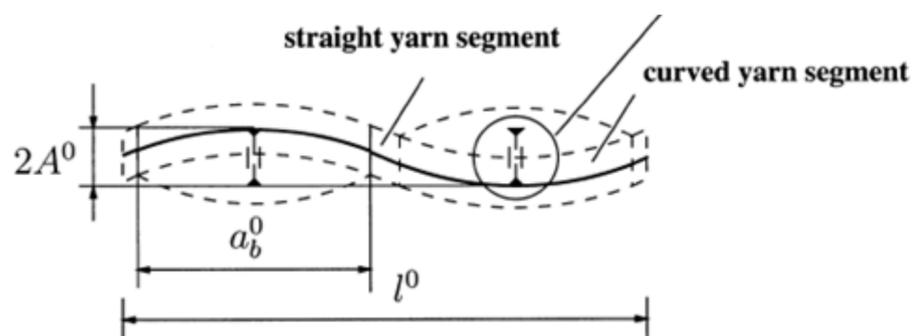


Abbildung 6.3: Faserbündelverlauf nach dem Fischernetz Modell [14]

Nun wird das Faserbündel in infinitesimal kleine Stücke zerteilt, die Steifigkeiten dieser Stücke berechnet und dann über alle Stücke integriert, um die Werkstoffkennwerte des gesamten

Faserbündels zu erhalten. Das Spannungs-Dehnungs-Verhältnis in den lokalen Koordinaten des infinitesimalen Stückes lautet also:

$$\varepsilon' = S' \sigma' \quad (6.1)$$

Die Bestandteile der lokalen Nachgiebigkeitsmatrix S' sind einfach aus Kennwerten der Materialien zu berechnen. Die globale und lokale Nachgiebigkeitsmatrix des umgebenden Matrixwerkstoffes sind identisch, da die Werkstoffkennwerte isotrop sind. Die Nachgiebigkeit der Faserbündel setzen sich aus den aus den E-Moduli längs und quer zur Faserrichtung (E_L, E_T), den Poissonzahlen (ν_{LT}, ν_{TT}), sowie dem Schubmodul (G_{LT}) zusammen. Die Steifigkeiten der Segmente hängen nach folgender Formel mit der Nachgiebigkeit zusammen:

$$C' = S'^{-1} \quad (6.2)$$

Durch eine Koordinatentransformation werden die lokalen Steifigkeiten auf das globale Koordinatensystem bezogen. Man kommt über die Annahme einer konstanten Dehnung über die Bündellänge und der Formulierung der Dehnungsenergie zu dem Zusammenhang zwischen der Gesamtsteifigkeit ($[C]$) und der Einzelsteifigkeiten (C):

$$[C] = \frac{1}{V} \int_V C dV = \frac{1}{l} \int_l C dx_p \quad (6.3)$$

Wobei $dV = A dx_p$ nur gilt, wenn der Faserbündelquerschnitt A als konstant angenommen wird. Schlussendlich gelangt man so zu der Gesamtsteifigkeitsmatrix des Faserbündels, siehe Formel 6.4. Die Winkel ω sind lokale Winkel der Faserondulation und Ω ist der maximale Winkel der Faserondulation. Die Gesamtsteifigkeit wird dann in die klassische Laminattheorie eingesetzt, um so genauere Ergebnisse zu erreichen.

$$[C] = \frac{a_b}{l\Omega} \int_{-\Omega}^{\Omega} C(\omega) d\omega + \left(\frac{1}{2} - \frac{a_b}{l}\right) \{C(-\Omega) + C(\Omega)\} \quad (6.4)$$

Anstatt der Annahme gleichmäßiger Dehnung entlang der Faserbündel, kann man auch von einer konstanten Spannung ausgehen, was dann zu folgender Formel führt:

$$[C]^{-1} = \frac{a_b}{l\Omega} \int_{-\Omega}^{\Omega} S(\omega) d\omega + \left(\frac{1}{2} - \frac{a_b}{l}\right) \{S(-\Omega) + S(\Omega)\} \quad (6.5)$$

Aus Parameterstudien und Vergleichen mit Experimentalergebnissen folgt, dass die Steifigkeiten, welche mit der Annahme konstanter Spannungen errechnet wurden, um bis zu 30% geringer sind als diese mit der Hypothese der gleichmäßigen Dehnung. Die mit konstanter Dehnung berechneten E-Moduli sind fast gleich hoch, wie E-Moduli bei denen die Faserondulation völlig vernachlässigt wurde. Daraus folgt, dass bei Geweben in denen eine starke Faserondulation vorliegt, Gleichung 6.4 zu wählen ist. [14]

Ein weiteres analytisches Modell wurde von Ishikawa und Chou entwickelt. Dieses sogenannte Mosaikmodell unterteilt das Gewebe in unidirektionale Teile welche entsprechend der Gewebegeometrie zueinander versetzt angeordnet werden, siehe Abbildung 6.4. Die zweidimensionale

Ausdehnung des Laminates wird auf zwei eindimensionale Modelle, parallel und seriell, je nach Anordnung der Teilstücke abgebildet. Bei dieser Methode wurde eine konstante Spannung bzw. Dehnung angenommen und die Einflüsse durch Schub vernachlässigt. [14]

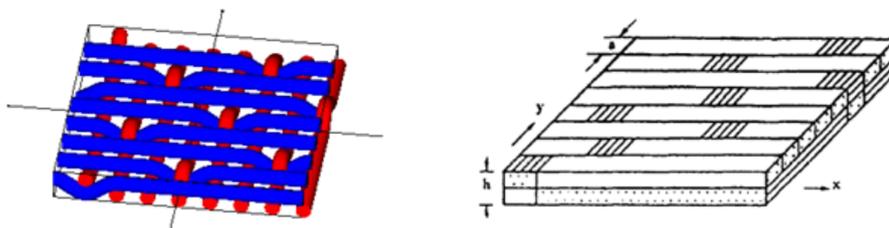


Abbildung 6.4: Mosaikmodell [14]

Eine Weiterentwicklung des Mosaikmodells stellt die Faserondulationsmethode dar. Sie unterteilt die Einheitszelle in drei verschiedene Bereiche: Bereiche gerader, unverformter Faserstränge, Bereiche der Verkreuzung und Bereiche reiner Matrix. Die Bereiche der Faserondulation werden in infinitesimale Stücke zerteilt, diese mittels der Laminattheorie berechnet und anschließend auf integriert. Die Bereiche geradliniger Fasern werden mit dem Mosaikmodell berechnet. So wird die Faserondulation senkrecht zur Gewebeebe berücksichtigt, die Ondulation in der Gewebeebe allerdings außer Acht gelassen [14].

Es wurden eine Vielzahl von analytischen Methoden entwickelt, um die Gewebeeigenschaften zu bestimmen. Ein häufiger Ansatz dabei ist die Einheitszelle zu unterteilen und die Teilstücke einzeln zu berechnen, um sie anschließend wieder zu verbinden. Alle analytischen Methoden haben gemeinsam, dass sie auf der Laminattheorie basieren und relativ schnell Ergebnisse liefern, da sie, verglichen mit den numerischen Methoden, wenig Rechenaufwand benötigen. Allerdings haben sie gegenüber den numerischen Methoden den Nachteil Vereinfachungen zu machen und somit sind ihre Ergebnisse weniger exakt. Die numerischen Methoden haben den Vorteil die komplexe Geometrie der Faserverbundwerkstoffe exakter abzubilden und somit verlässlichere und genauere Angaben über das Materialverhalten zu geben. Diese Möglichkeit der genauen Abbildung der Geometrie lässt es zu, unterschiedlichste Materialien und Formen zu untersuchen, welche bei analytischen Modellen durch die Abstraktion nicht berücksichtigt würden. Daher können die numerischen Modelle dazu benutzt werden, die analytischen Methoden zu verifizieren und verlässlicher zu machen. Der große Nachteil der numerischen Methoden besteht im hohen Berechnungsaufwand, verglichen mit analytischen Methoden, und damit einem zeitlichen und technischen Mehraufwand. Die Probleme bei der numerischen Simulation von Faserverbunden sind, die richtigen Randbedingungen für die jeweiligen Einheitszellen zu finden, damit diese das korrekte Verhalten eines Verbundwerkstoffes wiedergeben. Eine weitere Schwierigkeit besteht darin, die Geometrie der Faserverbunde korrekt und detailliert genug zu erstellen, da diese erhebliche Einfluss auf das Materialverhalten ausübt. Um eine schnelle und effiziente Berechnung zu erzielen und die Elementanzahl möglichst gering zu halten, muss das Vernetzen der Modelle möglichst schnell, automatisch und an die

Geometrie angepasst verlaufen. Die notwendigen Geometriedaten der zu berechnenden Modelle werden durch, zu diesem Zweck entwickelte Programme erzeugt. Im Folgendem werden nun einige dieser Programme genannt und kurz ihre Funktionsweisen erläutert.

Eines der geometrieerzeugenden Programme ist das von *Lomov* und *Verpoest* entwickelte *WiseTex*, auf welches in dieser Arbeit noch genauer eingegangen wird. Es erstellt die Geometrie der Faserverbunde durch analytische Berechnungen der Faserbündelverläufe mittels Energiegleichungen. Den verwendeten Materialien können mechanische Eigenschaften zugewiesen werden, welche Einfluss auf die Geometrie und das Faserbündelverhalten haben.

Ein weiteres Programm zur Geometrieerzeugung stellt *TexGen* dar. Bei diesem Programm kann eine größere Vielfalt an Verwebungsmöglichkeiten als in *WiseTex* genutzt werden. Allerdings werden die Faserbündelverläufe nicht durch mechanische Modelle berechnet, sondern nur durch geometrische Bedingungen definiert.

Das von *TexEng Software Ltd* entwickelte *TechTex CAD* berechnet den Faserbündelverlauf wie *WiseTex* ebenfalls mittels analytischen Modellen der mechanischen Zusammenhänge. Desweiteren kann *TechTex CAD* analytische Vorhersagen über die Materialkennwerte treffen.

ScotWeave, von *ScotCad Textiles Ltd* entwickelt, ist ein weiteres Programm zur Geometrieerzeugung. Mit *ScotWeave* können zur Zeit nur Gewebe erstellt werden und keinerlei Aussagen über das mechanische Verhalten getroffen werden.

Allen obigen Programmen ist gemein, dass sie ihre Geometriemodelle in Dateiformaten ausgeben, welche von FE-Simulationsprogrammen verarbeitet werden können. Dort werden die eingelesenen Modelle vernetzt, wenn dies nicht schon von externen Programmen gemacht wurde, und anschließend unter Anwendung der geeigneten Randbedingungen berechnet [33]. Im folgenden wird in näher auf die Mikrogeometrieerstellung von Geweben mit *WiseTex* und die direkte Modellierung in der FEM Software ANSYS eingegangen [41].

6.2 Mikrogeometrieerstellung von Geweben mit *WiseTex*

Das Programm *WiseTex* der *WiseTex* Programmfamilie liefert eine vollständige Beschreibung der inneren Geometrie des Faserverbundes. Um die hierarchische Struktur des Faserverbundes möglichst genau wiederzugeben, wird das Gewebe stufenweise von der Einzelfaser über das Faserbündel bis zur Einheitszelle aufgebaut. Auf die jeweiligen Eingabeparameter der einzelnen Bestandteile wird im Folgenden genauer eingegangen.

6.2.1 Einzelfaser

Als erstes und kleinstes Bestandteil des Verbundes wird die Einzelfaser bestimmt. Die Eingabeparameter der Fasern werden in zwei Gruppen aufgeteilt: *General* und *Mechanics*. Die Kategorie *Mechanics* muss nicht ausgefüllt werden, ist aber notwendig, wenn man sich vom

Programm die Faserondulation gemäß des Energiesatzes berechnen lassen will. Die Eingabegrößen der Klasse *General* lauten wie folgt:

- Garnstärke (Linear density), angegeben in *tex*
- Durchmesser (Diameter) der Faser, angegeben in *mm*
- Dichte (Density), angegeben in g/cm^3
- Reibungskoeffizient (Friction coefficient)

In der Gruppe *Mechanics* werden die Steifigkeiten in Längs- und Querrichtung eingegeben:

- Elastizitätsmodul (Young modulus), (E) angegeben in GPa
- Querdehnzahl (Poisson ratio), (ν)
- Schubmodul (Shear modulus), (G) angegeben in GPa

6.2.2 Faserbündel

Die Erzeugung der Faserbündel geschieht über die Eingabe der Querschnittsfläche und Form. Hier können elliptische, linsenförmige und rechteckige Querschnitte definiert werden. Zusätzlich können noch Angaben zum Aufbau (Monofilament, Multifilament, Gesponnen und Verdrillung) der Faserbündel gemacht werden. Mit den Angaben zur Biegesteifigkeit, Faservolumenverteilung, Kompressionsverhalten, Zugsteifigkeit der Faserbündel und dem Reibungskoeffizienten zwischen den einzelnen Faserbündeln hat WiseTex genügend Information, um eine beliebige Webstruktur zu erzeugen.

6.2.3 Gewebe

Bei der Mikrogeometrieerstellung von Geweben ist es zunächst wichtig die Einheitszelle zu definieren. Sie stellt das kleinste sich wiederholende Muster dar. Gewebe sind meist flächige Strukturen, können sich aber auch über mehrere Ebenen erstrecken und somit räumliche 3D Strukturen aufweisen, siehe [6.5](#).

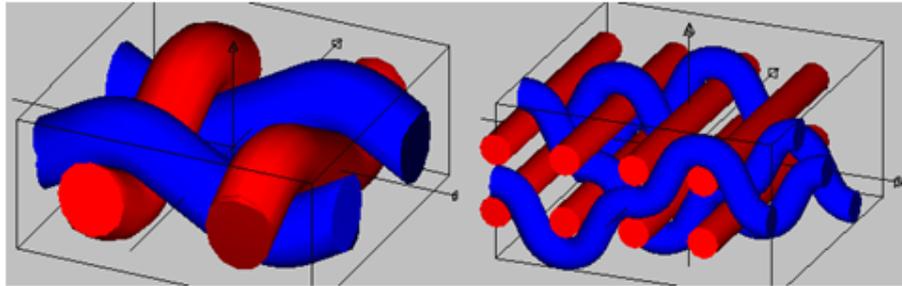


Abbildung 6.5: 2D und 3D Webmuster, erstellt mit *WiseTex*

Je nach Webart muss noch das entsprechende Grundwebmuster angegeben werden. Die typischen Vertreter sind in 6.6 dargestellt.

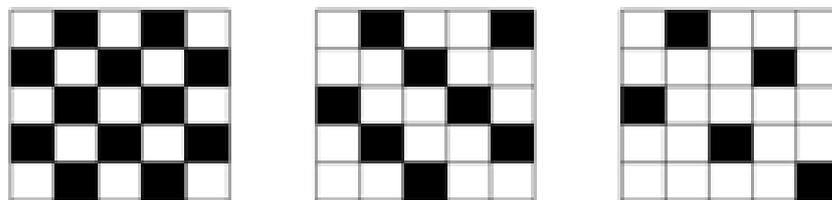


Abbildung 6.6: Leinwand-, Körper- und Atlasbindung

Je stärker ein Gewebe verkreuzt ist, desto schubsteifer ist es und die Drapierfähigkeit sinkt. Bei einfachen, wenig gekrümmten Formen wird dementsprechend die Leinwandbindung bevorzugt.

Zwei wichtige Parameter bei der Gewebeerstellung sind das *spacing*, also der Abstand der Faserbündel voneinander und der *crimp*, die Faserondulation. *WiseTex* kann die Faserondulation in Gewebedickenrichtung über die Eingaben der Biegesteifigkeit der Faserbündel berechnen, oder man definiert sie selbst. Die Berechnung durch *WiseTex* erfolgt mittels der Ermittlung der minimalen Biegeenergie. Die Biegeenergie der Faserbündel wird mit der Formel 6.6 berechnet. Um die Faserondulation der gesamten Einheitszelle zu erhalten, müssen die Biegeenergien aller beteiligten Faserbündel aufsummiert und ein Minimum gefunden werden.

$$w = \frac{1}{2}B \int \frac{(z(x)'')^2}{(1 + (z(x)')^2)^{\frac{5}{2}}} dx \quad (6.6)$$

B bezeichnet die Biegesteifigkeit, welche bei der Bündelerstellung angegeben wurde. $Z(x)$ stellt die Mittellinie des zu berechnenden Faserbündels dar, wie in Abbildung 6.7 gezeigt. Der Faserverlauf wird zur Berechnung in drei Teilbereiche aufgeteilt, um besser approximiert werden zu können:

- $0 < x < x_1 \rightarrow z(x)$ wird durch einen elliptischen Bogen beschrieben
- $x_1 < x < x_2 \rightarrow z(x)$ wird durch ein Polynom fünften Grades beschrieben
- $x_2 < x < p \rightarrow z(x)$ wird durch einen elliptischen Bogen beschrieben

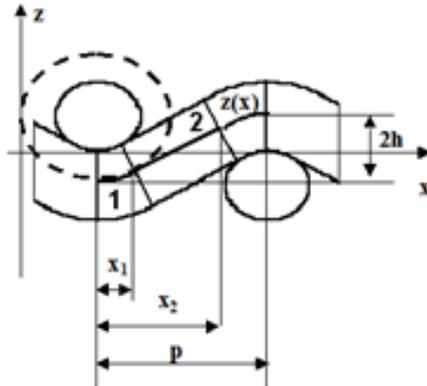


Abbildung 6.7: Faserverlauf in einem Biegeintervall in *WiseTex*

6.2.4 FE Export

FETex ist das Bindeglied zwischen der WiseTex Programmfamilie und ANSYS. Es erstellt aus den WiseTex-Modellen ANSYS-Dateien, damit die Modelle einer FE-Analyse unterzogen werden können. Nach der Übergabe der trockenen Gewebestruktur von WiseTex an FeTex wird das Modell durch Angabe des gewünschten E-Moduls und der Poissonzahl des isotropen Matrixwerkstoffes mit Matrix aufgefüllt. Dies gilt sowohl für den Raum zwischen den Faserbündeln, als auch für die Faserbündel selbst. Es ist in FETex nicht möglich unterschiedliche Matrixwerkstoffe in den Faserbündeln und dem Zwischenraum des Faserverbundwerkstoffes zu wählen. Durch die Wahl des Matrixwerkstoffes werden die Eigenschaften der Faserbündel festgelegt und mittels mikromechanischen Gleichungen berechnet. Diese werden dann als Materialparameter an ANSYS weitergegeben.

6.3 Einfluß der textilen Faserarchitektur auf das Steifigkeitsverhalten

Das Steifigkeitsverhalten wurde einerseits an einem triaxialen und an einem biaxialen Gewebe untersucht. Als Matrixmaterial wurde jeweils ein steifes Epoxid und ein weiches Silikon verwendet. Im Folgenden werden die Abkürzungen Triax / Biax CFRP (Carbon fibre reinforced plastic) und CFRS (Carbon reinforced silicone) für die untersuchten Verbundmaterialien

verwendet. Die Mikrostruktur wurde im Fall des biaxialen Gewebes mit der Software WiseTex erstellt, mit FeTex diskretisiert und in die FEM Software ANSYS exportiert. Im Fall des triaxialen Gewebes bestand keine Möglichkeit, eine solche Faserarchitektur in WiseTex zu erstellen, daher musste die Mikrogeometrie händisch anhand von mikroskopischen Schlifflinien modelliert werden. Die Faserstränge wurden beim Triax CFRS und CFRP als Balkenelemente diskretisiert, welches erhebliche Vorteile in der Rechenzeit ergibt, aber eine sehr gute Kenntnis der Mikrostruktur bedingt. Kleinste Änderungen speziell an der Verbindung der Faserstrangüberkreuzung, wirken sich sehr stark auf das globale Steifigkeits- und thermoelastische Verhalten aus.

6.3.1 Biaxiales Gewebe

Es wurde ein FE Mikromodell eines biaxialen Leinwandgewebes aufgebaut und analysiert. Das trockene Gewebe hat ein Flächengewicht von $65\text{g}/\text{m}^2$. Die verwendete Faser ist von Typ T700 und wurde in einer Rovingstärke von 1K verarbeitet. Weitere Kennwerte sind:

- Fasermodul [GPa] 230
- Zugfestigkeit [MPa] 3530
- Bruchdehnung [%] 1,5
- thermischer Ausdehnungskoeffizient [$10^{-6}K^{-1}$] -0,41
- Faserdurchmesser [μm] 7
- Filamentanzahl (1K) 1000
- Längengewicht (1K) [tex] 66

Die Geometrie der Faserbündel wurde mit einem Lichtmikroskop vermessen und statistisch ausgewertet. In der Abbildung 6.8 ist eine Draufsicht des Biax CFRS zu erkennen. In dieser Ansicht wurden die Geometriedaten ermittelt. Desweiteren ist zu erkennen, daß das untersuchte Gewebe keine verdrehten oder versponnenen Faserbündel aufweist. Die Auswertung der Faserbündeldicke war wesentlich schwieriger, da die Dicke des Biax CFRS nur sehr gering war und die weiche Silikonmatrix ein Anschleifen des Querschnittes, ohne ein Herausreißen der Fasern zu provozieren, nicht zuließ.

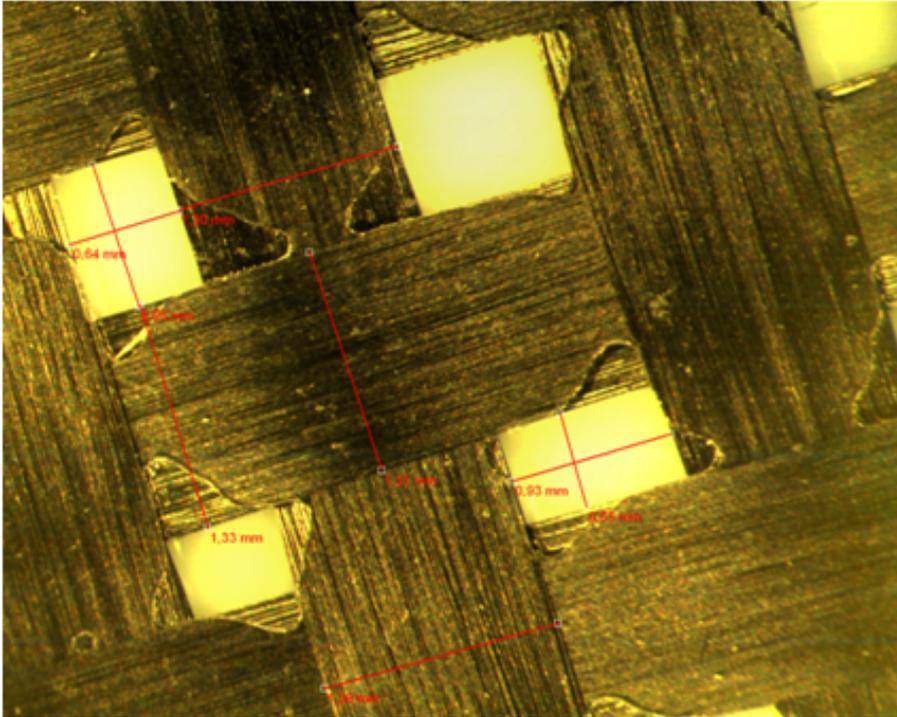


Abbildung 6.8: Vermessung der Faserbündelgeometrie im Lichtmikroskop

Über die Biegesteifigkeit des Faserbündels waren keine Werte bekannt, da sie aber von großer Bedeutung für die Berechnung der Geometrie ist, wurde sie anhand der Gleichung 6.7 aus WiseTex abgeschätzt. N_f ist die Faseranzahl im Bündel, B_f die Biegesteifigkeit der Einzelfaser, E_f der Elastizitätsmodul der Faser und d_f der Faserdurchmesser.

$$B \approx N_f B_f B_f = \frac{E_f^4}{d_f} 64 \quad (6.7)$$

So wurde dem Faserbündel eine lineare Biegesteifigkeit von $8,63 * E^{-3} N/mm^2$ zugewiesen.

Zugsteifigkeit Nach der Erstellung der Einheitszelle in WiseTex wurde diese in FeTex diskretisiert und in ANSYS exportiert. FeTex füllt die gesamte Einheitszelle mit Matrixwerkstoff auf, sodass ein Block mit den eingebetteten Faserbündeln exportiert wird. Die Einheitszelle wurde zur Bestimmung der Zugsteifigkeit an einer Querschnittfläche durch eine Verschiebung belastet und auf der gegenüberliegenden in ihrer Verschiebung blockiert. Die beiden Seitenränder wurden mit symmetrischen Randbedingungen belegt. Aufgrund der Faserstreckung bei Belastung musste eine geometrisch nichtlineare Berechnung durchgeführt werden. In 6.9 ist gut zu erkennen, wie sich die Faserstränge ausrichten können. Die erste Darstellung zeigt eine gleichmäßige Belastung in Kett- und Schußrichtung und die zweite eine einseitige Zugbelastung.

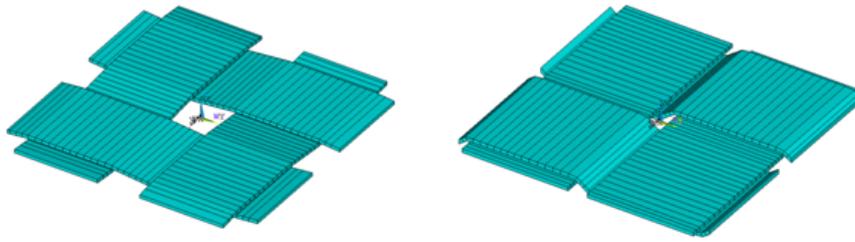


Abbildung 6.9: Faserstreckung im FE Modell

Aufgrund der Faserbündelstreckung ergibt sich ein Steifigkeitsanstieg bis zur vollständigen Streckung. Dieses nichtlineare Verhalten ist aber nur bei einer sehr weichen Matrix wie das verwendete Silikon zu beobachten. Im Fall der einer steifen Epoxidmatrix ist nahezu kein Unterschied bemerkbar. In 6.10 ist das Spannungs- Dehnungsverhalten in einer der beiden Faserrichtungen des untersuchten Leinwandgewebe, einerseits mit einer steifen Epoxidmatrix und mit dem sehr weichen Silikon *RT601*.

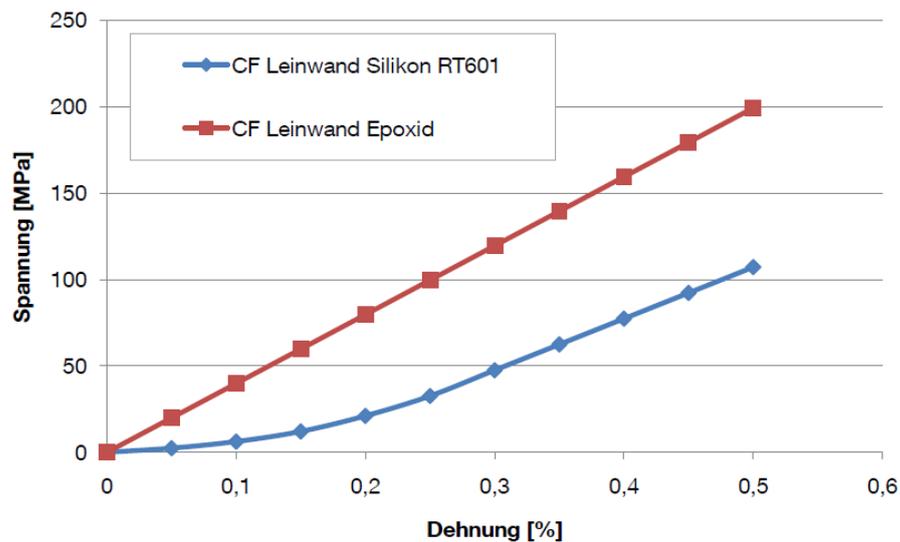


Abbildung 6.10: Faserstreckung im FE Modell

Der anfängliche nichtlineare Verlauf des Biax CFRS mit der weichen Matrix ist deutlich zu erkennen. Auch die anschliessende, konstante Steifigkeit ist geringer als dessen Pendant mit Epoxid.

Entsprechende experimentelle Zugversuche wurden nicht nur an einlagigen, sondern auch an mehrlagige Proben durchgeführt. Durch die Schichtung mehrerer identischer Lagen wird die Garnbeweglichkeit im Verbund blockiert und führt somit zu einer zunehmenden, höheren und lineareren Steifigkeit. In den Diagrammen 6.11 sind die Testergebnisse dargestellt.

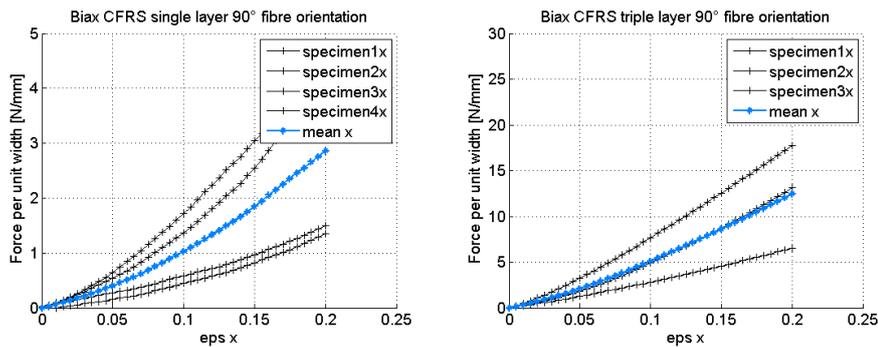


Abbildung 6.11: Nichtlineares Steifigkeitsverhalten des CF Leinwandgewebe mit Silikonmatrix RT601

Das erste Diagramm zeigt das Spannungs- Dehnungsdiagramm einer Einzellage und das zweite ein Laminat aus drei Lagen. Die blaue dickere Linie gibt immer den Mittelwert der Versuche an. Die starke Streuung resultiert aus der fast unvermeidlichen Faserbündelondulation bei der Fertigung. In Kapitel 4.3.1 wurde bereits auf die starke Sensitivität bezüglich des Faserablegefehlers eingegangen. Die Zunahme der Steifigkeiten mit der Lagenanzahl ist durch die zunehmende Bewegungsbehinderung der Einzelgarne zu begründen, siehe 6.12.

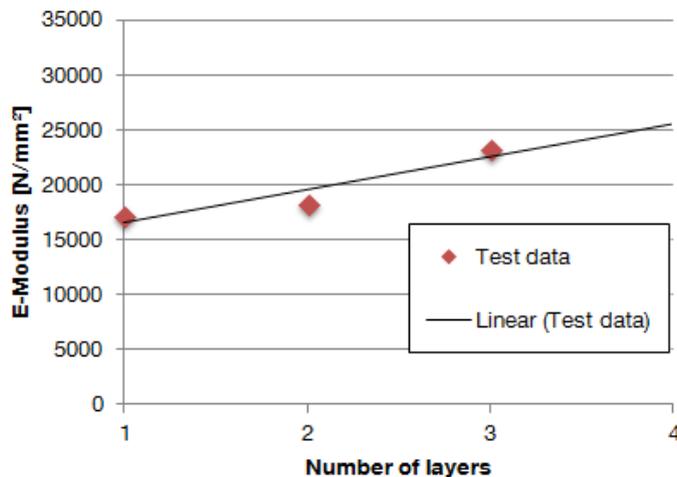


Abbildung 6.12: Zunahme der Steifigkeit mit der Anzahl der Lagen aufgrund der Bewegungsbehinderung der Einzelgarne im Mehrschichtaufbau

Der Schubmodul des Verbundes wurde gerade in Hinblick auf die Verwendung als rekonfigurierbares Antennenmaterial untersucht. Hierbei kommt es auf einen möglichst niedrigen Schubmodul bei einer verhältnismäßig hohen Membransteifigkeiten an, um Schubbeulen zu

verhindern. Der Schubmodul wurde an einem $\pm 45^\circ$ Laminat getestet. Bei dieser Belastungsrichtung dominiert die hohe Richtungsabhängigkeit nicht mehr das Tragverhalten, daher streuen die experimentellen Messergebnisse weit weniger, siehe 6.13.

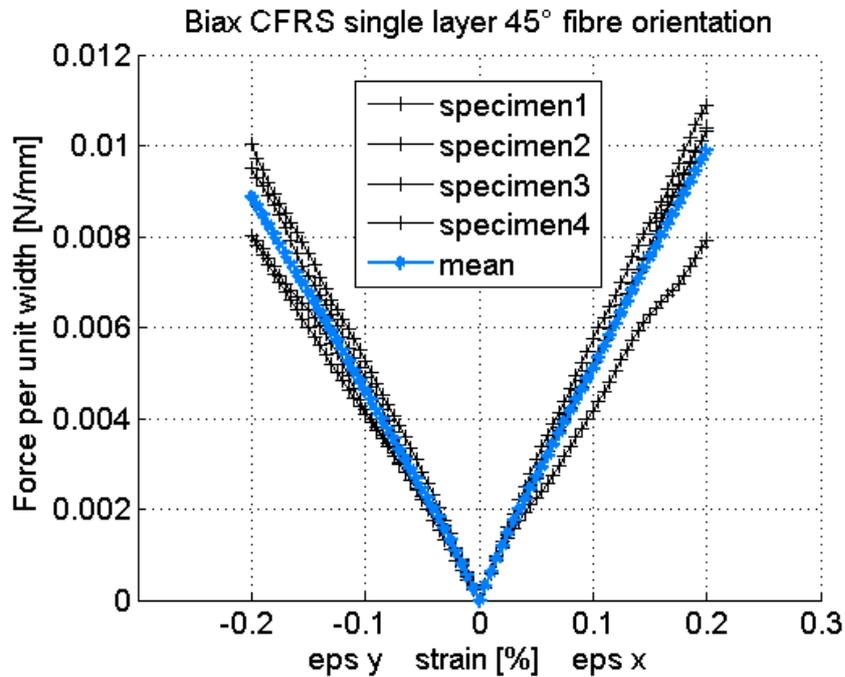


Abbildung 6.13: Spannung- Dehnungsverhalten des $\pm 45^\circ$ Laminats zur Schubmodulbestimmung

Der Vergleich der experimentellen Versuchsergebnisse mit dem FE Modell zeigt eine sehr gute Übereinstimmung der Ergebnisse, siehe 6.2.

G-modul	Mittelwert	Standardabweichung
exp. Zugversuch	9,24N/mm ²	1,388
FE Modell	9,18N/mm ²	
Abweichung	0,6%	

Tabelle 6.2: Vergleich der Schubmoduli aus FEM und Test

Bei der experimentellen Untersuchung des Schubmoduls wurden auch Mehrschichtaufbauten getestet. Hintergrund war die Charakterisierung des Materials für die Verwendung als rekonfigurierbare Satellitenantenne, welche auch aus einem mehrschichtigen Laminat bestehen soll. Das mehrschichtige $\pm 45^\circ$ Laminat zeigte ebenfalls eine starke Zunahme des Schubmoduls mit der Anzahl der Lagen. Die Zunahme resultiert vorwiegend aus der zunehmenden

Sperrwirkung der fertigungsbedingten Ondulation der Einzellagen, siehe 6.14. Wie stark der Schubmodul bei Werkstoffen mit extremen Orthotropieverhältnissen von der fertigungsbedingten Fehlorientierung abhängt wurde schon in 4.58 gezeigt. Dieser Effekt verstärkt sich nochmals in einem mehrschichtigen, symmetrischen $\pm 45^\circ$ Laminat mit stochastisch verteilten Fehlorientierungen.

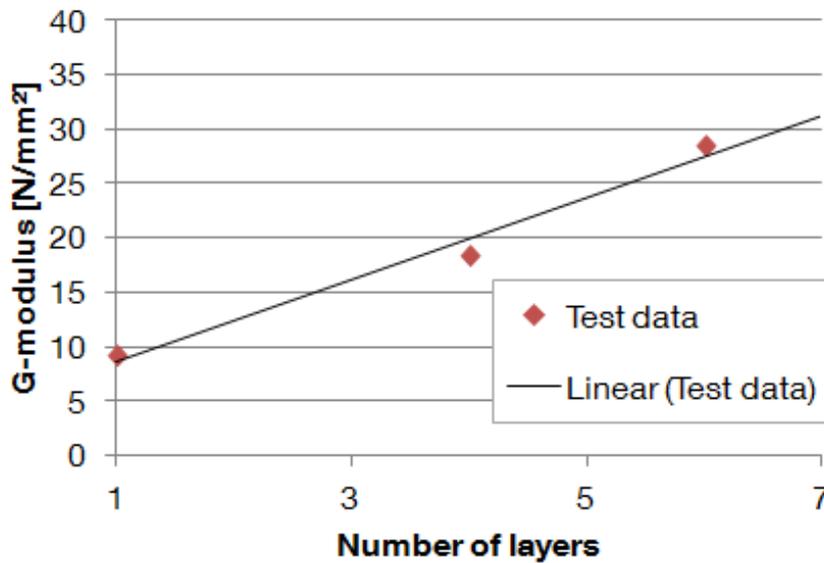


Abbildung 6.14: Zunahme des Schubmoduls mit der Anzahl der Lagen aufgrund der Bewegungsbehinderung der Einzelgarne im Mehrschichtaufbau

Der thermische Ausdehnungskoeffizient konnte mit dem selben FE Modell analysiert werden. Als Randbedingungen wurden die selben gekoppelten Randbedingungen, wie im Modell der unidirektionalen Einheitszelle verwendet, d.h. die Querschnitte bleiben eben. Ohne diese Definition der Randbedingungen stellen sich lokale Verkrümmungen aufgrund der lokal unsymmetrischen Schichtung ein. Außerdem dehnt sich die Matrix deutlich stärker als die Faser bei Temperaturerhöhung aus und erzeugt somit unebene Kanten. Der thermische Ausdehnungskoeffizient für die Faserbündel wurde mittels folgender Formeln berechnet:

$$\alpha_{\parallel} = \frac{1}{E_{FB\parallel}} (E_{f\parallel} \cdot \alpha_f \cdot \varphi_f + E_M \cdot \alpha_M \cdot \varphi_M) \quad (6.8)$$

$$\alpha_{\perp} = \alpha_f \sqrt{\varphi_f} + \alpha_M (1 - \sqrt{\varphi_f}) \left(1 + \varphi_f \varphi_M \frac{E_F}{E_{FB}}\right) \quad (6.9)$$

Der resultierende Wärmeausdehnungskoeffizient und die entsprechenden Eingabedaten sind im Folgenden aufgelistet:

- Eingabewerte:

- Faservolumenanteil im Faserbündel: $\varphi_F = 49,4\%$
- CTE C-Faser: $\alpha_{\parallel} = -0,41 \cdot 10^{-6} 1/K$
- CTE Silikonmatrix *RT601*: $\alpha_M = 373 \cdot 10^{-6} 1/K$
- CTE Faserbündel: $\alpha_{\parallel} = -0,405 \cdot 10^{-6} 1/K$ $\alpha_{\perp} = 166,477 \cdot 10^{-6} 1/K$
- CTE Biax CFRS: $\alpha = 0,0001636 \cdot 10^{-6} 1/K$

Der berechnete CTE des Verbundes Biax CFRS liegt sehr nahe bei Null. Dieser Wert wurde auch in experimentellen Untersuchungen erzielt, siehe [20].

Der Wärmeausdehnungskoeffizient nahe Null prädestiniert dieses Material für die Verwendung von hochgenauen Strukturen, die thermisch stark belastet sind. Typischerweise sind dies Weltraumstrukturen wie Satellitenantennen.

6.3.2 Triaxiales Gewebe

Zusätzlich zum Verbund Biax CFRS wurde noch ein sogenanntes triaxiales Gewebe in Verbindung mit einer Silikonmatrix untersucht. Der Name triaxiales Gewebe adressiert die Faserorientierung der Faserbündel im Gewebe. Diese sind in einem Winkel von $\pm 60^\circ/0^\circ$ angeordnet. Die Vorteile eines solchen Gewebes liegen im:

- niedriges Flächengewicht
- isotrope Kennwerte (thermisch und mechanisch)
- geringe Angriffsfläche für akustische Lasten, aufgrund der Löcher
- keine Polarisation elektromagnetischer Strahlen durch den quasiisotropen Aufbau

Das triaxiale Gewebe wurde sowohl mit einer duromeren (Cyanatester bzw. Epoxid) als auch einer elastomeren (Silikon) Matrix imprägniert. Die Silikonmatrix wurde zur Verwendung als Faltsstruktur eingesetzt. Die Flexibilität eines solchen Verbundes und die Faserorientierungen des Gewebes sind in Abbildung 6.15 dargestellt.

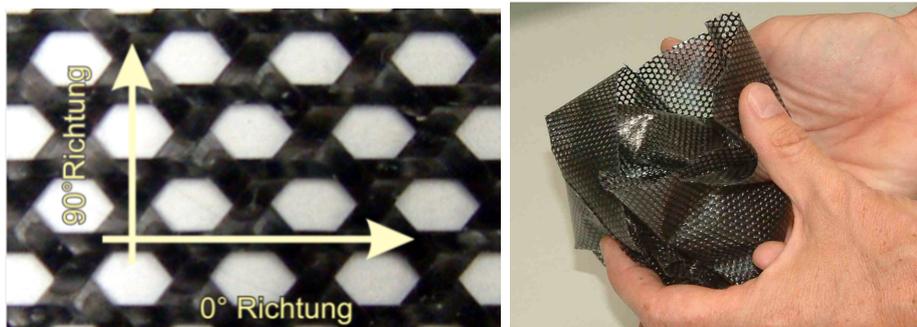


Abbildung 6.15: Faserorientierung und Flexibilität in Verbindung mit der Elastomermatrix des triaxialen Gewebes

Finite Element Modell Das FE Modell wurde aus Balkenelementen modelliert, daher musste die Amplitude und die Wellenlänge, sowie deren Querschnittsgeometrie der Einzelgarne sehr genau vermessen werden und im FE Modell umgesetzt werden. Durch intensive Parameterstudien stellte sich heraus, dass die Modellierung der Faserbündelkreuzungspunkte einen entscheidenden Einfluss auf das thermo-elastische, sowie das mechanische Steifigkeitsverhalten hat. Im Modell wurde der Kreuzungspunkt durch ein Balkenelement beschrieben, siehe Abbildung 6.16.

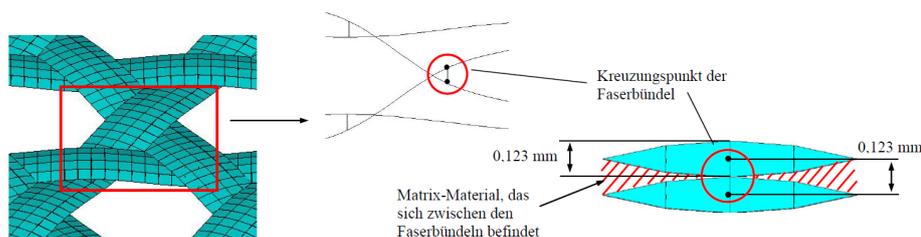


Abbildung 6.16: Modellierung der Faserkreuzungspunkte im Triax CFRS und CFRP

Das Balkenverbindungselement bestimmt mit seiner thermischen Ausdehnung das thermo-elastische Verhalten des Verbundes, da es wie ein Scherenheber die Faserbündel von einander abhebt und somit eine Verkürzung des Verbundes bei Temperaturerhöhung erzeugt. Eine Parameterstudie bezüglich des thermischen Ausdehnungskoeffizienten von dem Verbindungselement zeigt, dass schon ein leicht positiver CTE zu einem negativen CTE des Verbundes führt. Typischerweise müssten diese Elemente mit den Matrixeigenschaften, bzw. dem thermischen Ausdehnungskoeffizienten der Faserbündel in Faserquerrichtung, belegt werden. Aufgrund der starken Idealisierung mit Balkenelementen muss das Verbindungselement entweder in seinen Materialeigenschaften speziell angepasst werden, oder man verwendet spezielle Koppelbedingungen, die die Garne nicht nur punktuell verbinden, sondern im gesamten Überlappungsbereich.

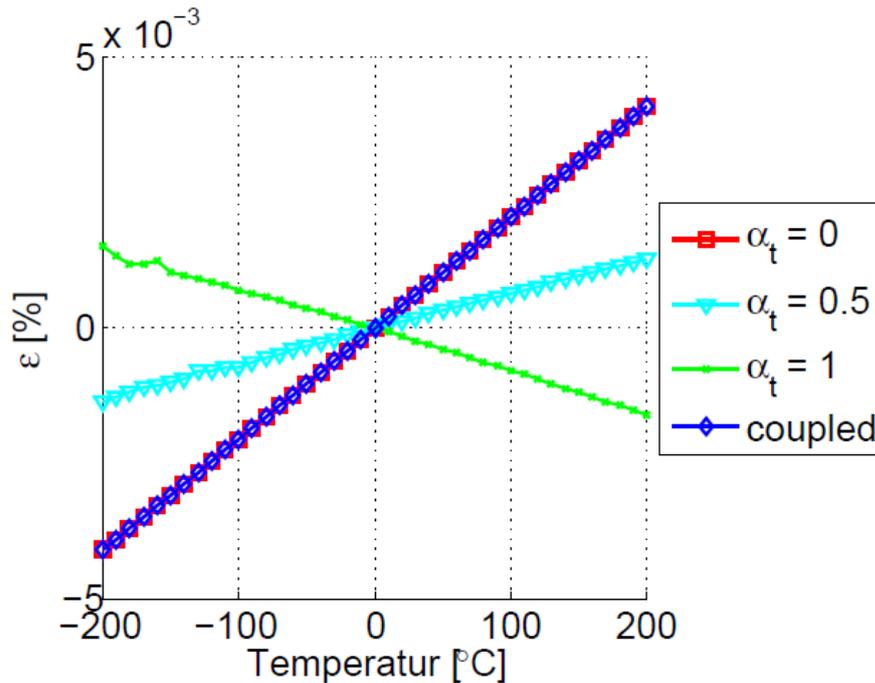


Abbildung 6.17: Einfluss des therm. Ausdehnungskoeffizienten des Verbindungselementes im triaxialenverstärkten Verbund Quelle: [21]

Weiterhin beeinflusst dieses Verbindungselement im Balkenmodell auch das mechanische Steifigkeitsverhalten. Die Faserbündel besitzen durch die punktuelle Verbindung eine wesentlich längere Knicklänge als in der Realität und knicken dadurch unter Druckbelastung leicht aus. Bei der Verwendung einer weichen Silikonmatrix kommt dieser Effekt besonders zum Tragen. Die Druckbelastung auf die Garne resultiert insbesondere bei einer Belastung in 90° Richtung durch die hohe Querkontraktion. Durch dieses Phänomen zeigt das FE Balkenmodell eine starke Richtungsabhängigkeit trotz der quasiisotropen Faserorientierung, wie es in [21] gezeigt wurde.

Mit Hilfe einer experimentellen Studie konnte gezeigt werden, dass dieses Phänomen in der Realität weitaus geringer ausgeprägt ist als im FE Modell, vorausgesetzt man verwendet ein berührungsloses Messverfahren und wählt den Bereich für die Dehnungsevaluation nach Formel 5.1. Die großflächige Dehnungsauswertung glättet lokale Effekte. In der experimentellen Studie wurden einlagige Proben in den Hauptrichtungen 0° und 90° getestet. Dabei stellte sich heraus, dass sich bei kleinen Dehnungen ein isotropes Steifigkeitsverhalten zeigt und nur eine geringe Abhängigkeit von der Probengeometrie festzustellen ist, siehe Tabelle 6.3. Diese geringe Abhängigkeit fällt aber in den Bereich der Streuung. Bei höheren Dehnungen stellt sich durch die Streckung der Fasern in 0° Richtung ein ausgeprägtes nichtlineares Steifigkeitsverhalten ein, sodass keine Isotropie in der Ebenen mehr besteht, siehe Tabelle 6.4. Der entsprechende Spannungs- Dehnungsverlauf ist in 6.18 dargestellt.

Dehnungsbereich [%]	Probengröße [mm]		Probendicke [mm]	E-Modul [N/mm^2]	
	Länge	Breite	Mittelwert	Mittelwert	Standardabweichung
0,005 - 0,1	300	200	0,18	244,78	28,14
0,005 - 0,1	400	200	0,18	241,08	10,03
0,005 - 0,1	500	200	0,18	272,40	45,31
0,005 - 0,1	150	50	0,18	233,12	37,09
0,005 - 0,1	300	100	0,18	248,34	18,33
0,005 - 0,1	500	200	0,18	272,40	45,31

Tabelle 6.3: Steifigkeit in 90° Richtung von Triax CFRS

Dehnungsbereich [%]	Probengröße [mm]		Probendicke [mm]	E-Modul [N/mm^2]	
	Länge	Breite	Mittelwert	Mittelwert	Standardabweichung
0,001 - 0,05	150	70	0,18	350,96	29,61
0,05 - 0,125	150	70	0,18	509,99	81,77
0,125 - 0,2	150	70	0,18	1272,4	350,11

Tabelle 6.4: Steifigkeit in 0° Richtung von Triax CFRS

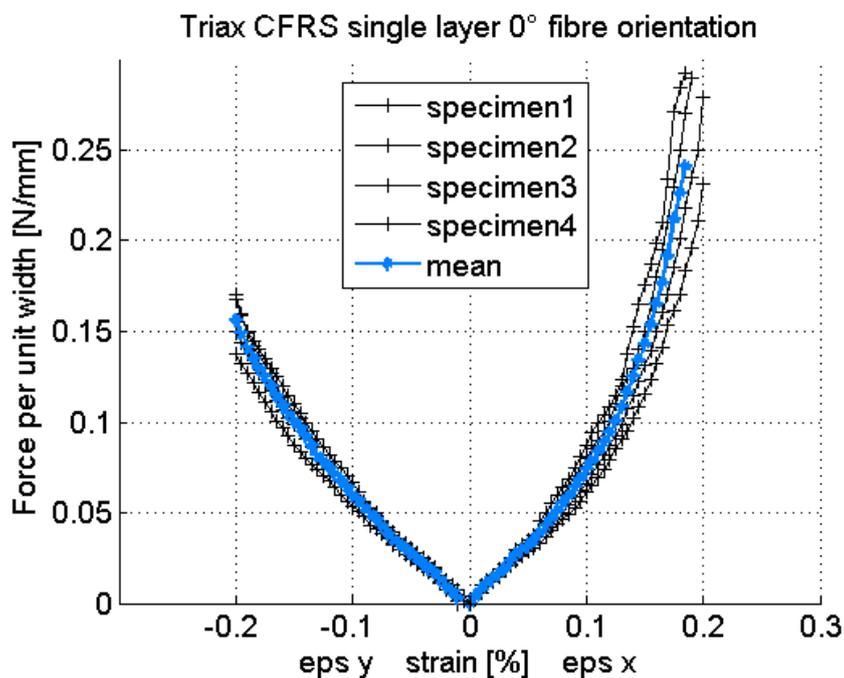


Abbildung 6.18: Nichtlineares Spannungs- Dehnungsverhalten von Triax CFRS in 0° Richtung

Deutlich zu erkennen ist, dass das Triax CFRS ein isotropes Steifigkeitsverhalten bei kleinen Dehnungen besitzt, welches aber mit zunehmender Dehnungen durch die Streckung der Faserbündel anisotrop wird.

6.4 Zusammenfassung

In diesem Kapitel wurde gezeigt, wie sich die Kennwerte von faserverstärkten Elastomeren und Duromeren aus textilen Halbzeugen ermitteln lassen. Dabei wurden als Beispiele ein biaxiales und ein triaxiales Gewebe mit jeweils einer steifen, duromeren und einer weichen, elastomeren Matrix untersucht. Im Fall des biaxialen Gewebes konnte die Software WiseTex zur Geometrierstellung genutzt werden. Währenddessen die Struktur des triaxialen Gewebes händisch modelliert und diskretisiert werden musste.

Anhand der FEM Untersuchungen zeigte sich, dass durch die Verwendung einer wesentlich weicheren elastomeren Matrix, geometrische Nichtlinearitäten im Spannungs Dehnungsverhalten signifikant für die Bauteilauslegung werden. Diese Nichtlinearitäten werden vorwiegend durch die dreidimensionale Webstruktur der textilen Halbzeuge hervorgerufen. Dabei ist eine starke Analogie zu dem Verhalten der trockenen Textilien zu sehen. Weiterhin wurde darauf eingegangen, wie stark sich das mechanische Verhalten ändern kann, wenn ein hoher Grad an Idealisierungen bei der Abbildung der Faserarchitektur verwendet wird. Am Beispiel des triaxialen Gewebes wurde dies sehr deutlich. Der hohe Idealisierungsgrad führte zu Effekten, die in der Realität nur eine untergeordnete Rolle spielen. Dies gilt insbesondere bei kleinen Probenabmessungen. Durch die Validierung der FE Ergebnisse mit experimentellen Tests konnten diejenigen Parameter im Modell identifiziert und entsprechend angepasst werden.

7 Strukturbeispiel: Mechanisch rekonfigurierbarer Satellitenantennenreflektor

Als Strukturbeispiel, bei dem ein faserverstärktes Elastomer zum Einsatz kommt, wird eine rekonfigurierbare Satellitenantenne angeführt. Eine rekonfigurierbare Satellitenantenne ist eine meist parabelförmige Schale, die durch an der Rückseite angebrachte Aktuatoren verformt werden kann. Durch die Rekonfiguration erhöht sich einerseits die Effizienz, da der Empfang auf ein beliebig geformtes Sendegebiet fokussiert werden kann. Weiterhin kann eine im Orbit rekonfigurierbare Antenne für verschiedene Missionen universell eingesetzt werden. Die Abbildungen 7.1 und 7.2 zeigen eine solche rekonfigurierbare Satellitenantenne.

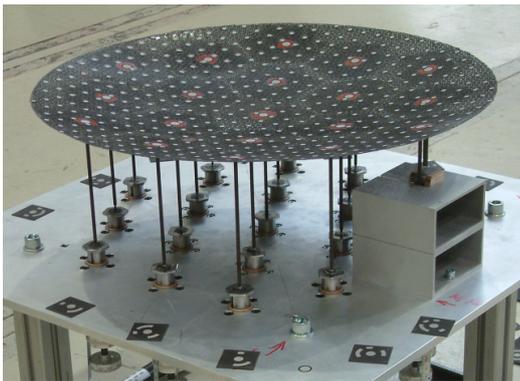


Abbildung 7.1: Demonstrator einer rekonfigurierbaren Satellitenantenne mit 19 Aktuatoren. Entwickelt am LLB

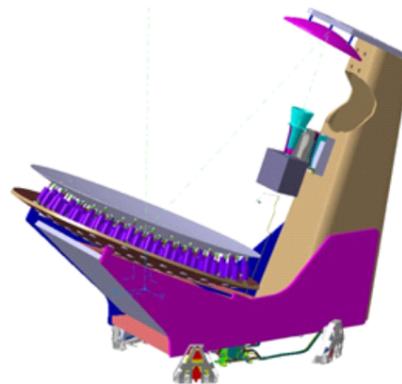


Abbildung 7.2: CAD Zeichnung einer gregorianische Antenne mit rekonfigurierbarem Hauptreflektor [19]

7.1 Anforderungen der reflektierenden Oberfläche

Im Rahmen dieser Arbeit wurde ein Demonstrator einer rekonfigurierbaren Satellitenantenne entwickelt, gebaut und getestet. Besonderes Augenmerk galt der Entwicklung der reflektierenden und rekonfigurierbaren Oberfläche. Diese muss den starken Verformungen der Rekonfiguration, sowie den extremen Umgebungsbedingungen im Weltall bei optimalem Abstrahlungs-

verhalten standhalten. Im Folgenden werden die Anforderungen an das Antennenmaterial genauer beschrieben.

Umwelteinflüsse

- Betriebstemperaturen von $-120^{\circ}C$ bis $+150^{\circ}C$
- Minimale Ausgasung im Hochvakuum
- Resistent gegen atomaren Sauerstoff
- starke Gammastrahlung durch die Sendeleistung

Der weite Bereich der Betriebstemperatur ergibt sich aufgrund der jeweiligen Position zur Sonne. Deshalb ist es besonders wichtig, ein Material auszuwählen, welches einen sehr niedrigen Wärmeausdehnungskoeffizienten besitzt, um Verformungen durch die großen Temperaturunterschiede zu vermeiden. Die Ausgasung von volatilen Anteilen muss ebenfalls sehr gering sein, da sich diese im Hochvakuum auf anderen Baugruppen niederschlagen oder einen Materialschrumpf hervorrufen können. Weiterhin kann der atomare Sauerstoff bei ungeschützten Kohlenstofffasern zu einer ungewollten Oxidation und Degradation führen. Die hohe Gammastrahlenbelastung, aufgrund der starken elektromagnetischen Strahlung kann in dem Material ein starke Alterung und Versprödung hervorrufen und muss daher überprüft werden.

In vorangegangenen Arbeiten [22] und [11] wurde bereits das *CFRS Carbon Fibre Reinforced Silicone*, ein kohlenstofffaserverstärktes Silikon, intensiv auf dessen Spezifikation für den Gebrauch als reflektierendes Material für entfaltbare Satellitenreflektoren getestet. Dabei konnte die Eignung für den Einsatz im Weltraum und dessen guten radioreflektiven Eigenschaften bestätigt werden.

Anforderungen an das elastische Verhalten Durch die relativ hohe geometrische Aktuatordichte (ca. $100mm$ Abstand) und einem Aktuatorhub von $\pm 15mm$ muss die reflektierende Oberfläche sehr spezielle elastische Eigenschaften besitzen. Vorangegangene Arbeiten an rekonfigurierbaren Antennen haben gezeigt, dass mit isotropen Materialien die Anforderungen nicht erfüllbar sind. In [13] wurde eine dünne Nickelschale als rekonfigurierbare Antenne untersucht. Es zeigte sich, dass mit diesem Konzept nur sehr kleine Verformungen ($< 0,1mm$) möglich sind. In der Kozeptfindungsphase wurde ein finites Element Modell mit einer vorgespannten Membran und einer rein auf den Aktuatoren gelagerte Schale als reflektierende Oberfläche untersucht. Das verformte Modell mit der Sandwichschale ist in Abbildung 7.3 dargestellt. Die Aktuatorverschiebung betragen $\pm 10mm$ bei einem Refelktordurchmesser von $200mm$.

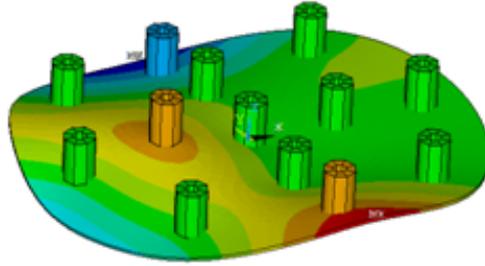


Abbildung 7.3: FE Modell mit Sandwichschale und freiem Rand

Anhand einer Parameterstudie mit verschiedenen Steifigkeiten und einem Sandwichaufbau konnte gezeigt werden, dass die Steifigkeit der reflektierenden Oberfläche möglichst klein sein muss, um die Aktuatorkräfte klein zu halten. Gleichzeitig sollte sie eine relativ hohe Biegesteifigkeit besitzen, um eine möglichst glatte Oberfläche zu erzeugen, siehe 7.4.

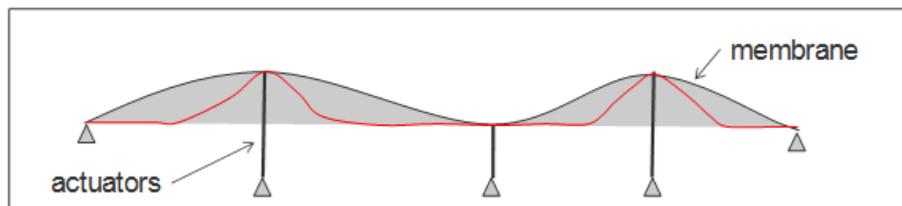


Abbildung 7.4: Notwendige Biegesteifigkeit der reflektierenden Oberfläche, um eine glatte Oberfläche zu erzeugen

Weiterhin würde eine dünne Membran zu Instabilitäten (Beulen) bei Druck und insbesondere bei Schubbelastungen neigen. Die stark nichtlineare Strukturantwort einer solchen Struktur würde den Regelungsaufwand wesentlich erschweren. In 7.5 und 7.6 ist eine dünne ($0,3\text{mm}$) reflektierende Oberfläche mit einem steifen und einem weichen Material mit den gleichen Aktuatorverschiebungen belastet worden. Es ist gut zu erkennen, dass das weiche Material keine Schubbeulen mehr zeigt.

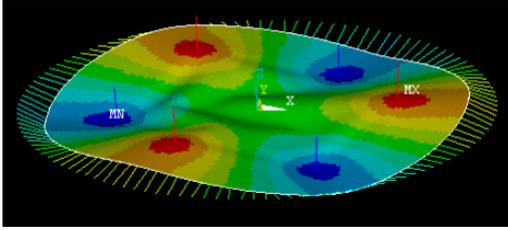


Abbildung 7.5: Dünne vorgespannten reflektierenden Oberfläche mit einem steifen Material ($E = 1600\text{Mpa}$); Schubbeulen

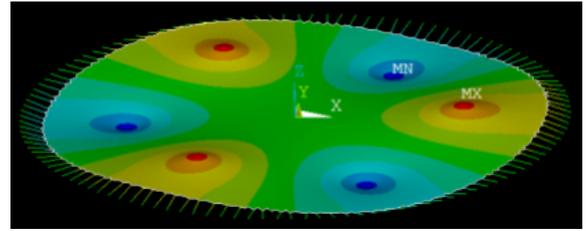


Abbildung 7.6: Dünne vorgespannten reflektierenden Oberfläche mit einem weichen Material ($E = 300\text{Mpa}$); keine Schubbeulen

Durch die Verwendung einer Schale mit einer gewissen Biegesteifigkeit kann einerseits die Vorspannung der reflektierenden Oberfläche entfallen, wodurch die Aktuatorkräfte sinken und andererseits erhöht sich die Beulstabilität.

Ein Sandwichaufbau mit einem weichen Silikonkern kann die Biegesteifigkeit und die Beulstabilität bei näherungsweise gleicher Dehnsteifigkeit erhöhen. Durch die geringe Bettungssteifigkeit des weichen Kerns beulen die Deckschichten allerdings schon bei wenigen Millimetern Absenkung aus. Dies wurde in einem Drei-Punkt-Biegeversuch bestätigt, siehe 7.7.

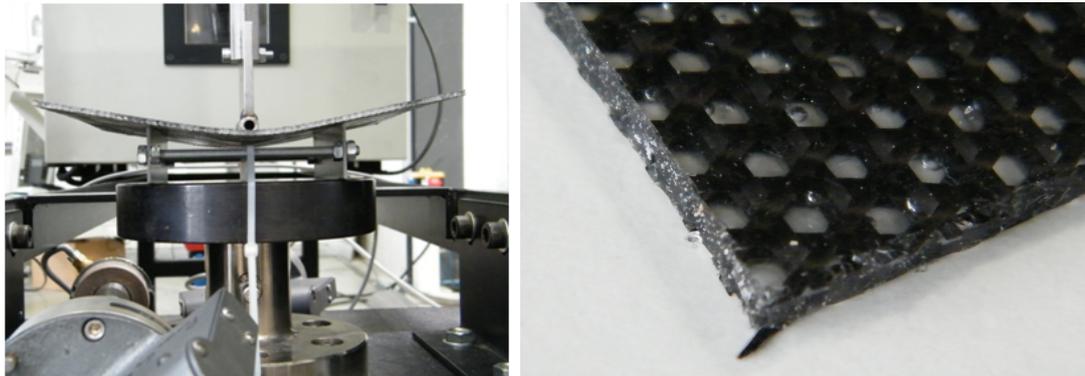


Abbildung 7.7: Sandwich mit 2mm Silikonkern und Triax CFRS Deckschichten im Drei-Punkt-Biegeversuch

Die Verwendung eines Laminats aus mehreren Schichten CFRS erzeugt die nötige Bettungssteifigkeit der Deckschichten und ermöglicht durch die niedrige interlaminare Schubsteifigkeit die nötige Flexibilität. Durch die Verwendung von zusätzlichen Schichten im Bereich der Aktuatoren konnte eine lokale Erhöhung der Biegesteifigkeit erreicht werden, siehe 7.8. Die direkte Anbindung des Kugelgelenks an die reflektierende Oberfläche reduziert die thermoelastischen Dehnungen des CFRS Laminats in Dickenrichtung.

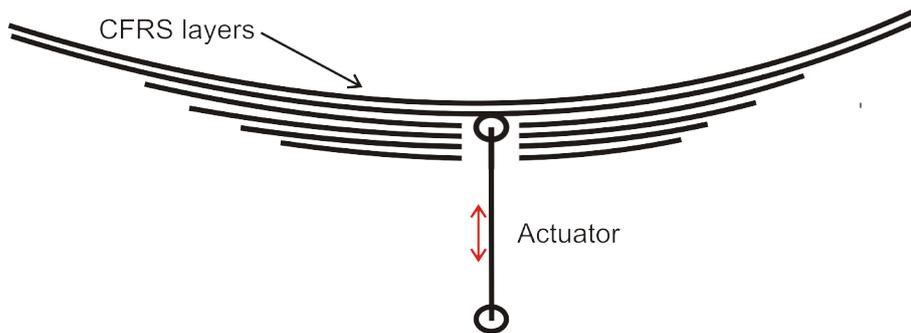


Abbildung 7.8: Lokal Erhöhung der Biegesteifigkeit durch mehrlagige Schichtung [19]

7.2 Aufbau des Labormodells

Es wurde ein Labormodell mit 19 Aktuatoren und 500mm Durchmesser und zur Verifikation ein entsprechendes FE Modell aufgebaut. Die reflektierende Oberfläche wurde aus zwei durchgängigen Triax (triaxiales Gewebe $0^\circ/\pm 60^\circ$) CFRS Schichten und lokalen Verstärkungslagen um die Aktuatoren gefertigt. Die reflektierende Oberfläche wurde nur auf den beidseitig gelenkig gelagerten Aktuatorstangen befestigt. Für eine statisch bestimmte Lagerung wurde die mittige Aktuatorstange in der Grundplatte eingeklebt und an einer der äusseren Aktuatorstangen wurde zusätzlich eine Rotationsperre der gesamten Membran montiert. Das Labormodell mit den Aktuatorstangen ist in Abbildung 7.1 dargestellt. Die Abbildungen 7.9 und 7.10 zeigen darüberhinaus die Lagerung der reflektierenden Oberfläche, wie sie im entsprechenden FE Modell umgesetzt wurde. Die retroreflektiven Punkte auf der Oberfläche und auf dem Boden dienten zur photogrammetrischen Vermessung.

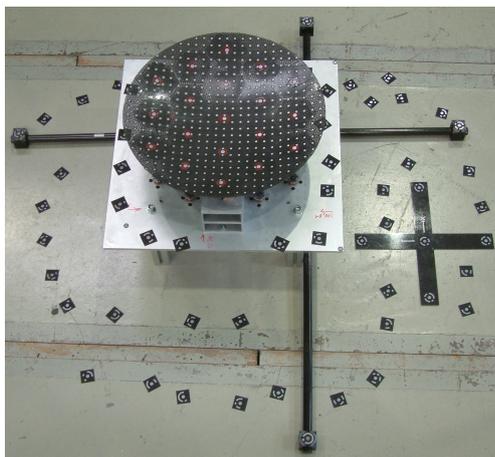


Abbildung 7.9: Labormodell mit 19 Aktuatoren; Statisch bestimmte Lagerung mit freien Rand

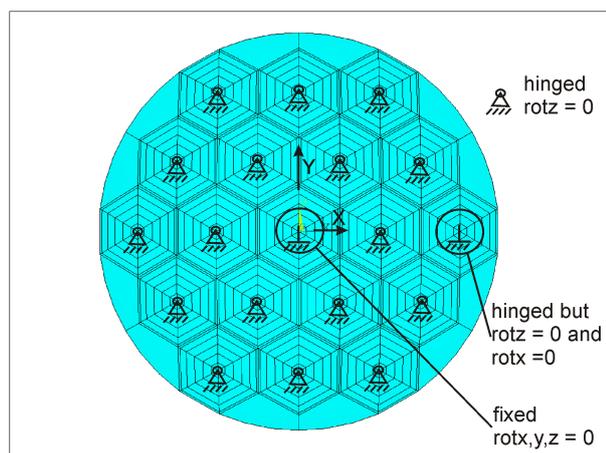


Abbildung 7.10: FE Modell: Statisch bestimmte Lagerung mit freiem Rand [19]

Nur durch die Tatsache, dass der Rand frei von Einspannungen ist, lässt sich der Reflektor leicht aus der Ebene heraus verformen. Bei einer festen Einspannung am Rand würden die Kohlenstofffasern im Verbund auf Zugbelastungen sehen und somit hohe Spannungen erzeugen. Der freie Rand ermöglicht ein Nachgeben der belasteten Fasern. Die benachbarten Fasern werden durch die geringe Schubsteifigkeit des Materials nicht auf Druck belasten und knicken daher nicht aus oder erzeugen Schubbeulen. Die Materialkennwerte für das entsprechende FE Modell wurden aufgrund der Lagerung des Reflektors aus Verbundproben entsprechend der Geometrievorgabe in Kapitel 5.2 gewählt. Die Dehnungsauswertung im Zugversuch erfolgt nur im mittigen Bereich, siehe 5.2, um Kennwerte des ungestörten Bereichs zu ermitteln. Die Aktuatoren wurden nur sehr lokal an die reflektierende Membran angeschlossen, sodass deren Einfluss vernachlässigt werden konnte.

7.3 Korrelation und Ergebnisse

Das Labormodell wurde in vier verschiedene Verformungszustände gebracht, und mit dem FE Modell korreliert. Zur Vermessung wurden hierfür das berührungslose Photogrammetriesystem *AICON* verwendet. Mit diesem Messsystem konnte in allen Messungen eine Genauigkeit kleiner $10\mu\text{m}$ erreicht werden. Die Korrelation mit den FE Daten wurde durch eine Interpolation der Messpunkte auf die FE Knoten in *MATLAB* berechnet. Mit diesem Labormodell konnte eine Genauigkeit von $0,2\text{mm RMS}$ im Vergleich zu dem FE Modell bei maximalen Aktuatorverformungen vom 5mm bestimmt werden. Die Aktuatorkräfte wurden im FE Modell, wie auch am Labormodell, durch das Lagerungskonzept mit dem freien Rand in allen vier Fällen unter $0,5\text{N}$ bestimmt werden.

Im Folgenden wird beispielhaft eine mögliche Rekonfiguration eines solchen Reflektors und die Korrelation zwischen Labormodell und FE Modell gezeigt. Die Form wurde von der dänischen Firma *TICRA* vorgegeben. In der Abbildung 7.11 sind die verformten Oberflächen des Labormodells und des entsprechenden FE Modell dargestellt. Gezeigt werden hier die Verschiebungen UZ aus der Ebene heraus. Gut zu erkennen sind die Positionen der rückwärtigen Aktuatoren. Im linken Bild, welches die photogrammetrische Messung am Labormodell darstellt, sind zusätzlich die Aktuatoren durch kleine hellblaue Punkte gekennzeichnet.

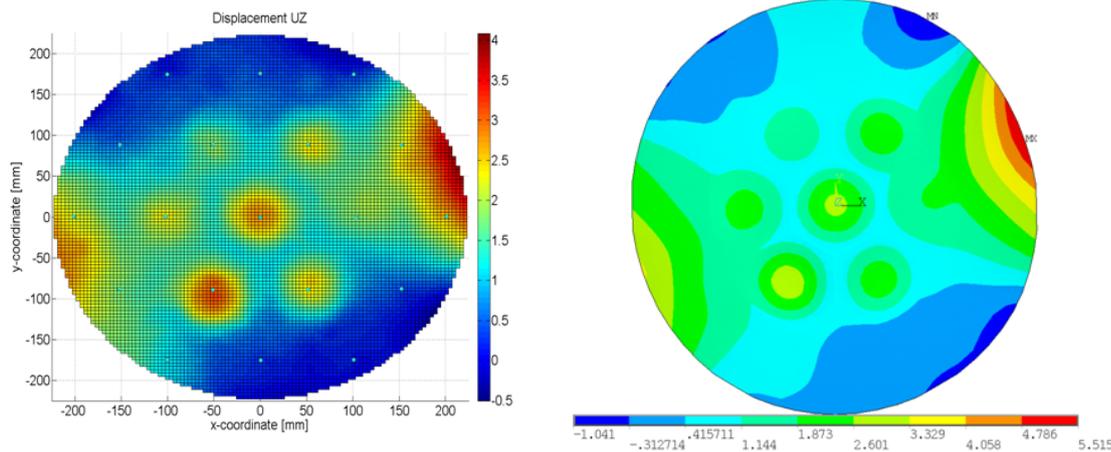


Abbildung 7.11: Vergleich der Verschiebungen U_Z in Labormodell und FE Modell a) Photogrammetriemessung am Labormodell b) FE Modell

Mittels einer Interpolation wurden die Verschiebungen im FE Modell sowie in der Messung am Labormodell auf ein gemeinsames Netz übertragen und die Abweichungen berechnet. Besonders große Unterschiede zeigen sich zwischen den Aktuatoren, siehe Abbildung 7.12. Die FE Simulation berechnet hier wesentlich schärfere Knicke in der reflektierenden Oberfläche als im real vermessenen Labormodell. Hier zeigt sich, dass eine genauere Kenntnis der Biegesteifigkeit des verwendeten Material nötig ist, um eine bessere Korrelation zu erreichen. Weiterhin konnten in der FE Simulation Druck- und Schubspannungen in den Bereich zwischen den Aktuatoren festgestellt werden, welche auf ein Schubbeulen hindeuten. Bei der Verwendung eines Materials mit einer niedrigeren Schubsteifigkeit könnten diese Schubbeulen vermieden und ein gleichmäßigerer Verlauf erzeugt werden. Dennoch konnte bei dieser Beispielsrekonfiguration eine Genauigkeit von $0,18\text{mm RMS}$ erreicht werden.

7.4 Zusammenfassung und Ausblick

In dem Beispiel der rekonfigurierbaren Satellitenantenne konnte gezeigt werden, dass faserverstärkte Elastomere für eine massive Formänderung aufgrund ihrer maßgeschneiderten, inhomogenen und anisotropen Eigenschaften, geeignet sind. Insbesondere die niedrige interlaminare Schubsteifigkeit ermöglicht eine hohe Flexibilität aus der Ebene heraus, ohne Delaminationen hervorzurufen. Das hier verwendete Material *Triax CFRS* zeigt ab einer Aktuatorverschiebung von $\pm 5\text{mm}$ Probleme mit Schubbeulen. Daher wird ein Material mit einer noch niedrigeren Schubsteifigkeit angestrebt. Dieses Material könnte ein biaxiales Gewebe oder ein Multiaxialgelege in Verbindung mit der bereits verwendeten Silikonmatrix sein. Aus Drapierversuchen an trockenen Textilien ist bekannt, dass diese Materialien bis zu ihrem

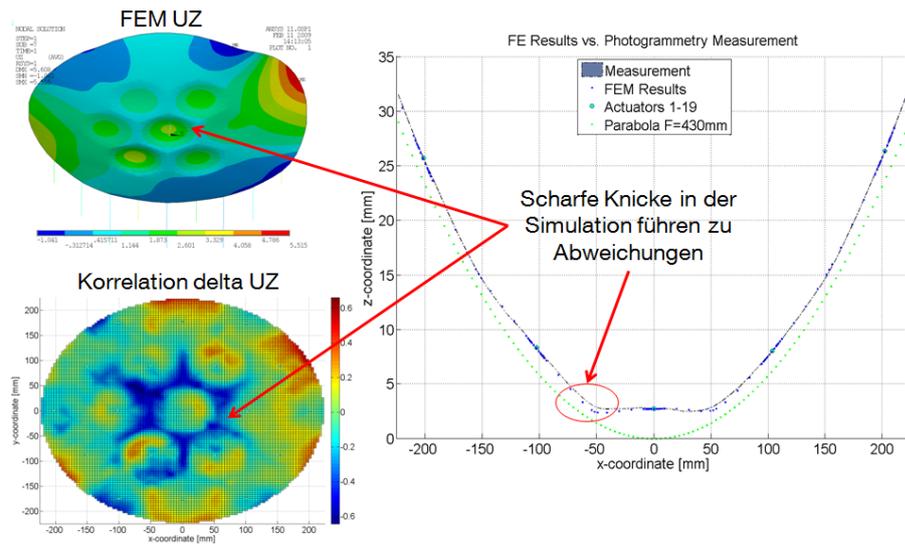


Abbildung 7.12: Korrelation von Labormodell und FE Modell

Locking Winkel sehr geringe Kräfte für eine Schubverformung benötigen. Getestet wurde dieses an einem Schubversuch mit dem sogenannten *Picture Frame* Test, siehe Abbildung 7.13. In diesem Test wurde ein multiaxiales Gelege über dessen Diagonale auf Schub belastet.

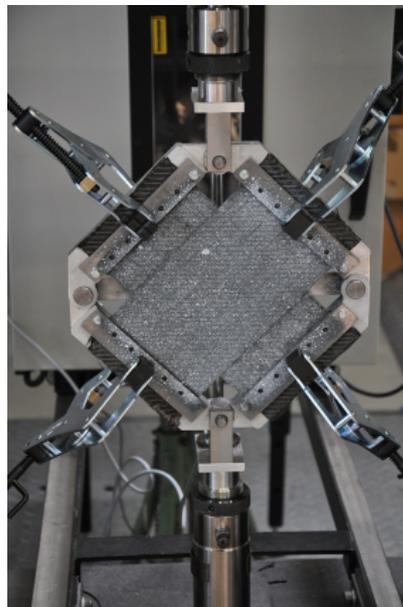


Abbildung 7.13: Picture Frame: Bestimmung der Schubvermögens und der Scherkräfte an einem Multiaxialgelege

Denkbar sind auch Metallgewebe, welche eine extrem niedrige Schubsteifigkeit bieten und dadurch sich für eine Rekonfiguration gut eignen [16]. Allerdings können auch Probleme mit dem nicht immer eindeutigen Kontakt der elektrisch leitenden Drähte entstehen. Der nicht eindeutige elektrische Kontakt der Drähte kann zu einer passiven Intermodulation der abgestrahlten elektromagnetischen Wellen führen und somit das Signal verschlechtern.

8 Zusammenfassung / Ausblick

In dieser Arbeit wurde das mechanische Verhalten von faserverstärkten Elastomeren für die Verwendung für formvariable Strukturflächen charakterisiert. Hierzu wurden zunächst elastomere Matrixsysteme bezüglich ihrer Verarbeitbarkeit als Matrixwerkstoff und ihrer elastischen Eigenschaften bewertet und ausgewählt. Hierbei haben sich die bei Raumtemperatur vernetzenden Silikone *RT601* und *S690* der Firma *Wacker* als sehr geeignet erwiesen, wobei das *S690* sogar eine Spezifikation für Raumfahrtanwendungen besitzt. Als besonderer Vorteil dieser Systeme ist die hohe Temperatur- und Medienbeständigkeit zu nennen. Sie sind sogar physiologisch unbedenklich. Nachteilig ist die hohe Mischviskosität und die niedrige Weiterreiß- und Klebfestigkeit. Ersteres verhindert daher die Verarbeitung mit Injektionsverfahren. Eine deutlich niedrigere Mischviskosität besitzt das Polyurethanelastomer *TVG 272* der Firma *Baulé* und lässt sich somit auch im Injektionsverfahren verarbeiten. Es besitzt sehr gute Kleb- und Weiterreißfestigkeiten allerdings ist die Medien- und Temperaturbeständigkeit geringer im Vergleich mit den Silikonen.

Mit einem FE Modell der UD Einheitszelle wurde das mechanische Verhalten untersucht und die Ergebnisse mit verschiedenen Mischungsregeln verglichen. Hierbei zeigte sich, dass die Steifigkeiten in Faserrichtung im FE Modell weit über den experimentellen Ergebnissen liegen. Grund hierfür ist die extreme Orthotropie des Verbundwerkstoffs zu nennen, die ca. drei Größenordnungen höher liegt als diejenige der konventionellen CFK Werkstoffe. Kleinste Abweichungen des Faserwinkels ($0, 2^\circ$) bewirken schon eine Reduktion der Steifigkeit von ca. 30%. Die matrixdominierenden Eigenschaften E_{\perp} und $G_{\#}$ hingegen liefern etwas höhere Werte als sie mit den üblichen Mischungsregeln berechnet werden können, da die hohe Querkontraktionszahl der Elastomere üblicherweise nicht berücksichtigt wird. Die Bruchdehnungen in Faserquerrichtung liegen aufgrund der starken Dehnungsüberhöhung am Faser-Matrix Interface deutlich niedriger (Faktor 10) als diejenigen des Reinelastomers.

Lamine aus faserverstärkten Elastomeren, egal ob Textil- oder UD-verstärkt mit einer hohen Querkontraktion zeigen starke Dehnungsinhomogenitäten im Zugversuch, aufgrund der starken Einspannungen an den Enden und dem freien Rand an den Seiten. Durch die hier gezeigte Messmethodik mit einem berührungslosen vollflächigem Messsystem und einer großflächige Auswertung der Dehnungen im Mittelteil der Probe können die Dehnungsinhomogenitäten geglättet werden und eine signifikante Verbesserung bei der Kennwerteermittlung erzielt werden. Die verbesserte Bestimmung der Materialkennwerte führte zu einer sehr guten Korrelation der Formtreue zwischen den Messwerten am Labormodell und der FE Simulation in dem hier gezeigten Strukturbeispiel mit dem formvariablen Satellitenantennenreflektor.

Um eine weitere Verbesserungen zu erzielen, müssen noch die Biegesteifigkeiten von FVE Laminen intensiver untersucht werden. Die geringen interlaminaren Schubsteifigkeiten eines

FVE Laminats führen zu sehr hohen Schubverformungen. Diese können mit der klassischen Laminattheorie, die auf der einfachen Biegetheorie nach Bernoulli basiert, nicht mehr richtig erfasst werden. Daher werden die Biegesteifigkeiten, aufgrund der fehlenden Schubverformung, immer zu hoch berechnet. Bei starken Biegeradien knicken sogar die Einzellagen oder Faserstränge wegen der geringen Bettungssteifigkeit des Matrixwerkstoffes aus. Dies erzeugt ein instabiles Verhalten, ähnlich den Deckschichtknittern bei Sandwichstrukturen, und äußert sich in einem stark nichtlinearen Verhalten.

9 Literaturverzeichnis

- [1] Kunststoffe zum Kennenlernen: Polyurethane. <http://www.chemie.fu-berlin.de/chemistry/kunststoffe/urethan.htm> (2009 Zitat vom: 15. Juni)
- [2] A., Erhardsberger: Herstellung und Untersuchung der Grundelastizitätsgrößen eines kohlenstoffaserverstärkten Polyurethans / Semesterarbeit am Lehrstuhl für Leichtbau der Technischen Universität München, Betreuer: J.Hoffmann. 2011. – Forschungsbericht
- [3] A., Grambow: Bestimmung der Materialparameter gefüllter Elastomere in Abhängigkeit von Zeit, Temperatur und Beanspruchungszustand. In: *IKV Berichte aus der Kunststoffverarbeitung*
- [4] A., Lion: Dynamische Modellierung von elastomeren Bauteilen. In: *Universität der Bundeswehr München*
- [5] A.-C., Long: Design and manufacturing of textile composites. (2005)
- [6] BAUR ; BRINKMANN ; OSSWALD ; SCHMACHTENBERG: Saechtling Kunststoff Taschenbuch 30. Auflage. (2007)
- [7] BUKHINA ; F., Maya: Low-temperature behaviour of elastomeres. (2007)
- [8] C., Thill ; J., Etches ; I., Bond ; K., Potter ; P., Weaver: Morphing skins. In: *THE AERONAUTICAL JOURNAL* (MARCH 2008)
- [9] C.-M., Kuo: Nonlinear Elastic Behaviour of Flexible Composite. In: *University of Delaware* (1986)
- [10] FRANK ; ADOLF: Kunststoffkompendium. (2000)
- [11] H., Baier ; L., Datashvili ; J., Hoffmann ; T., Kuhn: Large Membrane Space Reflectors. In: *International Conference on Textile Composites and Inflatable Structures* (2009)
- [12] H., Schürmann: Konstruieren mit Faser- Kunststoff- Verbunden. (2005)
- [13] H., Viskum ; F., Klooster ; F., Zocchi ; P., Binda ; R., Wagner: Corrective Subreflectors for millimeter and submillimeter wave applications. In: *21st International Communications Satellite Systems Conference and Exhibit, Yokohama, Japan, Apr. 15-19, 2003* (2003)

- [14] J., Hofstee ; F., Keulen: Elastic stiffness analysis of a thermo-formed plain- weave fabric composite Part II: analytical models. In: *Composites Science and Technology* 60 (2000), S. 1249–1261
- [15] J., Kunz: Druck- Elastizitätsmodul über Shore-A-Härte ermitteln. In: *Kunststoffe* 6 (2006), S. 92–94
- [16] K., Pontoppidan: Lightweight Reconfigurable Reflector Antenna Dish. In: *28th ESA Antenna Workshop on Space Antenna Systems and Technologies* (2005)
- [17] K., Sreedhar: Computational evaluation of effective material properties of composites reinforced by randomly distributed spherical particles. In: *Composite Structures* 77 (2007), S. 223–231
- [18] L., Datashvili: Multifunctional and dimensionally stable flexible fibre composites for space applications. In: *Acta Astronautica* 66 (2010), S. 1081–1086
- [19] L., Datashvili ; H., Baier ; B., Wei ; J., Hoffmann ; L., Schreider ; C., Mangelnot ; J., Santiago-Prowald ; L., Scolamiero: Mechanical Investigations of in-Space Reconfigurable Reflecting Surfaces. (2010)
- [20] L., Datashvili ; H., Baier ; J., Schimitschek: Technical Assessment of High Accuracy Large Space Borne Reflector Antenna / Institute of lightweight Structures - Technical University of Munich. München, 2007. – Forschungsbericht
- [21] L., Datashvili ; H., Baier ; J., Schimitschek: Charakterisierung triaxialer C-Faser-verstärkter Silikone und Epoxide. (2009)
- [22] L., Datashvili ; H., Baier ; J., Schimitschek ; M., Lang ; M., Huber: High Precision Large Deployable Space Reflector Based on Pillow-Effect-Free Technology. In: *48th AIAA Conference* (2007), S. 2186
- [23] L., Wörner: *Erzeugung von glatten Oberflächen zwischen sich bewegenden Tragflächenelementen*, Technische Universität München, Lehrstuhl für Leichtbau, Betreuer J. Hoffmann, Diplomarbeit, 2011
- [24] M., Häberlein: Thermo-mechanische Eigenschaften von Kunststoffen. <http://chemie.fb2.fh-frankfurt.de/KUT/11Einfuehrung.htm> (2010)
- [25] M., Karwath ; R., Wagner ; B., Kröplin: Ein orthotropes Werkstoffgesetz für Folien. In: *Stahlbau* 76 Ernst & Sohn Verlag, Berlin Heft 5 (2007)
- [26] M., Knieling: Experimentelle Untersuchung der Grundelastizitätsgrößen von Kohlenstofffaserverstärkten Elastomeren / Semesterarbeit am Lehrstuhl für Leichtbau der Technischen Universität München, Betreuer: J.Hoffmann. 2010. – Forschungsbericht
- [27] M., Koschmieder: *Verarbeitung und Eigenschaften von Faserverbundwerkstoffen mit Elastomermatrix*, Aachen, Dissertation, 1999

- [28] M., Moosrainer: Abbildung periodischer Randbedingungen in ANSYS. (2004)
- [29] MARTIN, Lockheed ; WORKS, Skunk: Dynamics and Materials Conference, Palm Springs, CA, USA. (2007)
- [30] P., Hanke: Mikromechanische Modellierung von Faserverbundwerkstoffen mit weicher Matrix / Semesterarbeit am Lehrstuhl für Leichtbau der Technische Universität München, Betreuer: J.Hoffmann. 2010. – Forschungsbericht
- [31] PEEL, Larry D.: *Fabrication and Mechanics of Fiberreinforced Elastomers*, Brigham, Dissertation, 1998
- [32] S., Hussain ; S., Reddy B.: Prediction of elastic properties of FRP composite lamina for longitudinal loading. In: *Journal of Engineering and applied Sciences* 3 (2008), S. 1–6
- [33] S., Matin: *Geometric and Mechanical Modelling of Textiles*, University Nottingham, England, Dissertation, 2007
- [34] S.-Y., Lou ; CHOU, T.-W.: Finite Deformation and Nonlinear Elastic Behaviour of Flexible Composites. (1988)
- [35] SEIDLER, Grellmann;: *Kunststoffprüfung*. Carl Hanser Verlag, München, 2005
- [36] Sika: Datenblatt Sikasil Pimer-790 / Sika Schweiz AG. Zürich, 2006. – Forschungsbericht
- [37] SILICONES, Wacker: RTV-2 Silikonkautschuke verarbeiten / Wacker Chemie GmbH, München. 2006. – Forschungsbericht
- [38] S.W., Yurgartis: Measurement of small angle fiber misalignments in continuous fiber composites. In: *Composites Science and Technology* 30 (1987), S. 279–293
- [39] T., Hinshaw: *Analysis and Design of a Morphing Wing Tip using Multicellular Flexible Matrix Composite Adaptive Skins*, Virginia Polytechnic Institute and State University, Dissertation, 2009
- [40] T., Kuhn: *Charakterisierung und multidisziplinäre Entwurfsoptimierung von Membranstrukturen bei Luft- und Raumfahrtanwendungen*, Technische Universität München, Lehrstuhl für Leichtbau, Dissertation, 2011
- [41] U., Santner: Steifigkeitsuntersuchungen an gewebeverstärkten Kunststoffen mit dem Softwaretool WiseTex / Semesterarbeit am Lehrstuhl für Leichtbau der Technische Universität München, Betreuer: J.Hoffmann. 2011. – Forschungsbericht
- [42] W.-A., Wall: Finite Elemente Vorlesungsskript. In: *Technische Universität München (TUM)* (2008)
- [43] Y., Shan ; E., Bakis C.: Static and Dynamic Characterization of a Flexible Matrix Composite Material. In: *American Helicopter Society 58th Annual Forum, Montreal, Canada* (2002)