

Schriftenreihe

Band 125

---

Constantin Bauer

---

**Charakterisierung und numerische  
Beschreibung des nichtlinearen  
Werkstoff- und Lebensdauerhaltens  
eines kurzglasfaserverstärkten  
Polymerwerkstoffes unter Berücksichtigung  
der im  $\mu$ CT gemessenen lokalen  
Faserorientierung**

Prof. Dr.-Ing. Ulf Breuer (Hrsg.)

---

**Charakterisierung und numerische Beschreibung des  
nichtlinearen Werkstoff- und Lebensdauerungsverhaltens eines  
kurzglasfaserverstärkten Polymerwerkstoffes unter  
Berücksichtigung der im  $\mu$ CT gemessenen lokalen  
Faserorientierung**

Vom Fachbereich Maschinenbau und Verfahrenstechnik  
der Technischen Universität Kaiserslautern  
zur Erlangung des akademischen Grades

**Doktor-Ingenieur (Dr.-Ing.)**

genehmigte Dissertation

von

Herrn

**M. Sc. Constantin Bauer**

aus Zweibrücken

|                             |                                 |
|-----------------------------|---------------------------------|
| Tag der mündlichen Prüfung: | 29.09.2017                      |
| Prüfungsvorsitzender:       | Prof. Dr.-Ing. Tilmann Beck     |
| 1. Berichterstatter:        | Prof. Dr.-Ing. Joachim Hausmann |
| 2. Berichterstatter:        | Prof. Dr.-Ing. Marion Bartsch   |
| 3. Berichterstatter:        | Prof. Dr.-Ing. Michael Magin    |



## **Vorwort**

Die vorliegende Arbeit entstand während meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter an der Institut für Verbundwerkstoffe GmbH, im Kompetenzfeld für „Ermüdung und Lebensdaueranalyse“ der Abteilung Bauteilentwicklung.

Mein besonderer Dank gilt Herrn Prof. Dr.-Ing. Joachim Hausmann für die Betreuung meiner Arbeit und die stets kompetente fachliche Beratung. Für die Berichterstattung und das damit gezeigte Interesse an meiner Arbeit danke ich ebenfalls Frau Prof. Dr.-Ing. Marion Bartsch. Weiterhin gilt mein Dank meinem ehemaligen Kompetenzfeldleiter und Berichtersteller Prof. Dr.-Ing. Michael Magin, welcher mir auch nach seiner Zeit am Institut stets mit Rat und Tat zur Seite gestanden hat. Herrn Prof. Dr.-Ing. Tilmann Beck danke ich für die Übernahme des Promotionsvorsitzes.

Ich danke der ZF Friedrichshafen AG für die Finanzierung und Initiierung des Forschungsprojektes. Besonders hervorheben möchte ich an dieser Stelle Herrn Dr. Thomas Schalk, der als Projektleiter seitens der ZF Friedrichshafen AG tätig war und den ich fachlich und freundschaftlich schätzen gelernt habe.

Für die Einarbeitung und Einführung in das Institut, sowie die immer gute Stimmung im Büro danke ich herzlich meinem ehemaligen Bürokollegen Marcel Bücken. Für die tatkräftige Unterstützung am Institut danke ich besonders Werner Gölzer, Ralph Schneider, Hermann Giertzsch, Harald Weber, Petra Volk und Stefan Schmitt. Für den fachlichen Austausch und die jederzeit freundschaftliche Arbeitsatmosphäre danke ich Bernhard Helfrich, Florian Rieger, Benedikt Hannemann, Florian Schimmer, Torsten Heydt, Nicole Motsch, Thomas Pfaff, Nora Feiden, Regina Köhne, Thomas Rief, Valentine Kessler, Yves Becker, Stefan Gabriel, Sebastian Nissle und Benjamin Kelkel. Besonders bedanken möchte ich mich bei meiner Bürokollegin Janna Krummenacker für die hilfreichen fachlichen Diskussionen und die Unterstützung.

Ich danke meinen Eltern, dass sie mir stets alle Wege der beruflichen Entwicklung ermöglicht haben. Meiner Frau Jennifer und meiner Tochter Marie danke ich für die moralische Unterstützung und die aufgebrachte Geduld.

Nanzdietschweiler, im November 2017

Constantin Bauer



## Inhaltsverzeichnis

|  |            |
|--|------------|
| <b>Abbildungsverzeichnis</b> .....                                       | <b>III</b> |
| <b>Tabellenverzeichnis</b> .....   | <b>V</b>   |
| <b>Kurzfassung</b> .....   | <b>VII</b> |
| <b>Abstract</b> .....  | <b>IX</b>  |
| <b>Nomenklatur</b> .....   | <b>XI</b>  |
| <b>1 Einleitung und Zielsetzung</b> .....                                | <b>1</b>   |
| <b>2 Stand der Forschung</b> .....                                       | <b>5</b>   |
| 2.1 Einordnung des untersuchten Werkstoffs.....                          | 5          |
| 2.2 Faserorientierung kurzfaserverstärkter Thermoplaste.....             | 11         |
| 2.3 Werkstoffmodellierung von kurzfaserverstärkten Thermoplasten.....    | 15         |
| 2.4 Abschätzung der Lebensdauer von kurzfaserverstärkten Thermoplasten.. | 20         |
| 2.5 Umwelteinflüsse auf kurzfaserverstärkte Thermoplaste .....           | 29         |
| <b>3 Werkstoffcharakterisierung</b> .....                                | <b>35</b>  |
| 3.1 Bestimmung der Faserorientierung im $\mu$ CT.....                    | 35         |
| 3.2 Quasistatische Werkstoffeigenschaften .....                          | 37         |
| 3.3 Zeitabhängige Werkstoffeigenschaften .....                           | 43         |
| 3.4 Zyklische Werkstoffeigenschaften .....                               | 46         |
| <b>4 Einfluss der Einsatzbedingungen auf die Lebensdauer</b> .....       | <b>59</b>  |
| 4.1 Einfluss von Fluiden auf die quasistatischen Eigenschaften .....     | 59         |
| 4.2 Ermüdungsprüfungen unter Fluideinfluss.....                          | 68         |
| 4.3 Einfluss der Oberflächenrauheit auf die Werkstoffeigenschaften ..... | 75         |
| <b>5 Numerische Abbildung des Werkstoffverhaltens</b> .....              | <b>81</b>  |
| 5.1 Werkstoffmodell.....   | 81         |
| 5.2 Validierung des Werkstoffmodells .....                               | 88         |
| 5.3 Methodik der Lebensdauerberechnung .....                             | 93         |
| 5.4 Simulation der zyklischen Versuche.....                              | 105        |

|          |  |            |
|----------|--|------------|
| <b>6</b> | <b>Validierung des numerischen Modells</b> ..... | <b>109</b> |
| 6.1      | Versuchsdurchführung .....                       | 110        |
| 6.2      | Simulationsmodell .....                          | 111        |
| 6.3      | Prüf- und Simulationsergebnisse.....             | 114        |
| <b>7</b> | <b>Zusammenfassung und Ausblick</b> .....        | <b>121</b> |
|          | <b>Literaturverzeichnis</b> .....                | <b>125</b> |
|          | <b>Eigene Veröffentlichungen</b> .....           | <b>139</b> |
|          | <b>Liste betreuter Abschlussarbeiten</b> .....   | <b>141</b> |
|          | <b>Lebenslauf</b> .....                          | <b>142</b> |

## Abbildungsverzeichnis

|      |   |    |
|------|---|----|
| 2.1  | Kostenbezogene spezifische Steifigkeiten und Festigkeiten.....  | 10 |
| 2.2  | Faserorientierung im Spritzgussprozess.....   | 12 |
| 2.3  | Orientierungstensoren unterschiedlicher Orientierungsgrade.....   | 14 |
| 2.4  | Normierte Werkstoffkennwerte von kurzglasfaserverstärktem PA6.6.....                                    | 16 |
| 2.5  | Modellierungsebenen von kurzfaserverstärkten Verbundwerkstoffen.....                                    | 18 |
| 2.6  | Rheologisches Modell für PA6.6GF35.....   | 23 |
| 2.7  | Aufbau eines mehrschichtigen neuronalen.....  | 28 |
| 2.8  | Einfluss der Rauheit auf die Schwingfestigkeit von PA6.6GF30.....                                       | 31 |
| 3.1  | Vergleich verschiedener $\mu$ CT-Auflösungen.....   | 35 |
| 3.2  | Entnahmepositionen der tomographierten <i>Typ1BA</i> Probekörper.....                                   | 36 |
| 3.3  | Quasistatische Zugversuche an PA6.6GF30.....  | 38 |
| 3.4  | Quasistatische Druckversuche an PA6.6GF30.....  | 40 |
| 3.5  | Entnahmeposition der Scherprobekörper nach der ASTM D5379.....  | 41 |
| 3.6  | Scherversuche an PA6.6GF30.....   | 42 |
| 3.7  | Dynamische Zugprüfungen an PA6.6GF30.....   | 44 |
| 3.8  | Zeitstand-Zugversuche an PA6.6GF30.....   | 46 |
| 3.9  | Probekörpererwärmung während Zugschwellversuchen.....   | 48 |
| 3.10 | <i>Haigh</i> -Diagramm von 0°-Probekörpern aus PA6.6GF30.....   | 49 |
| 3.11 | <i>Haigh</i> -Diagramm von 90°-Probekörpern aus PA6.6GF30.....  | 51 |
| 3.12 | Steifigkeitsdegradation während Dauerschwingversuchen.....  | 52 |
| 3.13 | Zyklische Schadensfortschrittsentwicklung von PA6.6GF30.....  | 54 |
| 3.14 | Probekörpergeometrie für Zugschwell- und Wechsellastversuche.....                                       | 55 |
| 3.15 | Restfestigkeitsversuche an PA6.6GF30.....   | 56 |
| 3.16 | Interpolation der normierten Restfestigkeit.....  | 57 |
| 4.1  | Massenzunahme von PA6.6GF30 durch Medienauslagerung.....  | 60 |
| 4.2  | DMTA von PA6.6GF30 in verschiedenen Konditionierungszuständen.....                                      | 63 |
| 4.3  | mechanische Kennwerte von ausgelagertem PA6.6GF30.....  | 65 |
| 4.4  | Bruchfläche von trockenem PA6.6GF30.....  | 66 |
| 4.5  | Bruchfläche von PA6.6GF30 ausgelagert in VE-Wasser.....   | 66 |
| 4.6  | Bruchfläche von PA6.6GF30 ausgelagert in CaCl <sub>2</sub> -Lösung.....                                 | 67 |
| 4.7  | Ermüdungsprüfstand mit Sprühvorrichtung.....  | 69 |
| 4.8  | Wöhlerdiagramm von PA6.6GF30 geprüft in VE-Wasser bzw. in CaCl <sub>2</sub> -Lösung.....                | 70 |
| 4.9  | Wöhlerdiagramm von PA6.6GF30 in VE-Wasser bzw. CaCl <sub>2</sub> -Lösung teilgesättigt und geprüft..... | 72 |

---

|      |   |     |
|------|---|-----|
| 4.10 | Lebensdauer in Abhängigkeit des Feuchtegehaltes von PA6.6GF30.....  | 75  |
| 4.11 | REM-Aufnahme der unbehandelten und sandgestrahlten Oberfläche.....  | 76  |
| 4.12 | Zugversuche an PA6.6GF30 mit verschiedenen<br>Oberflächenrauheiten.....   | 77  |
| 4.13 | Wöhlerdiagramm von PA6.6GF30 mit erhöhter Oberflächenrauheit<br>geprüft in VE-Wasser bzw. in CaCl <sub>2</sub> -Lösung.....                   | 78  |
| 4.14 | Wöhlerdiagramm von PA6.6GF30 mit erhöhter Oberflächenrauheit in<br>VE-Wasser bzw. CaCl <sub>2</sub> -Lösung vorkonditioniert und geprüft..... | 79  |
| 5.1  | Versuchskurven und rekonstruierte Zugkurve von PA6.6GGF30.....  | 85  |
| 5.2  | Zugkurve von PA6.6GF30 für verschiedene Orientierungsgrade.....   | 86  |
| 5.3  | Ablaufdiagramm der Werkstoffmodellierung von PA6.6GF30 in<br>ANSYS.....   | 87  |
| 5.4  | In-situ-Prüfvorrichtung.....  | 89  |
| 5.5  | Dehnungsverteilung an einem gelochten PA6.6GF30.....  | 90  |
| 5.6  | Versuchs- und Simulationsergebnisse von Zugversuchen an<br>PA6.6GF30.....   | 92  |
| 5.7  | Wöhlerlinien von PA6.6GF30 für unterschiedliche Orientierungsgrade.....   | 94  |
| 5.8  | Interpolation im <i>Haigh</i> -Diagramm zur Bestimmung der kritischen<br>Lastspielzahl.....   | 97  |
| 5.9  | Interpolation der zyklischen Steifigkeitsdegradation von PA6.6GF30.....   | 98  |
| 5.10 | Lebensdauerdiagramm für Verbundwerkstoffe.....  | 99  |
| 5.11 | Schädigungsabhängige Steifigkeits- und Festigkeitsdegradation<br>eines FE-Elementes.....  | 101 |
| 5.12 | Ablaufdiagramm der Lebensdauersimulation.....   | 104 |
| 5.13 | Versuchs- und Simulationsergebnisse der Dauerschwingversuche an<br>PA6.6GF30.....   | 106 |
| 5.14 | Sensitivitätsanalyse der berechneten Schwingspielzahl.....  | 107 |
| 5.15 | Versuchs- und Simulationsergebnisse der Dauerschwingversuche an<br>PA6.6GF30.....   | 108 |
| 6.1  | Prüfvorrichtung der Koppelstangen.....  | 110 |
| 6.2  | Finite-Elemente-Modell der Koppelstange in ANSYS.....   | 112 |
| 6.3  | Faserorientierung der Koppelstange.....   | 113 |
| 6.4  | Versuchs- und Simulationsergebnisse der Zug- und Druckversuche<br>an der Koppelstange.....  | 115 |
| 6.5  | Versuchs- und Simulationsergebnisse der Dauerschwingversuche an<br>der Koppelstange.....  | 116 |
| 6.6  | Schädigungsentwicklung an der Koppelstange.....   | 117 |
| 6.7  | Bruchbild der Koppelstange unter zyklischer Last.....   | 118 |
| 6.8  | Versuchs- und Simulationsergebnisse der Dauerschwingversuche an<br>der Koppelstange.....  | 118 |

---

## Tabellenverzeichnis

|    |   |     |
|----|---|-----|
| 1  | Quasistatische Zugversuche an PA6.6GF30.....                                  | 39  |
| 2  | Quasistatische Druckversuche an PA6.6GF30.....                                | 40  |
| 3  | Iosipescu-Scherversuche an PA6.6GF30.....                                     | 43  |
| 4  | Dynamische Zugversuche an PA6.6GF30.....                                      | 45  |
| 5  | Wöhlerparameter für PA6.6GF30.....  | 50  |
| 6  | Spannungsamplituden zur Restfestigkeitsuntersuchung.....                      | 55  |
| 7  | DMTA an PA6.6GF30 für verschiedene.....                                       | 63  |
| 8  | Trockenverluste und Glührückstände von PA6.6GF30.....                         | 73  |
| 9  | IC und ICP-OES an PA6.6GF30 in verschiedenen Konditionierungen.....           | 73  |
| 10 | Viskositätszahl von PA6.6GF30 in verschiedenen<br>Verarbeitungszuständen..... | 109 |



## Kurzfassung

Zunehmend strengere Regulierungen der CO<sub>2</sub>-Emissionen von Neuwagen seitens der europäischen Union erfordern den Einsatz von Leichtbaukonzepten, welche für die Massenproduktion geeignet sind. Dies erfordert den Einsatz leistungsstarker und zugleich kostengünstiger Werkstoffe. Für den breiten Einsatz im Transportbereich werden daher vermehrt kurzglasfaserverstärkte Thermoplaste zur Substitution klassischer Metallkomponenten eingesetzt. Die geringen Werkstoffkosten, die stetig weiterentwickelten mechanischen Eigenschaften sowie die Möglichkeit zur Funktionsintegration aufgrund der hohen Formgebungsfreiheit des Spritzgussprozesses sind entscheidende Vorteile dieser Werkstoffgruppe. Der Spritzgussprozess führt zu einer lokal stark variierenden Faserorientierung. Die Werkstoffeigenschaften hängen dabei entscheidend von der Faserorientierung ab. Besitzt der Werkstoff parallel zur Faserrichtung seine höchste Steifig- und Festigkeit, sind diese quer zur Faserorientierung am niedrigsten. Zusätzlich besitzt die thermoplastische Matrix ein ausgeprägt nichtlineares Werkstoffverhalten, wodurch die strukturelle Berechnung kurzfaserverstärkter Bauteile deutlich erschwert wird. Eine geeignete Methodik zur Charakterisierung und numerischen Abbildung des nichtlinearen anisotropen Werkstoffverhaltens mit anschließender Lebensdaueranalyse ist zurzeit nicht vorhanden und bildet das Ziel dieser Arbeit.

Der untersuchte Werkstoff findet häufig Einsatz in strukturellen Komponenten im Fahrwerks- und Motorbereich. In diesen Einsatzgebieten ist er zusätzlich zu den mechanischen Lasten auch Umwelteinflüssen, wie beispielsweise Feuchtigkeit oder Steinschlägen, ausgesetzt. Im Rahmen der durchgeführten experimentellen Arbeiten wird der Einfluss dieser zusätzlichen einsatzbedingten Lasten auf die statischen Eigenschaften und das Lebensdauerverhalten untersucht. Ist ein Fahrwerksbauteil ganzjährig Wasser und Feuchtigkeit ausgesetzt, kann es in Winterzeiten auch zu Kontakt mit Tausalzlösungen kommen. In Auslagerungsversuchen über einen Zeitraum von etwa einem Jahr wird der Werkstoff folgenden Medien ausgesetzt: Wasser, wässrigem Natriumchlorid und wässrigem Calciumchlorid. Zu verschiedenen Expositionszeiten werden Proben entnommen und statischen Zugversuchen unterzogen. Die Auslagerung bewirkt eine deutliche Verschlechterung der Werkstoffeigenschaften, welche jedoch durch eine Rücktrocknung im Vakuumofen wieder vollständig hergestellt werden kann.

Mithilfe eines speziell entwickelten Prüfstandes wird der Einfluss von Wasser und

Calciumchlorid auf das zyklische Werkstoffverhalten untersucht. Dieser Prüfstand erlaubt das Besprühen der Proben während eines Dauerschwingversuches. Eine Reduktion der Lebensdauer aufgrund einer Exposition mit Calciumchlorid kann nicht nachgewiesen werden. Zur Simulation von dauerhaften Mikro-Steinschlägen wird die Oberflächenrauheit von Probekörpern künstlich mittels Sandstrahlen erhöht. Sowohl in den statischen als auch zyklischen Versuchen unter Medieneinfluss kann nur eine geringe Festigkeitsreduktion ermittelt werden. Dies ist auf die Duktilität des Werkstoffes und der damit einhergehenden Unempfindlichkeit gegenüber Kerben zurückzuführen.

Moderne Prozesssimulationen können die Faserverteilung in Bauteilen komplexer Geometrie noch nicht realitätsnah abbilden, weshalb in dieser Arbeit die experimentelle Orientierungsanalyse im Mikro-Computertomographen verwendet wird. Neben Probekörpern wird auch eine komplette Fahrwerkskomponente im Mikro-Computertomographen analysiert. Die Orientierungsinformationen finden zur numerischen Beschreibung des Werkstoffverhaltens in der Finite-Elemente-Methode Verwendung. Eine vollständige statische Werkstoffcharakterisierung dient als Grundlage für die komplexe Werkstoffmodellierung. Zur Beschreibung des Lebensdauerhaltens werden umfangreiche Dauerschwing- und Restfestigkeitsversuche für unterschiedliche Faserorientierungen und Spannungsverhältnisse durchgeführt.

Selbstentwickelte Programmroutinen importieren den Faserorientierungstensor jedes FE-Elementes und definieren in Abhängigkeit der Faserrichtung sowie der Faseranteile in die jeweilige Richtung das Werkstoffmodell. Eine inkrementelle Lebensdaueranalyse greift ebenfalls auf selbstentwickelte Routinen zurück und berechnet die ertragbare Schwingspielzahl unter Berücksichtigung einer zyklischen Steifigkeitsdegradation hochbelasteter Elemente und damit einhergehenden Spannungsumlagerungen. Die Routine wird an den zyklisch geprüften Standard-Probekörpern kalibriert und an der bereits erwähnten Fahrwerkskomponente validiert. Für unterschiedliche Lastniveaus und Spannungsverhältnisse werden die Versuchsergebnisse sehr gut durch die entwickelte Berechnungsmethodik abgebildet. Sowohl die ertragbare Schwingspielzahl als auch das Schadensbild der Simulation stimmen mit den Versuchen überein.

## Abstract

Continuing regulations of the carbon dioxide emission for new cars on the part of the European Union require the use of high performance and economic materials which are suitable for mass production. For the use in the transport sector and the substitution of metallic components the application of short-glass-fiber reinforced thermoplastics is constantly increasing. The crucial benefits of these materials are the low costs, the steadily advancing material properties and the outstanding possibility of functional integration due to the design flexibility that comes with the injection molding process. The material properties depend on the fiber orientation, which can vary locally in a wide range due to the injection molding process. Additionally, the thermoplastic matrix material shows a distinct nonlinear material behavior which complicates the computation of short-fiber-reinforced thermoplastics. A suitable process chain for the material characterization and the numerical computation of the nonlinear anisotropic material behavior with a subsequent analysis of the fatigue life is currently missing and is the goal of this research work.

The investigated material is often used for structural components in the undercarriage or engine compartment of vehicles. Additional to the mechanical loads environmental influences act on the material, e.g. moisture or stone chips. The influence of these operational loads on the static material properties and the fatigue behavior is experimentally investigated. In the case of a chassis component that is exposed to water and moisture all year round, it can also come to a contact with de-icing salt solutions during winter. Therefore, exposure tests for about one year in water, aqueous sodium-chloride, and calcium-chloride are performed. At different exposure times static tensile tests are performed. The exposure leads to a significant degradation of the material properties, which can be fully recovered by a re-drying period in the vacuum furnace.

The influence of water and calcium-chloride on the fatigue behavior is investigated using an especially developed test rig. This test rig permits the spraying of the specimens with the afore-mentioned fluids and solutions during mechanical loading. Stress corrosion cracking effects can be determined by this test method. A fatigue life reduction due to the mechanical loading in calcium-chloride is not detected. To simulate the abrasive effect of small stone chips, the surfaces of the specimens are treated by sandblasting, which causes an increased surface roughness. Both in static and cyclic experiments under media influence only a slight strength reduction is

observed. The low degradation can be traced to the high ductility of the material, which makes it insensitive to notches.

Modern injection molding software cannot sufficiently calculate the fiber distribution and orientation in complex components. Therefore, the fiber orientation analyses realized in this work are experimentally using a micro computer tomography scanner. Besides standard test specimens an entire vehicle suspension component is scanned and the orientation data is used for the numerical simulation of the material behavior using the finite element method. A complete static material characterization is the basis for this complex material modeling. Extensive cyclic fatigue and residual strength tests for different fiber orientations and stress ratios are performed in order to identify the fatigue behavior of the material.

Self-developed program routines import the fiber orientation tensor for each FE-element and define the material model depending on the main fiber directions and the amount of fibers in these directions. An incremental lifetime analysis, using self-developed program routines as well, calculates the number of cycles to failure respecting the stiffness degradation of highly stressed elements and the accompanying stress redistributions. The analysis process is calibrated for fatigue tested standard specimens and validated for the afore-mentioned suspension component. For different load levels and stress ratios the approximations of the developed calculation method correspond very well with the experimental results. Both the number of cycles to failure and the damage pattern of the simulation are in accordance to the experiments.

## Nomenklatur

### Abkürzungen

---

|                   |   |
|-------------------|---|
| μCT               | Mikro-Computertomographie                           |
| BMC               | Bulk Molding Compound                               |
| CaCl <sub>2</sub> | Calciumchlorid                                      |
| CAD               | Computer Aided Design                               |
| CFK               | kohlenstofffaserverstärkter Kunststoff              |
| C-Glasfaser       | <i>chemical</i> Glasfaser                           |
| DMTA              | dynamisch mechanische Thermo-Analyse                |
| ECR-Glasfaser     | <i>electrical corrosion resistance</i> Glasfaser    |
| EDX               | energiedispersive Röntgenspektroskopie              |
| E-Glasfaser       | <i>electrical</i> Glasfaser                         |
| E-Modul           | Elastizitätsmodul                                   |
| EP-Harz           | Epoxidharz  |
| FEM               | Finite Elemente Methode                             |
| FKV               | Faser-Kunststoff-Verbund                            |
| GFK               | glasfaserverstärkter Kunststoff                     |
| GMT               | glasmattenverstärkter Thermoplast                   |
| HCF               | High Cycle Fatigue                                  |
| HM-Faser          | High-Modulus-Faser (hochsteife Faser)               |
| HT-Faser          | High-Tenacity-Faser (hochfeste Faser)               |
| IC                | Ionenchromatografie                                 |
| ICP-OES           | Emissionsspektrometrie mit Plasma-Anregung          |
| KFT               | kurzfaserverstärkter Thermoplast                    |
| LFT               | langfaserverstärkter Thermoplast                    |
| NaCl              | Natriumchlorid                                      |
| PA6.6GF30         | Polyamid 6.6 mit 30 Gewichtsprozenten Kurzglasfaser |
| PBT               | Polybutylenterephtalat                              |
| PC                | Polycarbonat  |
| PEEK              | Polyetheretherketon                                 |
| PET               | Polyethylenterephtalat                              |
| PM                | <i>Palmgren-Miner</i>                               |
| PMMA              | Polymethylmethacrylat                               |

|                |  |
|----------------|--|
| POM            | Polyoxymethylen                        |
| PP             | Polypropylen                           |
| REM            | Rasterelektronenmikroskop              |
| RF             | relative Luftfeuchtigkeit              |
| R-Glasfaser    | <i>resistance</i> Glasfaser            |
| RT             | Raumtemperatur                         |
| RVE            | repräsentatives Volumenelement         |
| SAN            | Styrol-Acrylnitril                     |
| SMC            | Sheet Molding Compound                 |
| T <sub>g</sub> | Glasübergangstemperatur                |
| UD             | unidirektional                         |
| UMAT           | benutzerdefiniertes Material in Abaqus |
| UP-Harz        | ungesättigtes Polyesterharz            |
| VE             | vollentsalzt                           |
| VE-Harz        | Vinylesterharz                         |

### **Symbole**

---

|                  |   |
|------------------|---|
| $da/dN$          | Rissfortschrittsrate pro Zyklus                         |
| $\dot{\epsilon}$ | Dehnrage  |
| $a$              | Risslänge   |
| $A$              | Querschnittsfläche                                      |
| $A_{ij}$         | Faserorientierungstensor zweiter Stufe                  |
| $b$              | Exponent der nichtlinearen <i>Palmgren-Miner</i> -Regel |
| $b$              | exponentieller Sättigungsparameter (Voce-Funktion)      |
| $C$              | absolute Steifigkeit / Federsteifigkeit                 |
| $c$              | Massegehalt   |
| $C, b$           | Modellparameter <i>Launay</i>                           |
| $d$              | zyklisches Schädigungsinkrement                         |
| $D$              | zyklische Schädigung                                    |
| $d$              | Probendicke   |
| $E$              | Zugsteifigkeit / Zugmodul                               |
| $F$              | Kraft   |
| $f$              | Prüffrequenz  |

---

|                    |  |
|--------------------|--|
| $F$                | Kraft                                      |
| $F, G, H, L, M, N$ | <i>Hill</i> -Fließparameter                |
| $G$                | Schubsteifigkeit / Schubmodul              |
| $m$                | Formparameter der Weibull-Verteilung       |
| $N$                | ertragbare Lastspielzahl                   |
| $n$                | Lastspielzahl                              |
| $p$                | Richtungsvektor der Faserorientierung      |
| $P$                | Wahrscheinlichkeit                         |
| $p$                | Fitparameter                               |
| $R$                | Spannungsverhältnis                        |
| $R_\infty$         | exponentieller Koeffizient (Voce-Funktion) |
| $R_0$              | linearer Koeffizient (Voce-Funktion)       |
| $R_a$              | mittlere Oberflächenrauheit                |
| $R_a$              | arithmetischer Mittenrauhwert              |
| $R_z$              | gemittelte Rauhtiefe                       |
| $s$                | Weg  |
| $T$                | Temperatur                                 |
| $t$                | Zeit                                       |
| $u$                | Feuchtegehalt                              |
| $v$                | Geschwindigkeit                            |
| $V$                | Volumen                                    |
| $\nu$              | Viskositätszahl                            |
| $\alpha$           | Werkstoffkennwert <i>Launay</i>            |
| $\delta$           | Diffusionskoeffizient                      |
| $\Delta L$         | Längenänderung                             |
| $\Delta W$         | Energiedichte                              |
| $\varepsilon$      | Dehnung                                    |
| $\theta$           | Faserorientierung                          |
| $\nu$              | Poissonzahl                                |
| $\xi$              | Formfaktor <i>Halpin-Tsai</i> -Modell      |
| $\sigma$           | Spannung                                   |
| $\sigma_0$         | Fließgrenze (Voce-Funktion)                |
| $\sigma_Y$         | Fließspannung (Voce-Funktion)              |

|        |   |
|--------|---|
| $\tau$ | Schubspannung                             |
| $\psi$ | Verteilungsfunktion der Faserorientierung |

## Indizes

---

|         |  |
|---------|--|
| *       | Rest / Restfestigkeit                                      |
| 0       | Ausgangszustand  |
| 1,2,3   | Raumrichtungen / Laufparameter                             |
| 1,princ | <i>1st principal</i> (1. Hauptspannung)                    |
| A, a    | Amplitude  |
| B       | Bruch  |
| c       | Kriechen   |
| D       | Druck  |
| DB      | Debonding  |
| el      | elastisch  |
| equalVM | <i>equal</i> von Mises (Vergleichsspannung nach von Mises) |
| F       | Faser  |
| fat     | fatigue (Ermüdung)   |
| FB      | Faserbruch   |
| g       | Glasübergang   |
| i       | Laufvariable / Inkrement                                   |
| krit    | kritisch   |
| l       | longitudinal   |
| lin     | linear   |
| M       | Zugfestigkeit  |
| m       | Mittelspannung   |
| max     | maximal  |
| o       | Ober-  |
| RF      | Restfestigkeit   |
| s       | Sättigung  |
| t       | transversal  |
| u       | Unter-   |
| v1      | langzeit-viskoelastisch                                    |

|     |                         |
|-----|-------------------------|
| v2  | kurzzeit-viskoelastisch |
| vp  | viskoplastisch          |
| Z   | Zug                     |
| zul | zulässig                |



## 1 Einleitung und Zielsetzung

„Das richtige Material muss an die richtige Stelle“ betonte Rebecca Hitch<sup>1</sup> auf dem Leichtbaugipfel 2015 in Würzburg. Mit diesen Worten kann der aktuelle Trend der Verwendung unterschiedlichster Werkstoffe in der Automobilindustrie beschrieben werden. Grund hierfür ist die im Jahr 2009 im Rahmen internationaler Verhandlungen der Industrieländer getroffene Vereinbarung, die Treibhausgasemissionen um 30 % gegenüber dem Stand von 1990 zu reduzieren. Da der Straßenverkehr als der zweitgrößte Treibhausgasverursacher in der europäischen Union gilt, hat diese in der Verordnung (EG) Nr. 443/2009 die durchschnittlichen CO<sub>2</sub>-Emissionen der europäischen Pkw-Neuwagenflotte zum Jahr 2015 auf 130 g CO<sub>2</sub>/km beschränkt. Bis zum Jahr 2020 soll eine weitere Reduktion auf 95 g CO<sub>2</sub>/km erfolgen. [1, 2]

Aufgrund empfindlicher Strafen bei Nichteinhaltung der Grenzwerte ist in den letzten Jahren ein starker Trend hin zur Elektrifizierung bzw. Hybridisierung der Antriebskonzepte moderner Pkw zu erkennen. Da diese Zusatzkomponenten die Fahrzeugmasse erhöhen, liegt ein weiterer Fokus auf der Verbesserung der Leichtbaugüte der einzelnen Fahrzeugkomponenten. Dies kann durch den Einsatz moderner Werkstoffe und einer werkstoffgerechten Konstruktion erfolgen. So finden Hochleistungswerkstoffe wie endloskohlenstoff- oder endlosglasfaserverstärkte Kunststoffe immer häufiger Anwendung in strukturellen Fahrzeugkomponenten. Wegen der hohen Werkstoff- und Verarbeitungskosten ist die Verwendung zurzeit jedoch auf Sport- und Oberklassewagen beschränkt.

Ein Einsatz dieser Hochleistungswerkstoffe zur Emissionsreduktion einer kompletten Neuwagenflotte ist aus Kostengründen zurzeit nicht möglich. Um die Flottenziele zu erreichen, müssen kostengünstige Werkstoffsubstitutionen erfolgen. Eine Werkstoffgruppe die daher breite Anwendung im Transportbereich findet sind kurzfaserverstärkte Thermoplaste. Im Jahr 2015 wurden auf dem europäischen Markt 1.300 kt kurzglasfaserverstärkte Thermoplaste verarbeitet. Im Vergleich hierzu wurden nur knapp 41 kt endloskohlenstofffaserverstärkte bzw. 559 kt endlosglasfaserverstärkte Duroplaste im Jahr 2015 verarbeitet. [3]

Häufig kommen hierbei kurzglasfaserverstärkte Thermoplaste mit einer Polyamid 6 (PA6) bzw. einer Polyamid 6.6 (PA6.6) Matrix zum Einsatz, welche zur

---

<sup>1</sup> Advanced Body Technology Manager bei Jaguar und Land Rover Limited

Metallsubstitution im Fahrzeugbau verwendet werden. Die fortwährende Werkstoffentwicklung ermöglicht ein gezieltes Anpassen der Matrixeigenschaften auf die Einsatzbedingungen. Das Urformen mittels Spritzgießen lässt dem Konstrukteur große Freiheiten hinsichtlich der Formgebung. Diese Designfreiheit führt ebenfalls zu einem hohen Grad der Funktionsintegration spritzgegossener Teile. Beispielsweise kann ein Lasteinleitungspunkt mit einer Metallverstärkung versehen werden, um einem späteren Verlust der Vorspannkraft aufgrund Werkstofffließens vorzubeugen. Die Variabilität dieses Fertigungsprozesses lässt eine Vielzahl solcher Anbindungs- oder Konstruktionselemente zu und macht nachfolgende Arbeitsschritte in den meisten Fällen überflüssig. Hierdurch werden Kosten gespart und Taktzeiten reduziert, wodurch der Werkstoff ideal zur Massenproduktion geeignet ist.

Trotz der geringen Werkstoff- und Herstellungskosten ist das Leichtbaupotential nicht zu unterschätzen. Durch die Faserverstärkung ist der Werkstoff in der Lage in mechanisch hochbelasteten Fahrzeugkomponenten wie beispielsweise im Motorraum, Fahrwerks- oder Frontbereich Metalle zu ersetzen und hierbei Gewicht einzusparen, in zahlreichen Anwendungen um bis zu 25 % [4]. Temperaturstabilisiertes Polyamid ist imstande kurzzeitige Umgebungstemperaturen von bis zu 220 °C zu ertragen. So können bereits Motorenteile, zum Beispiel das Verbindungsstück zwischen Turbolader und Ladeluftkühler, welche vorher aus Stahl bzw. Hochtemperatur-Elastomeren hergestellt wurden, aus PA6.6 realisiert werden [5]. Ein weiterer bedeutender Vorteil thermoplastischer Verbundwerkstoffe ist die Rezyklierbarkeit. Nach Ablauf der Produktlebensdauer kann dieses durch erneutes Granulieren und Aufschmelzen dem Fertigungsprozess wieder zugeführt werden. *Bernasconi* [6] prüft die Rezyklierbarkeit eines PA6.6 mit einer Kurzglasverstärkung von 35 Gewichtsprozent (GF35). Durch das wiederholte Aufschmelzen im Extruder und Einspritzen in die Gussform wird die gemittelte Faserlänge von 338 µm auf 213 µm reduziert. Dies führt zu einer Abnahme der statischen und zyklischen Festigkeit um etwa 11 %, womit eine Wiederverwendung des Werkstoffs für das betrachtete Kupplungspedal noch möglich ist.

Die Kurzfaserverstärkung in Verbindung mit dem Spritzgussprozess führt zu lokal stark unterschiedlichen Faserorientierungen, welche wiederum entscheidend für die Werkstoffeigenschaften sind. Parallel zur Faserrichtung besitzt der Werkstoff eine hohe Steifigkeit und Festigkeit. Weicht die Belastungsrichtung von der

Hauptfaserrichtung ab, reduzieren sich diese Eigenschaften bis sie ihr Minimum bei einer Belastung senkrecht zur Faserrichtung erreichen. Die thermoplastische Matrix verfügt zusätzlich über ein ausgeprägtes viskoplastisches Werkstoffverhalten. Zur exakten Berechnung der Spannungszustände in komplexen Bauteilen bedarf es folglich einer nichtlinearen anisotropen Werkstoffmodellierung, welche aufgrund der unterschiedlichen Faserorientierungen lokal sehr unterschiedlich sein kann. Eine solch detaillierte Werkstoffbeschreibung ist entscheidend für die Prognosequalität einer Lebensdauerberechnung, da aus einer geringfügigen Spannungsänderung bereits eine deutliche Verschiebung im Wöhlerdiagramm resultiert.

Die zeitfeste Auslegung struktureller Fahrzeugkomponenten ist im Hinblick auf eine gewichtsoptimierte Konstruktion unerlässlich. Zu den oben bereits genannten Gründen, welche für eine leichtbauorientierte Bauteilentwicklung sprechen, kommen im Bereich der Massenproduktion wirtschaftliche Faktoren hinzu. So bewirken bei hohen Stückzahlen, wie sie für Spritzgussbauteile üblich sind, geringste Werkstoffeinsparungen eine deutliche Reduktion des Rohmaterialbedarfs. Aufgrund des Mangels einer geeigneten Prozesskette zur Lebensdauerberechnung von kurzfaserverstärkten Thermoplasten erfolgt die Entwicklung häufig in mehreren Konstruktionsschleifen. Solche Konstruktionsschleifen beinhalten neben den Kosten zum Bau von Prototypen auch Kosten für Dauerschwingversuche. Diese zeitlich aufwändigen Testreihen verursachen hohe Entwicklungskosten.

Ziel dieser Arbeit ist es daher, eine geeignete Prozesskette zur Berechnung der Lebensdauer spritzgegossener Verbundwerkstoffe zu entwickeln. Als Werkstoff wird ein Polyamid 6.6 mit einer Kurzglasfaserverstärkung von 30 Gewichtsprozent (PA6.6GF30) gewählt. Zur exakten Modellierung des Werkstoffverhaltens muss dieses zunächst in statischen und zyklischen Versuchen charakterisiert werden. Zur Bestimmung der Faserorientierung werden Mikro-Computertomographie-Scans verwendet. Die Validierung der Berechnung erfolgt an einer Koppelstange, welche ebenfalls aus PA6.6GF30 gefertigt ist. Bei der Koppelstange – auch Pendelstütze genannt – handelt es sich um eine Komponente aus dem Pkw-Fahrwerk. Dieser Zug-Druck-Stab verbindet das Rad mit dem Stabilisator. Aufgrund der häufigen Federbewegungen einer Pkw-Radaufhängung handelt es sich bei der Koppelstange um eine strukturelle, zyklisch belastete Komponente, die somit sehr gut für einen realitätsnahen Anwendungsfall geeignet ist.



## 2 Stand der Forschung

### 2.1 Einordnung des untersuchten Werkstoffs

Das in dieser Arbeit untersuchte PA6.6GF30 wird in die Werkstoffgruppe der kurzglasfaserverstärkten Faser-Kunststoff-Verbunde (FKV) mit thermoplastischer Matrix eingeordnet. Diese Werkstoffeinordnung erfolgt anhand mehrerer Werkstoffeigenschaften und -bestandteile, die im Folgenden kurz erläutert werden.

#### Matrixwerkstoffe

Der die Faser umgebende Werkstoff (Matrix) stellt eine grundlegende Möglichkeit zur Unterteilung von FKV dar. Die Matrix hat die Aufgaben die Fasern zu fixieren, die Lasten in die Fasern einzuleiten und bei Druckbelastungen die Fasern zu stützen. Eine weitere Aufgabe der Matrix ist der Schutz der Faser vor Umgebungseinflüssen wie beispielsweise Beschädigungen durch mechanischen Abrieb oder der Einwirkung chemischer Reagenzien [7]. Sie kann aus einer der folgenden Kunststoffgruppen bestehen: Duroplaste, Thermoplaste oder Elastomere. Bei nicht kunststoffbasierten Systemen können beispielsweise auch Metalle, Keramiken oder Beton eingesetzt werden. Diese werden hier jedoch nicht betrachtet.

Kennzeichnend für Duroplaste ist die Aushärtung des Harzes durch Zugabe eines Härter. Durch chemische Vernetzungsreaktionen entsteht ein engmaschig vernetzter Werkstoff, welcher in einer amorphen Molekülkettenanordnung vorliegt. Dieser Vernetzungsprozess ist irreversibel, wodurch ein Aufschmelzen, z.B. zur Realisierung eines Schweißprozesses, nicht möglich ist. Vorteile dieser engen und räumlichen Netzstruktur liegen in der hohen Steifigkeit, der geringen Kriechneigung und der sehr guten thermischen und chemischen Beständigkeit der duroplastischen Werkstoffe. Häufige Anwendung finden Epoxid (EP)-Harze, ungesättigte Polyester (UP)-Harze und Vinylester (VE)-Harze. [7]

Thermoplastische Kunststoffe sind im Gegensatz zu Duroplasten nicht quer vernetzt [8], wodurch ein wiederholtes Aufschmelzen des Werkstoffes möglich ist. Diese Eigenschaft macht den Werkstoff schweißbar und recyclingfähig. Thermoplaste können in einer amorphen oder teilkristallinen Molekülkettenanordnung vorliegen. Das hier betrachtete PA6.6 ist ein teilkristalliner Werkstoff und besitzt somit

verbesserte mechanische Eigenschaften gegenüber rein amorphen Thermoplasten. Mit zunehmender Kristallinität steigen sowohl die Steifigkeit und Festigkeit, als auch die thermische und chemikalische Beständigkeit an. Jedoch verliert der Werkstoff an Duktilität und Schlagzähigkeit, er versprödet [9]. Als Matrixwerkstoffe in FKV werden häufig Polypropylen (PP), Polybutylenterephthalat (PBT), Polyethylenterephthalat (PET) und das untersuchte PA eingesetzt. Im Hochtemperaturbereich findet beispielsweise Polyetheretherketon (PEEK) Anwendung.

Elastomere sind räumlich schwach vernetzte Kunststoffe, die oberhalb der Glasübergangstemperatur  $T_g$  verwendet werden. Aufgrund ihrer geringen Steifigkeit finden sie in hoch belasteten Strukturbauteilen keine Anwendung und werden daher hier nicht näher behandelt.

### **Verstärkungsfasern**

Die zweite Komponente des Verbundwerkstoffes bildet die Verstärkungsfasern, welche, aufgrund ihrer im Vergleich zur Matrix hohen Steifig- und Festigkeit, als lasttragendes Element fungiert. Sie kann aus verschiedenen Werkstoffen bestehen und bildet somit eine weitere Unterscheidungsmöglichkeit zur Einteilung von FKV. Im Folgenden werden die drei am häufigsten verwendeten Faserwerkstoffe beschrieben.

Die Textilglasfaser wird aus geschmolzenem Glas gesponnen und liegt in einem gleichmäßigen, runden Querschnitt (Durchmesser 3,4  $\mu\text{m}$  bis 24  $\mu\text{m}$ ) vor. Die Glasfaser verfügt über eine amorphe Struktur und weist dadurch im Gegensatz zur Kohlenstoff- oder Aramidfaser isotrope Werkstoffeigenschaften auf. Die weitverbreitete E-Glasfaser (*electrical*) besitzt einen Marktanteil von etwa 90 % und zeichnet sich durch hervorragende elektrische Isolationseigenschaften aus. Hochfeste Varianten werden in Europa als R-Glas (*resistance*) bezeichnet. Die Zugfestigkeit der E-Glasfaser beträgt zwischen 2.400 N/mm<sup>2</sup> und 3.400 N/mm<sup>2</sup> und der Elastizitätsmodul (E-Modul) etwa 73.000 N/mm<sup>2</sup>. Die Faser hat eine Dichte von 2,6 g/cm<sup>3</sup> und liegt damit deutlich über der Dichte einer Kohlenstoff- oder Aramidfaser. Das in dieser Arbeit untersuchte PA6.6GF30 ist ebenfalls mit Fasern aus E-Glas verstärkt, da diese eine kostengünstige Möglichkeit darstellen, die mechanischen Eigenschaften des Werkstoffes deutlich zu erhöhen. [10] Wird die Faser trotz der umgebenden Matrix einer aggressiven chemischen Umgebung

ausgesetzt, empfiehlt sich der Einsatz von C-Glasfasern (*chemical*) bzw. bei korrosiven Umgebungseinflüssen der Einsatz von ECR-Glasfasern (*electrical corrosion resistant*). Diese Glasfasern besitzen die gleichen mechanischen Eigenschaften wie E-Glasfasern. [7]

Die Kohlenstofffaser (C-Faser) findet in Komponenten Anwendung, die eine hohe Steifigkeit und Festigkeit des Werkstoffs bei gleichzeitig geringer Dichte fordern. Auch die C-Faser besitzt verschiedene Steifigkeits- bzw. Festigkeitsklassen. Die HT-Faser (*high tenacity*) bildet hierbei das Pendant zur E-Glasfaser. Sie hat eine Dichte von  $1,74 \text{ g/cm}^3$ , eine Zugfestigkeit von  $3.430 \text{ N/mm}^2$  und einen E-Modul von  $230.000 \text{ N/mm}^2$  parallel zur Faser. Aufgrund der starken Verstreckung der C-Fasern während des Produktionsprozesses verfügt die Faser über eine ausgeprägte Anisotropie. So beträgt die Steifigkeit quer zur Faser lediglich etwa 10 % der Steifigkeit parallel zur Faser. Die Eigenschaften der C-Faser können durch aufwendige Produktionsmethoden beispielsweise hinsichtlich der Steifigkeit optimiert werden. Dadurch kann der E-Modul einer UHM-Faser (*ultra high modulus*) auf  $450.000 \text{ N/mm}^2$  gesteigert werden. Dieser enorme Gewinn an Steifigkeit hat verringerte Festigkeiten ( $2.150 \text{ N/mm}^2$ ) und eine schlechtere Verarbeitbarkeit zur Folge. [7]

Die am häufigsten eingesetzte Polymerfaser in FKV ist die Aramidfaser (Handelsnamen *Kevlar®*, *Twaron®* oder *Technora®*). Die Herstellung erfolgt aus einem aromatischen Polyamid, welches als flüssig-kristalline Lösung versponnen wird. Ziel ist ein möglichst hoher Kristallinitätsgrad des Garns, um die mechanischen Eigenschaften zu optimieren. Durch eine anschließende Heißverstreckung wird der Orientierungsgrad der Faser nochmals erhöht. Die Aramidfaser ist mit einer Dichte von  $1,45 \text{ g/cm}^3$  eine der leichtesten Verstärkungsfasern und kommt daher in Konstruktionen, die eine hohe Leichtbaugüte fordern, zum Einsatz (E-Modul  $67.000 \text{ N/mm}^2$  für die hochzähe Variante und  $130.000 \text{ N/mm}^2$  für die hochsteife Variante). Ein weiteres herausragendes Merkmal der Aramidfaser ist die einstellbare Höhe der Zähigkeit. Diese Möglichkeit der Anpassung wird für schlagbelastete Anwendungen, wie z.B. ballistische Schutzwesten oder im Monocoque eines Rennwagens, genutzt. Aufgrund des hohen Preises und der im Vergleich zur C-Faser deutlich geringeren Steifigkeit findet die Aramidfaser nur in Spezialfällen Anwendung. [7]

Allen Fasern gemein ist die Applikation einer sogenannten Schlichte auf die Faseroberfläche nach deren Herstellung. Je nach Art der Faser werden hier unterschiedliche Werkstoffe eingesetzt, welche jedoch alle die gleichen Aufgaben erfüllen. So schützt die Schlichte die empfindliche Faseroberfläche gegen Abrasion in den folgenden Verarbeitungsprozessen wie beispielsweise dem Weben zu Textilien oder dem Aufwickeln auf Spulen. Desweiteren fungiert die Schlichte als Haftvermittler zwischen Faser und Matrix. Das sogenannte Faser-Matrix-Interface wird entscheidend von der Schlichte beeinflusst. Dieses wiederum ist für die bereits genannten Aufgaben wie die Lasteinleitung von der Matrix in die Faser und somit für die Funktionsfähigkeit des Verbundes entscheidend. [7, 8]

### **Faserlängen**

Die Faserlänge hat einen entscheidenden Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften. Verallgemeinert lässt sich die Aussage treffen, dass mit steigender Länge auch die Steifigkeit und Festigkeit zunehmen. Grundlegend ist eine Einteilung in drei verschiedene Gruppen möglich: Endlosfaser, Langfaser und Kurzfaser.

Entspricht die Länge der Faser etwa der Bauteilgröße, in den meisten Fällen deutlich über 50 mm, spricht man von einer Endlosfaser. Diese Verstärkung kann in verschiedenen Halbzeugen vorliegen. Das textile Halbzeug mit den besten mechanischen Eigenschaften ist das Gelege. Hier werden unidirektionale (UD) Schichten über Wirkfäden miteinander verbunden, wodurch eine optimale Anpassung des Laminates an die späteren Belastungen in der Struktur möglich ist [11]. Die Drapierfähigkeit eines Geleges hängt stark von seinem Aufbau und der verwendeten Bindungsart ab. Ebenfalls weitverbreitete Halbzeuge sind 2D- oder 3D-Gewebe, deren Drapierfähigkeit von der Webart (beispielsweise Atlas-, Köper- oder Leinwandbindung) abhängt. Dem Vorteil der guten Drapierfähigkeit stehen die durch das Weben entstehenden Faserondulationen gegenüber, welche eine Reduktion der mechanischen Eigenschaften bewirken. Die oben genannten Halbzeuge können zum einen vorimprägniert (Prepreg), zum anderen als trockenes Faserhalbzeug zur späteren Infiltration vorliegen. Endlosfasern können auch direkt als Roving (Faserbündel) in einem Wickel- oder Flechtprozess verarbeitet werden.

Liegt die Faserlänge zwischen 1 mm und 50 mm, wird der Verbundwerkstoff in die Gruppe der langfaserverstärkten FKV eingeordnet. Für duromere Matrixsysteme sind

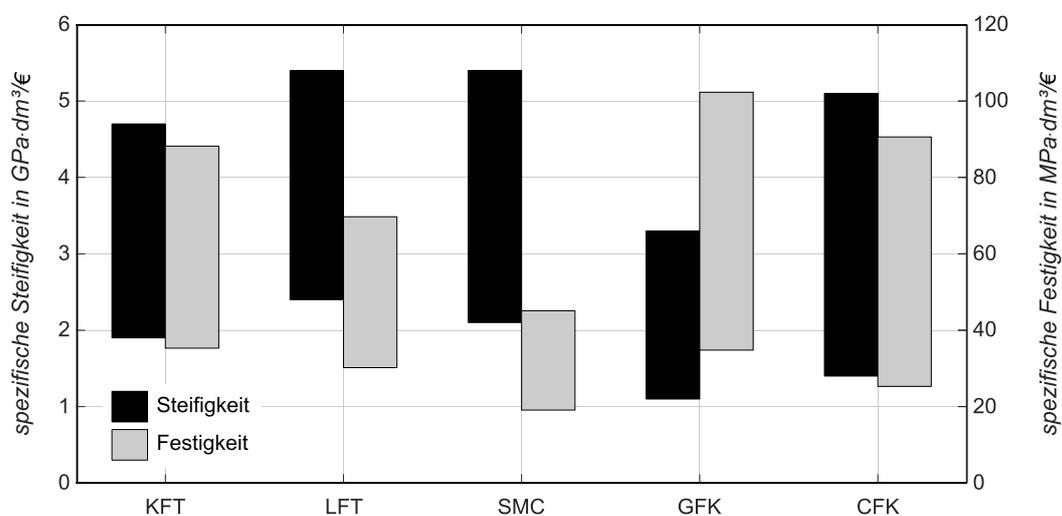
das SMC (*Sheet Molding Compound*) und das BMC (*Bulk Molding Compound*) die meistverbreiteten Werkstoffsysteme. Die Verstärkung bei SMC erfolgt meist durch Glasfasern mit 25 mm bis 50 mm Länge, welche in einem Schneidwerk direkt von Rovingspulen geschnitten und auf eine Faser-Harz-Füllstoff-Mischung aufgetragen werden. Anschließend wird diese Mischung zwischen Abdeckfolien zu Platten verpresst. Diese Platten werden zur Bauteilfertigung in ein Presswerkzeug eingelegt. Je nach Geometrie und Größe des Werkzeuges stellt sich eine Vorzugsrichtung bzw. Fließrichtung der Fasern ein. Die Bauteilfertigung beim BMC Verfahren erfolgt ebenfalls im Pressverfahren, jedoch werden hier keine Platten, sondern kleine Werkstoffmengen per Extruder in das Werkzeug dosiert. Typische Anwendungen für SMC sind beispielsweise Pkw-Kotflügel oder Badewannen. Für BMC sind Scheinwerfergehäuse ein häufiger Anwendungsfall.

Betrachtet man die langfaserverstärkten FKV mit thermoplastischer Matrix, lassen sich diese in GMT (*Glasmattenverstärkte Thermoplaste*) und LFT (*Langfaserverstärkte Thermoplaste*) unterscheiden. Für GMT werden zur Verstärkung Glasfasermatten mit einer Faserlänge von 20 mm bis 30 mm verwendet, welche über Extrudierdüsen mit thermoplastischer Matrix infiltriert werden. Die Weiterverarbeitung der erzeugten Bahnhälbzeuge erfolgt analog zum SMC im Pressverfahren. Zur Herstellung von LFT werden Glasfaserrovings mit Thermoplastmatrix pultrudiert und anschließend zu Granulat geschnitten (Länge etwa 25 mm). Die Verarbeitung von LFT erfolgt analog zum Spritzgussprozess. Das Granulat wird in einem Extruder aufgeschmolzen und anschließend in ein Presswerkzeug dosiert bzw. direkt in die Werkzeugform gespritzt. Um die resultierende Faserlänge im Bauteil möglichst hoch zu halten, muss darauf geachtet werden, dass der Extrusionsprozess scherungsarm verläuft.

Langfaserverstärkte FKV zeigen bezogen auf die Materialkosten ausgezeichnete mechanische Eigenschaften, weshalb ein Großteil der Verbundwerkstoffe in den oben beschriebenen Verfahren hergestellt wird. Sie liegen damit sowohl preislich als auch mechanisch zwischen den endlos- und den kurzfaserverstärkten FKV. [7]

Die Kurzfaserverstärkung bildet die kostengünstigste Variante, die mechanischen Eigenschaften von reinen Matrixwerkstoffen zu verbessern. Zur Gruppe der kurzfaserverstärkten Kunststoffe gehören FKV mit Faserlängen kleiner als einem Millimeter. Kurzfaserverstärkung wird ausschließlich bei Werkstoffen mit thermo-

plastischer Matrix angewendet (KFT). Das Hauptverarbeitungsverfahren ist der Spritzgussprozess. Hierbei wird das Granulat mittels eines Schneckenextruders geschmolzen und anschließend unter sehr hohem Druck (bis 2.000 bar) in ein geschlossenes Werkzeug eingespritzt. In Abhängigkeit von den Prozessparametern und der Werkzeuggeometrie kann eine starke Ausrichtung der Fasern erfolgen. In den Bereichen ausgeprägter Faserorientierung verhält sich der Werkstoff stark anisotrop. Durch den Urformprozess können sehr komplexe Geometrien realisiert werden, welche eine lastgerechte und funktionsintegrierende Konstruktion zulassen. Abbildung 2.1 zeigt eine Gegenüberstellung der spezifischen Steifigkeiten und Festigkeiten faserverstärkter Kunststoffe. Dabei werden kurz- und langfaserverstärkte Thermoplaste, sowie lang- und endlosfaserverstärkte Duroplaste miteinander verglichen. Als „KFT“ wird ein PA6.6GF30 [12], als „LFT“ ein PA6.6GF60 [13] und als „SMC“ ein mit 30 Gew.-% Glasfasern verstärktes UP-Harz [14, 15] gewählt und die mechanischen Eigenschaften aus Datenblättern entnommen. Die Kennwerte der endlosfaserverstärkten Werkstoffe werden über die klassische Laminattheorie mithilfe der Software *AlfaLam* [16] und den darin hinterlegten Werkstoffdaten berechnet. Die Kennwerte beziehen sich dabei auf ein quasiisotropes und ein UD-Laminat aus Glasfaser-Epoxidharz für „GFK“ bzw. für ein C-Faser-Epoxidharz (HM-Faser) für „CFK“. Hieraus ergibt sich die gezeigte Spannbreite der gezeigten Werte. Die Materialpreise werden von einem Automobilzulieferer für eine Abnahmemenge von 20 t ermittelt [17], wobei für die GFK- und CFK-Verarbeitung ein Harzinjektionsverfahren zur Abbildung hoher Stückzahlen angenommen wird.



**Abbildung 2.1: Gegenüberstellung der materialkosten- und dichtebezogenen spezifischen Steifigkeit und Festigkeit faserverstärkter Kunststoffe**

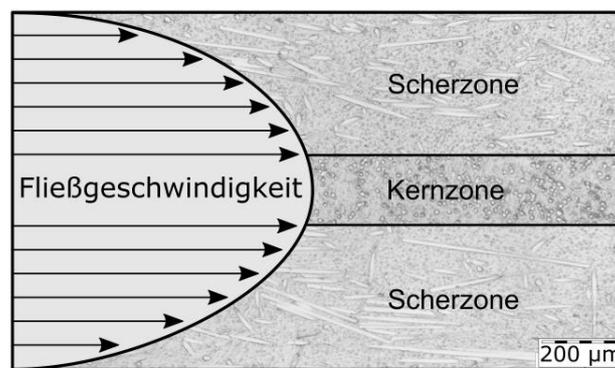
Im Bereich der kurz- und endlosfaserverstärkten Werkstoffe ist zu erkennen, dass sowohl LFT als auch SMC höhere spezifische Steifigkeiten als ein KFT aufweisen. Aufgrund des niedrigen Materialpreises des KFT im Vergleich zu LFT und der vergleichsweise hohen Festigkeit gegenüber dem SMC zeigt der Spritzgusswerkstoff sehr gute spezifische Festigkeitseigenschaften. Das GFK weist in dieser Darstellung die höchste spezifische Festigkeit auf, jedoch sind Nachteile hinsichtlich der Steifigkeit zu erkennen. Gegenüber CFK zeigt der KFT nur geringfügig niedrigere Steifigkeiten bzw. Festigkeiten. Die materialpreis- und dichtebezogene Gegenüberstellung der Werkstoffeigenschaften in Abbildung 2.1 verdeutlicht, dass kurzglasfaserverstärkte Thermoplaste ein sehr gutes Preis-Leistungs-Verhältnis hinsichtlich beider mechanischen Eigenschaften aufweisen. Dies begründet den breiten Einsatz solcher Werkstoffe in den unterschiedlichsten Wirtschaftszweigen.

## **2.2 Faserorientierung kurzfaserverstärkter Thermoplaste**

Die aus dem Spritzgussprozess resultierende Faserorientierung ist von Werkstoff- und Prozessparametern abhängig. Die Faserorientierung ist entscheidend für die mechanischen Eigenschaften des Werkstoffes. Entlang der Hauptfaserorientierung besitzt der Werkstoff seine größte Steifig- und Festigkeit. Senkrecht zur Faserrichtung finden diese Werkstoffeigenschaften ihr Minimum. In Abbildung 2.2 sind das Geschwindigkeitsprofil der eingespritzten Schmelze in ein ebenes, dünnwandiges Plattenwerkzeug und die daraus resultierenden Zonen unterschiedlicher Faserorientierung gezeigt. Entlang der Fließrichtung bildet sich ein parabelförmiger Geschwindigkeitsverlauf aus. Im Zentrum der Platte, der sogenannten Kernzone, treten aufgrund der sehr geringen Geschwindigkeitsgradienten nur geringe Scherkräfte auf. Dies führt zu einer Orientierung senkrecht zur Fließrichtung. In den äußeren Scherzonen steigen die Scherkräfte deutlich an und führen zu einem hohen Orientierungsgrad parallel zur Fließrichtung. Im rechten Teil der Abbildung ist die resultierende Faserorientierung illustriert und mit einem Mikroschliff des hier untersuchten Werkstoffs hinterlegt.

Werkstoffseitig beeinflussen die rheologischen Eigenschaften (speziell die Viskosität) der Schmelze die Orientierung. Der Faseranteil hat einen entscheidenden Einfluss auf diese. So steigt die Viskosität mit steigendem Faseranteil an, da es häufiger zu

Kollisionen von Fasern während des Spritzprozesses kommt [18]. Auch die Verteilung der Fasern hat einen deutlichen Einfluss auf die Rheologie des Werkstoffs. Durch eine Agglomeration der Fasern steigt die Viskosität lokal sehr stark an. Eine solche räumliche Konzentration der Verstärkungsfasern wird mit ansteigender Faserlänge begünstigt [19]. Die Untersuchungen von *Laun* [20] bestätigen dies, da hierin ebenfalls ein Ansteigen der Viskosität mit höherem Verhältnis von Faserlänge zu Faserdurchmesser (Aspektverhältnis) festgestellt wird. Weist das Spritzgussmaterial eine sehr gute Faser-Matrix-Haftung auf, resultiert hieraus auch eine erhöhte Viskosität der Schmelze [21].



**Abbildung 2.2: Geschwindigkeitsprofil der Thermoplastschmelze während des Spritzgussprozesses und die resultierenden Zonen verschiedener Faserorientierung am Beispiel einer Platte**

Hinsichtlich der Fertigungsparameter führt ein erhöhter Spritzdruck zu einer Viskositätsreduktion, jedoch auch zu einem Ansteigen der Scherrate. Ist die Reduktion der Viskosität geringer als die Steigerung der Scherrate, nimmt der Orientierungsgrad zu. *Xavier* [22] stellt in seinen Untersuchungen fest, dass mit steigender Einspritzgeschwindigkeit der Orientierungsgrad ansteigt. Die Temperatur der Schmelze besitzt ebenfalls einen Einfluss auf die Anisotropie des Werkstoffs. Eine erhöhte Temperatur führt zu einer besseren Dispersion der Fasern, wodurch es zu einer Reduktion der Viskosität kommt – die Scherrate und damit der Orientierungsgrad sinken. Ein weiterer Effekt erhöhter Einspritztemperatur ist die längere Kühlstrecke der Schmelze. Verjüngt sich der Fließkanal durch ein Erstarren der äußeren Schichten relativ schnell bei niedrigeren Temperaturen reduziert sich der Querschnitt bei erhöhten Temperaturen erst nach einer längeren Strecke. Dies führt ebenfalls zu geringeren Scherraten und folglich niedrigeren Orientierungsgraden.

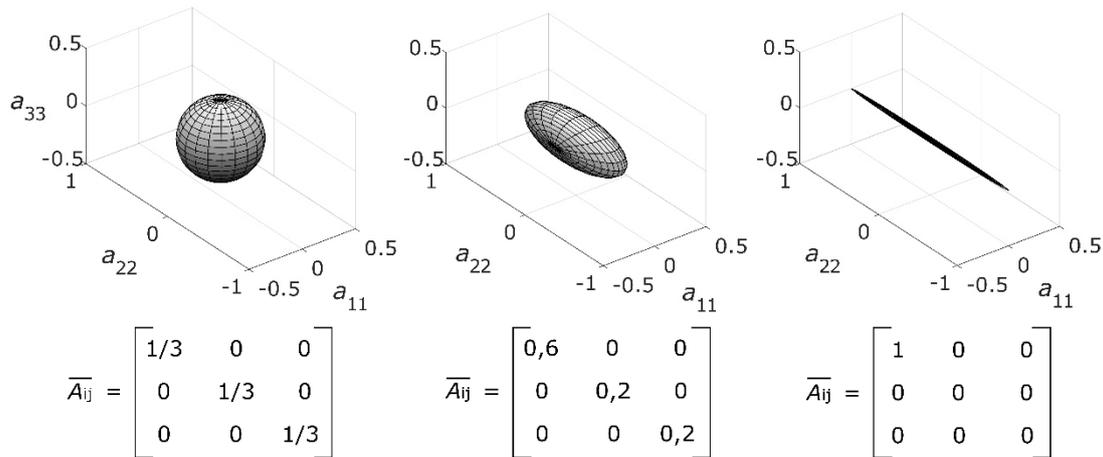
Den Geometrieinfluss betrachtend untersucht *Vincent* [23] die resultierende Faserorientierung in ebenen Platten unterschiedlicher Dicke bei konstanten Prozessparametern. Es werden hierzu vier Plattendicken von 1,1 mm bis 5 mm untersucht und die Faserorientierung mittels Lichtmikroskopie bestimmt. Keine Kernzone zeigen die dünnen Platten mit Dicken von 1,1 mm und 1,7 mm. Erst ab Plattendicken von 3 mm bzw. 5 mm kommt es zu einer Umorientierung der Fasern im Kern.

Zur mathematischen Beschreibung der Faserorientierung in kurzfaserverstärkten Kunststoffen wird häufig die Methode von *Advani* und *Tucker* [24] angewendet. Die Orientierung einer einzelnen Faser kann durch einen normierten Vektor  $\boldsymbol{p}$  in Kugelkoordinaten beschrieben werden. Die Verteilungsfunktion  $\Psi$  beschreibt die Orientierungsverteilung aller Fasern im betrachteten Volumen. Die resultierende Faserorientierung kann mithilfe des Orientierungstensors zweiter Stufe  $\overline{A}_{ij}$  ausgedrückt werden (vgl. Gleichung 2.1). Die einzelnen Richtungsvektoren  $\boldsymbol{p}_i$  und  $\boldsymbol{p}_j$  werden dabei mit dem jeweiligen Eintrag der Verteilungsfunktion gewichtet.

$$\overline{A}_{ij} = \oint p_i p_j \Psi(\boldsymbol{p}) d\boldsymbol{p} \quad (2.1)$$

Durch eine Hauptachsentransformation erhält man die drei Eigenvektoren  $\boldsymbol{e}_i$  und die zugehörigen Eigenwerte  $\lambda_i$ . Die Eigenvektoren beschreiben hierbei die drei Hauptrichtungen der Faserorientierung bezogen auf das globale Koordinatensystem. Die Eigenwerte geben Aufschluss über den Orientierungsgrad in der jeweiligen Hauptrichtung, ihre Summe ist Eins. Zur Visualisierung des Orientierungstensors kann ein Ellipsoid verwendet werden, welches durch die Eigenvektoren aufgespannt wird. Die Eigenwerte bestimmen die Ausdehnung in die jeweilige Richtung. Durch diese Darstellungsart kann sehr schnell auf den Orientierungsgrad und die Orientierungsrichtung geschlossen werden. Zur Verdeutlichung der oben beschriebenen Methoden sind in Abbildung 2.3 drei verschiedene Orientierungstensenoren mit den zugehörigen Ellipsoiden dargestellt. Das linke Bild zeigt mit jeweils gleichen Eigenwerten den isotropen Fall, welcher sich graphisch als Kugel ausbildet. In der mittleren Abbildung besitzt die Ellipse unendlich viele Symmetrieebenen um die  $a_{11}$ -Achse; es liegt der Sonderfall der transversalen Isotropie vor. Ebenfalls mit transversal isotropen Eigenschaften zeigt sich der rechte Fall. Es liegt hier eine

unidirektionale Faserorientierung vor, da nur die Position  $a_{11}$  des Orientierungstensors  $\overline{A}_{ij}$  besetzt ist.



**Abbildung 2.3: Orientierungstensoren  $\overline{A}_{ij}$  und zugehörige Ellipsoide für unterschiedliche Orientierungsgrade**

Zur Bestimmung der Faserorientierung existieren verschiedene Messtechniken. Eine weitverbreitete Technik ist die Präparation von Schliffen mit anschließender Auswertung am Mikroskop. Die benötigten Messmittel sind hierbei kostengünstig in der Anschaffung, allerdings ist der Messaufwand hinsichtlich Probenpräparation und Auswertung sehr hoch. Ausgehend von einem kreisrunden Faserquerschnitt entsteht durch das Schneiden der Faser in einem nicht faserparallelen Winkel eine Ellipse. Über graphische Auswerterroutinen werden alle Ellipsen eines Schliffes vermessen und die Faserorientierung berechnet. *Mlekusch* [25] empfiehlt in seinen Untersuchungen zur Fehlerminimierung einen Schnittwinkel von  $45^\circ$ . Ebenfalls weist er darauf hin, dass jede Ellipse auf zwei unterschiedliche Raumrichtungen schließen lässt und somit zwei Schnittebenen zur korrekten Messung der dreidimensionalen Faserorientierung notwendig sind. Um diesen Mehraufwand zu umgehen, können verschiedene Annahmen (z.B. symmetrische Faserverteilung) getroffen werden.

Um diese Mehrdeutigkeit der Raumrichtungen und das Treffen von Annahmen zu umgehen, stellt *Lee* [26] eine Messtechnik mittels eines konfokalen Laser-Scanning-Mikroskops vor. Hierfür sind ein transparentes Matrixsystem und eine nicht-transparente Faser, wie beispielsweise in seinen Untersuchungen ein kohlenstoff-faserverstärktes Polystyrol, notwendig. Es wird eine etwa 1 mm dicke Scheibe aus dem Werkstoff getrennt und die Oberfläche geschliffen. Anschließend können durch Verschieben der Schärfeebene mehrere parallele Schnittebenen an einem

Probekörper gescannt und somit die tatsächliche dreidimensionale Faserorientierung bestimmt werden.

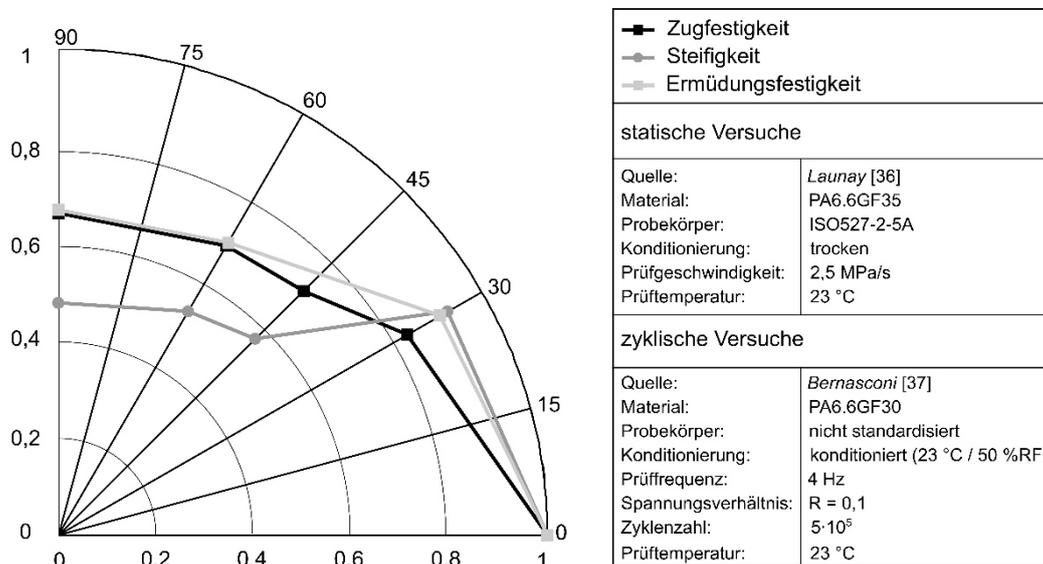
Eine weitere Möglichkeit zur Bestimmung der Faserorientierung ist die Analyse des Werkstoffs mithilfe der Mikro-Computertomographie ( $\mu$ CT). Hier sind die Gerätekosten sehr hoch, wohingegen die Probenpräparation wenig Zeit in Anspruch nimmt. Es wird ein Volumenscan des Werkstoffs durch das Zusammensetzen einzelner Durchstrahlungsbilder generiert. Hierzu rotiert der Probekörper während des Scanvorgangs in zuvor definierten Winkelschritten um  $360^\circ$ . Anschließend erfolgt das Zusammensetzen der Einzelbilder in der sogenannten Rekonstruktion. Mithilfe des generierten Volumenmodells kann die dreidimensionale Faserorientierung berechnet werden. Entscheidend für die Qualität der Orientierungsanalyse ist das Kontrastverhältnis von Faser zu Matrix. Hierfür ausschlaggebend ist der Dichteunterschied der Phasen. Für den hier untersuchten Werkstoff liegt die Dichte der PA6.6-Matrix bei  $1,14 \text{ g/cm}^3$ , die der Glasfaser bei etwa  $2,52 \text{ g/cm}^3$ , wodurch die Trennung der Phasen im  $\mu$ CT problemlos möglich ist. [27–29]

*Bernasconi* [30] stellt einen Vergleich der oben genannten Analysemethoden am Beispiel eines PA6.6GF30 an. Es zeigt sich hier analog zu *Mlekusch* [25] eine Abhängigkeit der Ergebnisgüte der mikroskopischen Schnittflächenanalyse von der Wahl des Schnittwinkels zur Hauptfaserorientierung. Die Berechnungsalgorithmen zeigen auch hier Schwächen, wenn die Schnittfläche normal zur Faserorientierung liegt. Wird hingegen der Schnittwinkel ausreichend groß gewählt, zeigen beide Messmethoden eine sehr gute Übereinstimmung. Nachteilig an der Mikroskopanalyse ist der zerstörende Charakter der Prüfmethodik, wohingegen dies bei der  $\mu$ CT-Analyse abhängig von der Probekörpergeometrie nicht immer notwendig ist.

### **2.3 Werkstoffmodellierung von kurzfaserverstärkten Thermoplasten**

Bedingt durch Faserbrüche während des Extrusions- und Spritzprozesses wird die Faserlänge des Ausgangswerkstoffs reduziert und die Werkstoffeigenschaften degradieren [31, 32]. Trotz der geringen resultierenden Faserlängen zwischen  $100 \mu\text{m}$  und  $500 \mu\text{m}$  [33–35] führen diese zu einer ausgeprägten Anisotropie des Spritzgussmaterials, was im Polardiagramm in Abbildung 2.4 verdeutlicht wird. Die quasistatischen Werkstoffkennwerte (Zugfestigkeit, Elastizitätsmodul) stammen von

*Launay* [36] ermittelt an PA6.6GF35. Die Ermüdungsfestigkeit im Zugschwellbereich ( $R = 0,1$ ) für  $5 \cdot 10^5$  Lastwechsel von *Bernasconi* [37] geprüft an PA6.6GF30.



**Abbildung 2.4: Polardiagramm normierter statischer und zyklischer Werkstoffkennwerte von kurzglasfaserverstärktem PA6.6 (mit Daten von *Launay* [36] und *Bernasconi* [37])**

## Mikromodellierung

Zur Modellierung der Anisotropie in der Finite-Elemente-Methode (FEM) können verschiedene Ansätze verfolgt werden. Unterschieden werden diese anhand ihres Detaillierungsgrades. Abbildung 2.5 veranschaulicht die verschiedenen Modellierungsebenen. Die Mikro-Skala modelliert zur Beschreibung des Werkstoffverhaltens alle Einzelphasen und ist daher nur für kleine Volumina geeignet. Zur Bestimmung der Verbundeigenschaften auf Mikroebene werden häufig Zweiphasenmodelle – Faser und Matrix – verwendet. Mithilfe komplexer Modellierungsalgorithmen wird ausgehend von einem vorgegebenen Orientierungstensor ein repräsentatives Volumenelement (RVE) erzeugt. Dieses RVE beinhaltet eine Vielzahl von Einzelfasern unterschiedlicher Orientierung und Aspektverhältnisse, welche von Matrixwerkstoff umgeben sind. Zur Berechnung elastischer Kennwerte kann von einer perfekten Faser-Matrix-Haftung ausgegangen werden und die zwei Phasen können direkt über die Elementknoten verbunden werden. Anschließend werden diese vernetzt und durch Aufbringen äußerer Lasten die mechanischen Kennwerte in der FEM numerisch bestimmt. Durch mikromechanische

RVE Modelle können sowohl die Einflüsse der Faserorientierung, -länge oder des Faservolumengehaltes als auch der Einfluss der mechanischen Kennwerte der Faser bzw. Matrix auf die Verbundeigenschaften untersucht und für die Bauteilsimulation genutzt werden. Nachteilig ist die hohe Rechenzeit aufgrund des Detaillierungsgrades, weshalb lediglich kleine Volumina und keine Bauteile auf dieser Modellierungsebene berechnet werden. [38, 39]

Neuere Studien beschäftigen sich mit der Abbildung des nichtlinearen Werkstoffverhaltens mithilfe mikromechanischer Modelle. Die Faserorientierung und Faserlängenverteilung im Werkstoff werden durch  $\mu$ CT-Aufnahmen des Werkstoffs bestimmt. Im anschließend modellierten RVE kommt häufig eine dritte Phase, das Faser-Matrix-Interface, hinzu. Das Interface wird über entsprechende Kontaktformulierungen modelliert. Zur Charakterisierung der Einzelphasen sind zwei unterschiedliche Versuche notwendig: zum einen Zugversuche an unverstärkten Matrixprobekörpern zur Bestimmung der nichtlinearen Matrixeigenschaften, zum anderen fiber-push- bzw. pull-out-Versuche zur Interfacecharakterisierung. Aufgrund der Vielzahl an Kontakten und Elementen beträgt die Rechenzeit solcher Modelle unter Umständen mehrere Wochen. [40, 41]

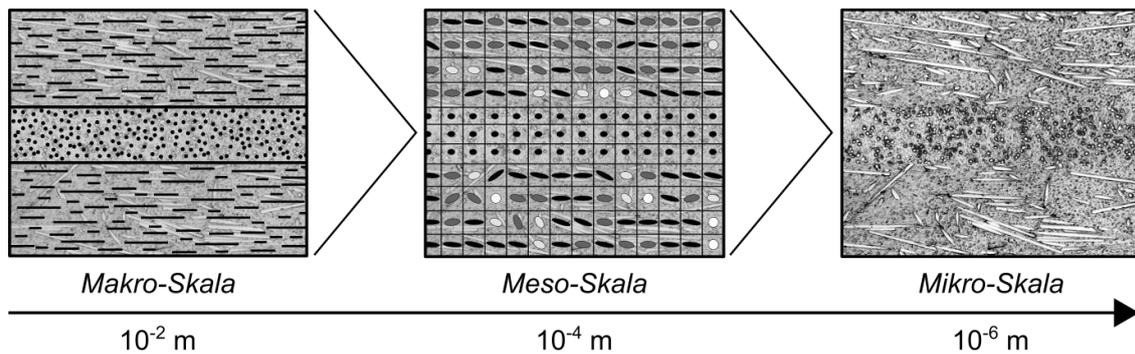
### Mesomodellierung

Auf der Meso-Skala hingegen können bereits komplette Bauteile berechnet werden. Hierzu erfolgt eine Aufteilung des Bauteils in viele Einzelvolumen, denen unterschiedliche Werkstoffeigenschaften zugeordnet werden. So ist es möglich, sehr lokal und fein aufgelöst die komplexe Anisotropie bei moderatem Rechenaufwand abzubilden. Zur Modellierung des anisotropen Werkstoffverhaltens kann das Fließkriterium nach *Hill* (vgl. Gleichung 2.2 [42]) angewendet werden [43, 44].

$$\sigma_Y = \sqrt{F(\sigma_{22} - \sigma_{33})^2 + G(\sigma_{33} - \sigma_{11})^2 + H(\sigma_{11} - \sigma_{22})^2 + 2L\sigma_{23}^2 + 2M\sigma_{13}^2 + 2N\sigma_{12}^2} \quad 2.2$$

Die Anisotropie wird über die sechs unabhängigen Parameter  $F$ ,  $G$ ,  $H$ ,  $L$ ,  $M$ ,  $N$  (siehe Gleichung 5.2 – 5.7) definiert. Diese Parameter beschreiben, mittels der uniaxialen Fließgrenzen in 1-, 2- und 3-Richtung sowie der Fließgrenzen unter Schub in 23-, 13- und 12-Richtung, die Fließspannung  $\sigma_Y$ . Die 1-, 2- und 3-Richtung beschreiben hierbei die Achsen eines lokalen Elementkoordinatensystems.

Die Modellierung auf der Meso-Skala wird ebenfalls von *Allix* [45] und *Bordeu* [46] zur Abbildung von Delaminationen in mit endlosfaserverstärkten Gelegen verstärkten Kunststoffen genutzt. Hierzu wird jede Laminatschicht und das Interface zwischen den Schichten modelliert, um anschließend das Versagen und den Versagensfortschritt berechnen zu können.



**Abbildung 2.5: Detaillierungsgrad verschiedener Modellierungsebenen zur Abbildung von kurzfaserverstärkten Verbundwerkstoffen**

### Makromodellierung

Auf der makroskopischen Ebene findet die Einteilung eines Bauteils in verschiedene Ebenen bzw. Schichten (vgl. Abbildung 2.5 links), vorzugsweise bei endlosfaserverstärkten Verbundwerkstoffen, Anwendung. Hinsichtlich der Faserorientierung in einem spritzgegossenen Bauteil wird ersichtlich, dass die Anisotropie lokal sehr unterschiedlich ist und sich keine schichtenweise Orientierung, wie beispielsweise in einer Platte, einstellt. Daher wird das Bauteil häufig mittels eines homogenen Werkstoffs modelliert, welcher entweder isotrope oder aus den gemessenen Werkstoffdaten abgeleitete anisotrope Eigenschaften besitzt. Zur Berechnung der anisotropen Werkstoffkennwerte können verschiedene analytisch-mikromechanische Ansätze genutzt werden. *Eshelby* [47] begründet die Theorie der Verstärkungswirkung ellipsoider Einschlüsse, auf deren Basis zahlreiche weitere Modelle aufbauen. Runde Fasern werden hierbei als Ellipsoide mit gleich langen Hauptachsen angesehen. Betrachtet wird der Einfluss einer einzelnen Faser, die in ein unendlich ausgedehntes Matrixvolumen eingebettet ist. Die Theorie zeigt zwei Nachteile, zum einen besitzen die Kurzfasern einen runden und keinen elliptischen Querschnitt, zum anderen berücksichtigt *Eshelby* in seinen Überlegungen nicht die Interaktion mehrerer Fasern. Das Modell von *Mori* und *Tanaka* [48] berücksichtigt

diese Interaktion und stellt die erste Molekularfeldtheorie zur Bestimmung des Einflusses mehrerer Einschlüsse auf die mechanischen Kennwerte dar. Die weiterführenden Berechnungsansätze von *Chow* [49] oder *Tandon* und *Weng* [50] bauen auf diesen grundlegenden Überlegungen auf.

Ein weit verbreiteter, semi-empirischer Ansatz ist das Modell von *Halpin* und *Tsai* [51, 52]. Aufgrund weitreichender Vereinfachungen wird diese Theorie häufig kommerziell zur Berechnung von diskontinuierlich faserverstärkten Verbundwerkstoffen genutzt. Das Modell berücksichtigt mithilfe des empirisch ermittelten Formfaktors  $\xi$  den Einfluss der Faserlänge auf die Werkstoffkennwerte. So berechnet sich beispielsweise der E-Modul des FKV in Faserhaupttrichtung  $E_{11}$  mittels der E-Moduln der Faser  $E_{f11}$  und der Matrix  $E_m$  sowie der Querkontraktionszahl der Faser  $\nu_f$  (vgl. Gleichung 2.3). Der Formfaktor  $\xi$  berechnet sich aus der Faserlänge  $l$  und dem Faserdurchmesser  $d$ .

$$\frac{E_{11}}{E_m} = \frac{1 + \xi \eta \nu_f}{1 - \eta \nu_f} \quad \text{mit} \quad \eta = \frac{\frac{E_{f11}}{E_m} - 1}{\frac{E_{f11}}{E_m} + \xi} \quad \text{und} \quad \xi = \frac{2l}{d} \quad (2.3)$$

Das erste mikromechanische Modell für kurzfaserverstärkte Verbundwerkstoffe ist das shear-lag-Modell von *Cox* [53]. Das Modell betrachtet eine einzelne Faser umhüllt in einem konzentrisch angeordneten Matrixzylinder und erlaubt eine Berechnung des faserparallelen E-Moduls des FKV. Viele Arbeiten beschäftigten sich mit der Weiterentwicklung dieses Modells. So stellen *Carman* und *Reifsnider* [54] den Faservolumengehalt des zu modellierenden Werkstoffs über das Verhältnis von Faserdurchmesser zu Matrixzylinderdurchmesser ein. In aktuellen Arbeiten findet das shear-lag-Modell noch häufig Anwendung, um den Zusammenhang der axialen Spannung in der Faser zur Schubspannung im Faser-Matrix-Interface herzustellen. Diese Zusammenhänge werden genutzt um beispielsweise das Kriechverhalten [55, 56] oder die Festigkeit des Verbundes [57, 58] abzubilden. *Tucker* [59] vergleicht die oben genannten analytischen, mikromechanischen Modelle zur Steifigkeitsabschätzung unidirektionaler, kurzfaserverstärkter Verbundwerkstoffe und empfiehlt das Modell von *Mori* und *Tanaka*.

## 2.4 Abschätzung der Lebensdauer von kurzfaserverstärkten Thermoplasten

Analog zur Werkstoffmodellierung existieren auch in der Lebensdaueranalyse unterschiedliche Modellansätze. *Van Paepegem* [60] klassifiziert die verschiedenen Ansätze nach den zugrunde liegenden Theorien in drei verschiedene Gruppen: Zeitfestigkeitsmodelle, phänomenologische und bruchmechanische Modelle.

### Zeitfestigkeitsmodelle

Basis dieser Modelle sind beispielsweise Wöhlerlinien oder *Haigh*-Diagramme auf Grundlage derer ein Versagenskriterium definiert wird. Zeitfestigkeitsmodelle treffen keine Aussage über den Schädigungsfortschritt des Werkstoffs. Sie sind jedoch in der Lage, die in Abhängigkeit von einem gewissen Lasthorizont und Belastungszustand ertragbare Zyklenzahl zu berechnen.

*Bernasconi* [37] verwendet ein von *Jen* [61] abgewandeltes *Tsai-Hill* Kriterium [62] zur Berechnung des Einflusses der Faserorientierung auf die Lebensdauer von PA6GF30 Zugprobekörpern (vgl. Gleichung 2.4). Das Kriterium ist ursprünglich nur für UD-Laminat gültig, weshalb eine über den gesamten Probekörper gemittelte Orientierung angenommen wird. Die statischen Festigkeiten in den Nennern werden durch die entsprechenden Zeitfestigkeiten  $\sigma_{\text{fat}}$  aus Wöhlerversuchen ersetzt. Betrachtet werden lediglich die Maximalspannungen  $\sigma_{\text{max}}$  während eines Lastspiels. Ist die Gleichung erfüllt – der linke Term erreicht also einen Wert von Eins – ist die Zeitfestigkeit des Werkstoffes erreicht.

$$\left(\frac{\sigma_{1,\text{max}}}{\sigma_{1,\text{fat}}(N)}\right)^2 + \left(\frac{\sigma_{2,\text{max}}}{\sigma_{2,\text{fat}}(N)}\right)^2 - \frac{\sigma_{1,\text{max}} \cdot \sigma_{2,\text{max}}}{\sigma_{1,\text{fat}}^2(N)} + \left(\frac{\tau_{12,\text{max}}}{\tau_{12,\text{fat}}(N)}\right)^2 = 1 \quad (2.4)$$

*De Monte* [63] und *Fatemi* [64] bestätigen die Anwendbarkeit dieses Kriteriums zur Abbildung des Faserorientierungseinflusses auf die Ermüdungseigenschaften von KFT auf Probekörperebene. Die kommerzielle Software *Digimat* [65] verwendet zur Lebensdauerabschätzung ebenfalls ein modifiziertes *Tsai-Hill* Kriterium. *Lindhult* [66] testet diese Berechnungssoftware in Kombination mit der Software *nCode DesignLife* anhand eines spritzgegossenen Pkw-Frontends aus PA6GF30 und zeigt, dass noch deutliche Abweichungen zu den Versuchen vorhanden sind.

*Sonsino* [67] untersucht den Kerb- und Temperatureinfluss auf die Lebensdauer von

PA6.6GF35 und implementiert ihn in einem Zeitfestigkeitsmodell. Das Modell transformiert – unter Berücksichtigung des makroskopischen Stützeffektes [68] – die Spannungsamplituden der getesteten Wöhler- und Gassnerlinien in ein lokales Spannungssystem. Zur Versagensvorhersage wird das höchstbelastete Volumen  $V_{80}$  bestimmt und die Schädigung errechnet. Dieses kritische Volumen beinhaltet alle Elemente, deren Spannung mindestens 80 % der Maximalspannung beträgt. Die Validierung des Modells erfolgt an einer innendruckbelasteten Einspritzleiste eines Verbrennungsmotors.

*Klimkeit* [69] vergleicht drei unterschiedliche, multiaxiale Versagenskriterien an taillierten Zug- und Rohrproben hergestellt aus PBT-PETGF30 und PA6.6GF35. Das Hauptspannungskriterium in Gleichung 2.5 berechnet die ertragbare Lastspielzahl  $N$  anhand der maximal auftretenden ersten Hauptspannung  $\sigma_{a,1,princ}$  und der zugrunde liegenden Wöhlerlinie. Diese wird über die Parameter  $\sigma_{fat}$  und  $m$  beschrieben. Das zweite Kriterium berücksichtigt anstatt der ersten Hauptspannung die *von-Mises* Vergleichsspannung  $\sigma_{a,equalVM}$ :

$$\sigma_{a,1,princ} \text{ bzw. } \sigma_{a,equalVM} = \sigma_{fat} \cdot N^{-1/m} \quad (2.5)$$

Das dritte Versagenskriterium beruht auf einem energiebasierten Ansatz und basiert auf den Überlegungen von *Kujawski* und *Ellyin* [70]. Der Ansatz berechnet die ertragbare Lastspielzahl mittels der vorliegenden Dehnungsenergiedichte und berücksichtigt den Einfluss der Mittelspannung auf die Lebensdauer. Die getesteten Ansätze benötigen als Datengrundlage lediglich eine Wöhlerlinie, zeigen jedoch eine tendenziell nicht konservative Lebensdauerabschätzung.

Zur Berechnung eines Schaltgestänges aus kurzglasfaserverstärktem Polyamid verwendet *Zago* [71, 72] ebenfalls ein Hauptspannungskriterium. Als Datengrundlage dient jedoch ein *Haigh*-Diagramm zur Berechnung der kritischen Lastspielzahl. Diese wird anhand der Spannungsamplitude  $\sigma_A$  und des Belastungsverhältnisses  $R$  interpoliert. Komplexe Lastkollektive werden über ein Rainflow-Verfahren zu Blöcken zusammengefasst und über eine lineare Schadensakkumulation berücksichtigt. Aufgrund der Werkstoffmodellierung ist der Ansatz ausschließlich für den Bereich linearen Werkstoffverhaltens gültig. Eine weitere Vereinfachung des Modells ist die lediglich zweidimensionale Berechnung der Faserorientierung.

Das *Haigh*-Diagramm zeigt Linien konstanter Lebensdauer für unterschiedliche Spannungsverhältnisse  $R$  [73]. *Vassilopoulos* [74] prüft verschiedene Formulierungen (linear [75–77], stückweise linear [78], *Harris* [79–81], *Kawai* [82, 83], *Boerstra* [84] und *Kassapoglou* [85]) zur Interpolation zwischen unterschiedlichen Spannungsverhältnissen auf ihre Genauigkeit. Es zeigt sich, dass die stückweise lineare Interpolation, bei einer ausreichenden Anzahl an Stützstellen, die höchste Genauigkeit aufweist.

### Phänomenologische Modelle

Diese Ansätze beschreiben Änderungen der makroskopischen Eigenschaften des Werkstoffes wie beispielsweise Steifigkeits- oder Festigkeitsdegradation ohne eine Abbildung der Mikrostruktur. So sind die Modelle in der Lage, den zyklenabhängigen Schadensfortschritt ohne bruchmechanische Betrachtungen abzubilden. Aus diesem Grund benötigen diese Modelle ähnlich zu den Zeitfestigkeitsmodellen zyklische Versuche als Datengrundlage.

An einem Glasfaser-Epoxy-Kreuzverbund führt *Broutman* [86] zyklische Einstufen- und Zweistufenversuche durch. Im Rahmen der Versuche wird die Gültigkeit der linearen *Miner*-Regel (siehe Abschnitt *Schadensakkumulation*) geprüft. High-Low-Lastfolgen (Wechsel von einem Prüfblock hoher Last auf einen Block geringerer Last) zeigen eine mittlere Schadenssumme  $D$  von 1,03, Low-High-Lastfolgen hingegen einen Wert von 0,66. Die Einstufenversuche weisen einen linearen Abfall der Restfestigkeit  $\sigma^*$  über der Lebensdauer auf, welcher in Gleichung 2.6 zur Beschreibung der Schadenssumme genutzt wird. Darin wird die Differenz der Zugfestigkeit  $\sigma_M$  und der zyklischen Last  $\sigma_i$  im Lastschritt  $i$  mit dem Quotienten der aktuellen Lastspielzahl  $n_i$  und der ertragbaren Lastspielzahl  $N_i$  multipliziert. Die berechneten Schadenssummen der Zweistufenversuche zeigen eine gute Übereinstimmung mit den Versuchsergebnissen.

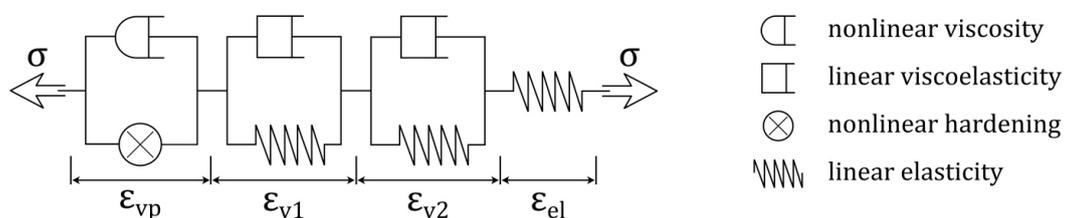
$$\sigma_i^* = \sigma_{i-1}^* - (\sigma_M - \sigma_i) \cdot \frac{n_i}{N_i} \quad (2.6)$$

Als Versagenskriterium kann ebenfalls die Steifigkeitsdegradation herangezogen werden. *Hahn* [87, 88] führt während zyklischen Versuchen an Glasfaser-Epoxy-Laminaten Messungen der statischen Steifigkeit durch. Es zeigt sich ein Versagen

der Probekörper, wenn der zyklische Sekantenmodul den Bereich des statischen Sekantenmoduls erreicht.

Zur Berechnung von KFT passt *Nouri* [89] das Modell von *Ladevèze* [90] an und implementiert es mithilfe eines benutzerdefinierten Materials (UMAT) in den FE-Löser *Abaqus*. Anhand eines Dehnungsenergieansatzes bildet das Modell einen dreistufigen Schädigungsfortschritt ab. Zu Beginn kommt es zu einer Schadensinitiierung, mit der ein Steifigkeitsabfall einhergeht. Anschließend folgen der Zusammenschluss und die Ausbreitung von Mikrorissen, bis es zu makroskopischen Rissen und somit zum Werkstoffversagen kommt. Das Werkstoffverhalten wird über einen orthotrop-linear-elastischen Ansatz beschrieben. Für ein PA6GF30 bestimmt *Meraghni* [91] die Schädigungsparameter und validiert diese an einer abgewandelten *Meuwissen*-Schubprobe [92]. Das Modell wird auch von *Avanzini* [93] in vereinfachter isotroper Form für ein kohlenstofffaserverstärktes PEEK angewendet.

Umfangreiche Versuche zur Werkstoffmodellierung von PA6.6GF35 führt *Launay* [94, 95] durch und entwickelt daraus ein rheologisches Modell (vgl. Abbildung 2.6). Der Ansatz umfasst einen viskoplastischen Term  $\varepsilon_{vp}$ , einen langzeit-viskoelastischen Anteil  $\varepsilon_{v1}$ , einen kurzzeit-viskoelastischen Term  $\varepsilon_{v2}$  und einen elastischen Anteil  $\varepsilon_{el}$ . Das Werkstoffmodell wird anhand von Zugversuchen mit unterschiedlichen Dehnraten und Faserorientierungen, zyklischen Kriechversuchen und Relaxationsversuchen validiert. Das Modell ist ebenfalls in der Lage unterschiedliche Einsatztemperaturen und Werkstoffkonditionierungen hinsichtlich des Feuchtegehaltes abzubilden.



**Abbildung 2.6:** eindimensionales, rheologisches Modell für PA6.6GF35 nach *Launay* [94, 95]

Der von *Launay* [36, 96, 97] entwickelte energiebasierte Betriebsfestigkeitsansatz in Gleichung 2.7 teilt die in einem Zyklus dissipierte Energie in ihren viskoelastischen  $\Delta W_{ve}$  und viskoplastischen Anteil  $\Delta W_{vp}$  auf. Zur Gewichtung der Anteile wird die viskoelastische Energiedichte mit dem Werkstoffkennwert  $\alpha$  multipliziert. Mithilfe der

Parameter  $b$  und  $C$  kann das Modell kalibriert und die Lebensdauer  $N$  berechnet werden.

$$(\Delta W_{vp} + \alpha \cdot \Delta W_{ve}) \cdot N^b = C \quad (2.7)$$

### Bruchmechanische Modelle

Das ermüdungsinduzierte Versagen von Verbundwerkstoffen tritt als Folge der Akkumulation von Mikroschädigungen auf. Bruchmechanische Modelle berechnen diese unterschiedlichen Schädigungsprozesse und projizieren sie auf die makroskopischen Werkstoffeigenschaften wie beispielsweise die Steifigkeit oder die Festigkeit. Diese Modellansätze basieren somit als einzige Modelle auf den physikalischen Vorgängen, die zur Werkstoffdegradation und schließlich zum Werkstoffversagen durch zyklische Belastung führen.

Basierend auf einer Weibull-Verteilungsfunktion entwickelt *Kabir* [98] eine Schadensmetrik, welche zwischen den dominierenden Mechanismen Faserbruch und Faser-Matrix-Debonding (Ablösen der Faser von der Matrix) unterscheidet. Tritt bei senkrecht zur Faserrichtung belastetem Werkstoff ausschließlich Debonding auf, führt eine faserparallele Belastung zusätzlich auch zu Faserbrüchen. Die Wahrscheinlichkeit eines Faserbruchs  $P^{FB}$  errechnet sich nach Gleichung 2.8 mithilfe der auftretenden Spannung in der Faser  $\sigma_F$ , der maximal zulässigen Faserspannung  $\sigma_{FB}$  und dem Formparameter der Weibull-Verteilung  $m_{FB}$ .

$$P^{FB}(\sigma_F) = 1 - e^{-\left(\frac{\sigma_F}{\sigma_{FB}}\right)^{m_{FB}}} \quad (2.8)$$

Die Debonding-Wahrscheinlichkeit ergibt sich analog aus den jeweiligen Spannungen und Festigkeiten des Interfaces und einem zusätzlichen Schubterm, welcher bei faserparalleler Belastung zum Tragen kommt. An kurzglasfaserverstärktem (3,8 Vol.-%) PP ermittelt *Kabir* [98] durch Fitten des Modells an statische Zugversuche eine zulässige statische Faserspannung  $\sigma_{FB}$  von 250 MPa und eine Debonding-Festigkeit  $\sigma_{DB}$  von 170 MPa. Das Modell ist ebenfalls in der Lage die Steifigkeitsdegradation durch zyklische Belastungen abzubilden.

Basierend auf den zyklischen Versuchen von *Ha* [99] an kurzglasfaserverstärkten, gekerbten Polycarbonat-(PC)-Probekörpern verschiedener Faserorientierung erstellt

*Nishikawa* [100] ein mikromechanisches Ermüdungsmodell. Dieses Zwei-Phasen-Modell beruht auf der Hypothese, dass Matrixrisse den dominierenden Schädigungsmechanismus darstellen. Die Steifigkeit der Matrixelemente wird über Gleichung 2.9 degradiert. Darin ist  $\Delta D$  die Schädigungsänderung im Lastschritt und  $D$  die Schädigungsgrenze bei Elementversagen. Bei Erreichen einer Schädigung von  $D = 0,9$  werden die entsprechenden Elemente komplett aus dem FE-Modell gelöscht.

$$\Delta\sigma = -\frac{\Delta D}{1-D} \cdot \sigma \quad (2.9)$$

Durch diesen Berechnungsansatz kann sowohl das Fortschreiten vorhandener Risse als auch die Neuentstehung von Rissen über die Lebensdauer simuliert werden. Als Abbruchkriterium der Simulation dient ein globales Dehnungskriterium ( $\varepsilon_{zul} = 10\%$ ). Makroskopisch kann somit die Steifigkeitsdegradation des Werkstoffs abgebildet und die ertragbare Lastspielzahl berechnet werden.

Im Gegensatz zu *Nouri* [89] postuliert *Brighenti* [101], dass die Werkstoffdegradation ausschließlich dem Versagen der Faser-Matrix-Grenzschicht und nicht den Matrixrissen bzw. Faserbrüchen geschuldet ist. Durch eine Degradation der Grenzschicht kann das Modell die makroskopischen Werkstoffänderungen erfassen. Als Versagenskriterium wird analog zu *Nouri* ein Dehnungskriterium verwendet. An Literaturwerten von *Bernasconi* [37] und *Sonsino* [67] wird das Modell an ungekerbten ( $\varepsilon_{zul} = 9 \pm 1,5\%$ ) und gekerbten ( $\varepsilon_{zul} = 4 \pm 0,5\%$ ) KFT Probekörpern getestet. Die Simulation zeigt eine gute, jedoch nicht konservative Abschätzung der Lebensdauer im Vergleich zu den Experimenten.

Das Modell von *Krairi* [102] hat das Ziel *High Cycle Fatigue* (HCF) Simulationen an KFT durchführen zu können. Der Ansatz beinhaltet drei unterschiedliche Werkstoff-Phasen: die viskoelastische Matrix, viskoelastisch-plastische geschädigte Schwachstellen und nicht orientierte elastische Fasern. Ausgangspunkt der Schädigungen sind – aufgrund des hohen Steifigkeitssprunges – die Faserenden und die in der Matrix stochastisch verteilten Schwachstellen. Das Modell wird an taillierten PA6.6GF30 Probekörpern unterschiedlicher Faserorientierung bis  $5 \cdot 10^6$  Lastwechsel getestet.

Zur Berechnung des Risswachstums von kurzglasfaserverstärktem PP hat *Pegoretti* [103–105] den Superpositionsansatz von *Hertzberg* [106] (vgl. Gleichung 2.10)

verwendet und weiterentwickelt. Dieser Ansatz unterteilt den Schädigungsfortschritt in ermüdungs- und kriechinduzierte Anteile. Einseitig gekerbte Zugproben unterschiedlichen Faservolumenanteils (10 Gew.-%, 20 Gew.-% und 30 Gew.-%) werden mit verschiedenen Prüffrequenzen (0,1 Hz, 1 Hz und 10 Hz) zyklisch geprüft. Die Rissfortschrittsrate pro Zyklus  $\frac{da}{dN}$  setzt sich aus der Änderung der Risslänge  $da$  über der Änderung der Zyklenzahl  $dN$  zusammen.

$$\left(\frac{da}{dN}\right)_{\text{gesamt}} = \left(\frac{da}{dN}\right)_{\text{Ermüdung}} + \left(\frac{da}{dN}\right)_{\text{Kriechen}} \quad (2.10)$$

Mit steigender Prüffrequenz nimmt die Rissfortschrittsrate ab, da der Kriechanteil aufgrund der geringeren Prüfdauer reduziert wird. Gleiches gilt ebenfalls für erhöhte Faseranteile, da die Rissfront häufiger Fasern überbrücken muss. Die Temperatur an der Rissfront wird mithilfe einer Infrarotkamera überwacht und zeigt für die Versuche bei 0,1 Hz und 1 Hz einen Temperaturanstieg von etwa 7 °C. Die Prüfungen bei 10 Hz verzeichnen eine Temperaturänderung von 10 °C, jedoch kurz vor Probekörperversagen einen deutlichen Anstieg von 22 °C. Dieser finale Temperaturanstieg ist bei den niedrigeren Frequenzen deutlich weniger ausgeprägt. Die Folgen dieser Temperaturänderungen und die damit einhergehende Änderung der Materialeigenschaften werden in dem vorgestellten Berechnungsansatz nicht berücksichtigt.

*Jain* [107, 108] entwickelt für KFT einen Betriebsfestigkeitsansatz, welcher nicht in die zuvor benannte Kategorisierung eingeordnet werden kann. Der Ansatz beinhaltet Aspekte aus allen Modellansätzen und ist in der Lage von einer Referenzwöhlerlinie einer bestimmten Faserorientierung auf Wöhlerlinien beliebiger Orientierung zu schließen. Hierzu wird ein mikromechanisches Einheitszellenmodell mit der Faserorientierung der Referenzwöhlerlinie erzeugt. Zur Abbildung der Spannungen in Faser, Matrix und Interface wird der Ansatz nach *Mori* und *Tanaka* verwendet [109, 110]. Für eine vorgegebene Zyklenzahl  $M_1$  wird die zulässige Oberspannung  $S_1$  der Referenzwöhlerlinie entnommen und der Einheitszelle aufgeprägt. Mittels der Anfangssteifigkeit  $E_0$  und der zur Spannung  $S_1$  zugehörigen Tangentensteifigkeit  $E_1$  berechnet sich die Schädigung  $D$  nach Gleichung 2.11.

$$E_1 = E_0(1 - D) \quad (2.11)$$

Anschließend wird eine Einheitszelle der Ziel-Faserorientierung erstellt und die Spannung inkrementell bis zur gleichen Schädigung der Referenz-Einheitszelle erhöht. Die entsprechende Spannung  $S_2$  kann nun der Zyklenzahl  $N_1$  für die modellierte Faserorientierung zugeordnet und die entsprechende Wöhlerlinie generiert werden. Die an PBTGF50 und PA6.6GF35 Versuchsreihen getestete Methodik zeigt im Rahmen der Versuchsstreuung gute Ergebnisse.

### Schadensakkumulationshypothesen

Da ein Bauteil in der Realität einem komplexen Lastkollektiv mit vielen unterschiedlichen Belastungsamplituden, -frequenzen und Lastspielzahlen ausgesetzt ist, müssen mithilfe von Schadensakkumulationshypothesen die einzelnen Belastungsblöcke hinsichtlich ihres Beitrags zur Bauteilschädigung bewertet werden. Der weitverbreitetste Berechnungsansatz ist die lineare Schadensakkumulation nach *Palmgren* [111] und *Miner* [112] (PM-Regel). Die Gesamtschädigung entspricht der Summe aller Teilschädigungen  $d_i$  einer Laststufe  $i$ . Die Schädigungsinkremente werden über den Quotienten der Zyklen  $n_i$  einer Laststufe und der ertragbaren Schwingungszahl auf diesem Niveau  $N_i$  gebildet. Bei einer Schadenssumme von  $D=1$  tritt das Versagen ein (vgl. Gleichung 2.12). *Sonsino* [67] zeigt anhand der Berechnung einer innendruckbelasteten Einspritzleiste aus PA6.6GF35 die Anwendbarkeit der PM-Regel für KFT. *Dreißig* [113] stellt eine deutlich nicht konservative Charakteristik der PM-Regel für PA6.6GF35 Zugproben unterschiedlicher Faserorientierung unter variablen Lastamplituden fest. Gleiches bestätigen *Yao* und *Himmel* [114] für endlos-kohlenstofffaserverstärkte Lamine.

$$D = \sum_i d_i = \sum_i \frac{n_i}{N_i} \quad (2.12)$$

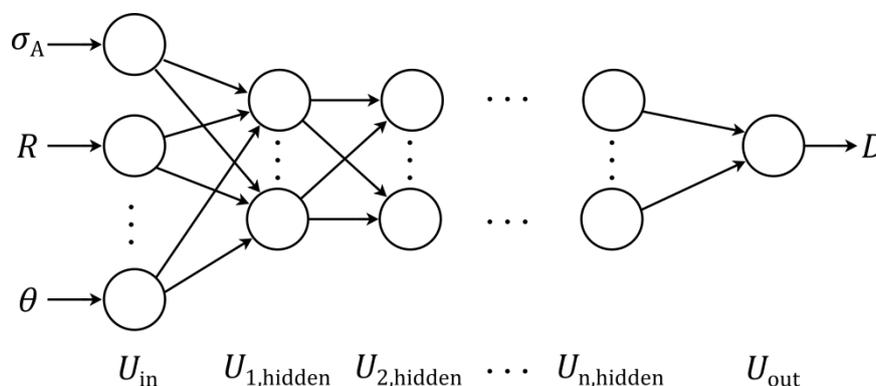
Über den Exponenten  $b$  kann die lineare PM-Regel erweitert werden (vgl. Gleichung 2.13). Die Anwendbarkeit eines solchen nichtlinearen Ansatzes untersucht *Zago* [115] an kurzglasfaserverstärktem Copolyamid – ein aus unterschiedlichen Monomeren abgeleitetes Polyamid – im Rahmen von zwei- und mehrstufigen Ermüdungsversuchen. Für Low-High-Lastfolgen zeigt die Hypothese eine sehr gute

Prognosequalität, jedoch größere Abweichungen bei High-Low-Lastfolgen.

$$D = \sum_i (d_i)^b = \sum_i \left(\frac{n_i}{N_i}\right)^b \quad (2.13)$$

Viele Arbeiten beschäftigen sich mit der Definition des Exponenten. So berechnet *Hashin* [116] den Exponenten mithilfe der Spannungsamplitude und der Dauerfestigkeit des Werkstoffs. Für zweistufige Versuche setzen *Manson* und *Halford* [117] in ihrer Arbeit den Parameter in Bezug zu den Versagensschwingspielzahlen  $N_1$  und  $N_2$  der zu betrachtenden Lasthorizonte. *Siemon* [118] entwickelt diese Hypothese in Form einer Reihenentwicklung weiter, um die Versuchsergebnisse besser abbilden zu können.

Eine weitere Möglichkeit die Schadensakkumulation zu modellieren ist die Entwicklung eines *neuronalen Netzes*. Diese Art der künstlichen Intelligenz wird verwendet, wenn die Übertragungsfunktion einer naturwissenschaftlichen Problemstellung nicht bekannt ist. Ein neuronales Netz ist in mehrere Schichten unterteilt. In der Eingabe-Schicht werden alle variablen Größen – wie beispielsweise Spannungsamplitude  $\sigma_A$ , Spannungsverhältnis  $R$  oder Faserorientierung  $\theta$  – des abzubildenden Phänomens definiert. Über  $n$  versteckte Schichten (*hidden*) werden diese Größen mit der Ausgabe-Schicht verbunden, welche die Lösungsparameter – im Fall der Schadensakkumulation die Gesamtschädigung  $D$  – ausgibt (vgl. Abbildung 2.7). Das neuronale Netz wird über die Eingabe von Versuchsparametern „trainiert“ um die gesuchte Übertragungsfunktion zu entwickeln. [119–122]



**Abbildung 2.7: Aufbau eines mehrschichtigen neuronalen Netzes (in Anlehnung an *Ertel* [119])**

## 2.5 Umwelteinflüsse auf kurzfaserverstärkte Thermoplaste

Zusätzlich zu mechanischen Lasten ist der Werkstoff im Bauteilbetrieb unterschiedlichsten Umwelteinflüssen, welche die Werkstoffeigenschaften beeinflussen können, ausgesetzt. Diese Überlagerung von Lasten kann zu einem vorzeitigen Bauteilversagen führen. Die zeit- oder dauerfeste Auslegung eines KFT-Bauteils erfordert somit immer eine ganzheitliche Betrachtung der Einsatzbedingungen. Im Folgenden werden die am häufigsten auftretenden Einflüsse und ihre Wirkung auf die Werkstoffeigenschaften erörtert.

### Einfluss der Feuchtigkeit

Durch Diffusion nimmt Polyamid aus der Umgebung Wassermoleküle auf und lagert sie an Wasserstoffbrücken in den weniger dicht gepackten, amorphen Bereichen ein. Die Wasseraufnahme führt zu einer Reduktion der Glasübergangstemperatur  $T_g$  [123] und somit zu einer deutlichen Beeinflussung der Werkstoffeigenschaften. *Vallés-Lluch* [124] stellt an PA6.6 eine maximal mögliche Wasseraufnahme von 7,03 % und *Ishak* [125] sogar 8,13 % fest. Diese ausgeprägte Aufnahmefähigkeit führt zu einer besonderen Anfälligkeit des Polyamids gegenüber Feuchtigkeit. Die Feuchtigkeitsaufnahme wird durch erhöhte Temperaturen beschleunigt [126].

Den Einfluss auf die statischen Werkstoffkennwerte untersucht *Ishak* [127] an PBTGF20 Probekörpern. Gesättigte Probekörper – entspricht einem Feuchtegehalt von 0,74 % - zeigen eine Steifigkeitsdegradation von 11 % und eine Festigkeitsdegradation von 68 % gegenüber trockenen Probekörpern. Eine Abnahme der Bruchdehnung um 71 % und Bruchflächenanalysen im Rasterelektronenmikroskop (REM) belegen eine drastische Versprödung des Werkstoffs. Nach einer Auslagerung von PA6GF35 in Wasser bei Raumtemperatur (RT) über einen Zeitraum von vier Tagen stellt *Mortazavian* [128] eine Feuchtigkeitsaufnahme von 1,7 % fest. Für longitudinal ( $0^\circ$ ) zur Faserrichtung geprüfte Probekörper hat dies einen Verlust der statischen Festigkeit von 28 %, für transversal ( $90^\circ$ ) belastete Probekörper von 18 % zur Folge. Untersuchungen im REM zeigen eine ausgeprägte Verschlechterung der Faser-Matrix-Haftung, was die höhere Werkstoffdegradation bei faserparalleler Belastung erklärt. Die zulässige Spannungsamplitude für eine Zeitfestigkeit von  $1 \cdot 10^6$  Zyklen reduziert sich für  $0^\circ$ -Proben von 32,5 MPa auf 28,1 MPa und für  $90^\circ$ -Proben von 23,1 MPa auf 19,4 MPa. Im statischen Fall zeigen

die 0°-Proben die höchste Festigkeitsreduktion. Dies liegt darin begründet, dass die Feuchtigkeit die Matrix- und Interfaceeigenschaften degradiert, welche in diesem Lastfall ausschlaggebend sind. Im zyklischen Fall zeigen beide Orientierungen eine ähnliche Festigkeitsreduktion.

Die Beeinträchtigung der Faser-Matrix-Haftung und eine Zähigkeitssteigerung der Matrix zeigt sich auch in den Arbeiten von *Hassan* [129] an PA6.6GF30. Trockener Werkstoff erreicht eine Bruchdehnung von 3,2 %, bei 50 % relativer Luftfeuchtigkeit (RF) konditionierter Werkstoff 5,9 % und gesättigter Werkstoff 11,1 %. Die Zugfestigkeit und -steifigkeit reduziert sich im gleichen Maße um etwa 20 % für die konditionierten und um 50 % für die gesättigten Proben. Die Duktilitätssteigerung der Matrix und die Degradation des Interfaces durch Aufnahme von Feuchtigkeit wird auch von *Günzel* [130] beschrieben. Hier zeigen Kompakt-Zugversuche an trockenem PA6GF30 eine höhere Ermüdungsfestigkeit als Versuche an konditioniertem Werkstoff.

### **Einfluss der Temperatur**

Die  $T_g$  von PA6.6GF30 liegt in Abhängigkeit des Feuchtegehaltes zwischen 70 °C und 0 °C. Daher hat die Umgebungstemperatur – in Abhängigkeit der Probenfeuchte – einen entscheidenden Einfluss auf die Werkstoffeigenschaften. So reduziert sich die Zugfestigkeit von konditioniertem PA6GF30 (3 % Feuchtegehalt) von 109 MPa bei RT auf 84 MPa bei 50°C [131]. *Handa* [132] und *Noda* [133] führen Zugschwellversuche an PA6.6GF33 in einem Temperaturbereich von 0 °C – 120 °C (bzw. 150 °C bei *Noda*) durch. Die Ergebnisse lassen sich in einen Bereich ober- und unterhalb der  $T_g$  unterteilen. Oberhalb des Glasübergangs hat die Temperatur keinen Einfluss auf die Steigung der Wöhlerlinie, sondern verschiebt sie parallel zu kleineren ertragbaren Spannungen. Liegt die Prüftemperatur jedoch unterhalb der  $T_g$ , reduziert sich sowohl die Steigung als auch der y-Achsenabschnitt der Wöhlerlinie mit steigender Temperatur. *Nanying* [134] ermittelt für PA6GF33 und PA6.6GF33 eine Reduktion der zulässigen Spannungsamplitude um 45 % für eine Zeitfestigkeit von  $1 \cdot 10^6$  Zyklen bei einer Umgebungstemperatur von 121 °C im Vergleich zu Prüfungen bei RT. *De Monte* [63] bestimmt für PA6.6GF35 bei einer Prüftemperatur von 130 °C eine Degradation der zulässigen Spannungsamplitude von 47 %.

Aufgrund der Selbsterwärmung infolge des viskoelastischen Werkstoffverhaltens

beeinflusst die Belastungsfrequenz ebenfalls die Ermüdungseigenschaften. *Bernasconi* [135] untersucht diesen Effekt an PA6GF30 und stellt eine Abminderung der Zeitfestigkeit ( $1 \cdot 10^6$  Zyklen) um 6 % bei einer Erhöhung der Frequenz von 1 Hz auf 4 Hz fest. Angesichts der Kriechneigung von PA kann sich eine erhöhte Prüffrequenz auch positiv auf die Lebensdauer auswirken, da der Werkstoff eine kürzere Zeit der Mittelspannung unterliegt. Den Einfluss der Temperatur auf das Kriechverhalten von PP untersucht *Pegoretti* [136].

### Einfluss der Oberflächengüte

Kommt ein Bauteil beispielsweise im Pkw-Fahrwerk zum Einsatz, ist die Oberfläche Steinschlägen ausgesetzt. Steinschläge hoher Einschlagenergie können scharfe Kerben zur Folge haben, welche aufgrund erhöhter Kerbspannungen eine Lebensdauerreduktion verursachen. Auch die kontinuierliche Abrasion durch weniger energiereiche Steinschläge (z.B. Sanderosion) kann zu einer Erhöhung der Oberflächenrauheit und somit zu einer Lebensdauerreduktion führen. Eine Vielzahl von Untersuchungen beschäftigen sich mit dem Rauheitseinfluss auf die Lebensdauer bei Keramiken [137–139], Stahl- [140–142], Aluminium- [143, 144] und Titanlegierungen [145]. In allen Arbeiten wirkt sich eine erhöhte Oberflächenrauheit negativ auf die statischen und zyklischen Werkstoffeigenschaften aus. Die Ausprägung des Effektes steigt mit der Sprödigkeit des Werkstoffs.

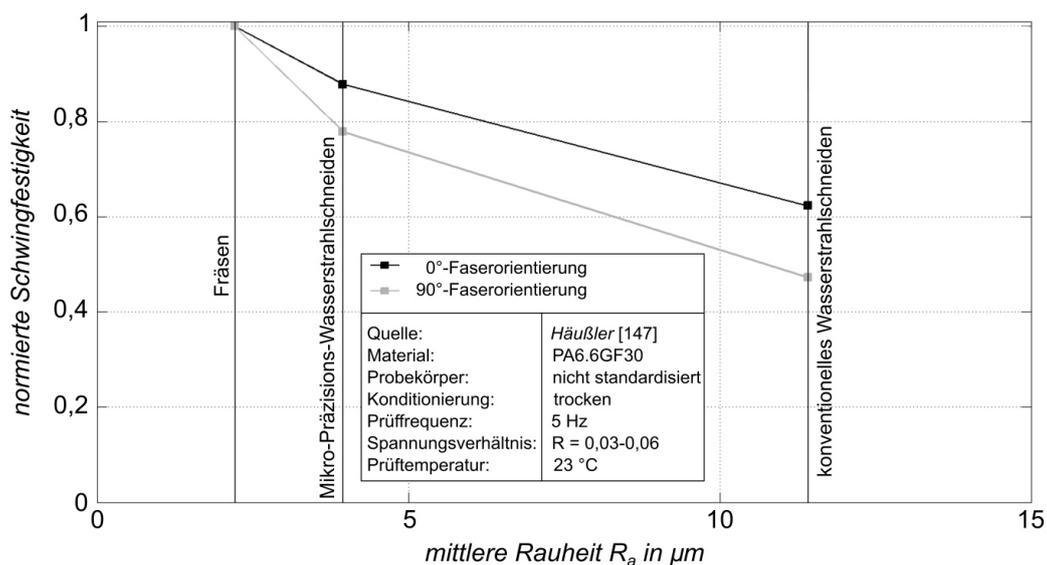


Abbildung 2.8: Einfluss der mittleren Rauheit  $R_a$  auf die Schwingfestigkeit von PA6.6GF30 für verschiedene Faserorientierungen (mit Daten von *Häußler* [146])

An KFT gibt es nur wenige Untersuchungen hinsichtlich des Oberflächeneinflusses. *Eriksen* [147] führt statische und zyklische Versuche an Polyoxymethylen mit 26 Gew.-% Kurzglasfasern, Styrol-Acrylnitril mit 35 Gew.-% Verstärkungsfasern und an PPGF30 durch. Die mittlere Oberflächenrauheit  $R_a$  variierte in einem Bereich von 0,3  $\mu\text{m}$  bis 6,7  $\mu\text{m}$ . Unter Berücksichtigung der Versuchsstreuung können weder die Kerbschlagbiegeprüfungen noch die statischen und zyklischen 4-Punkt-Biegeversuche einen Einfluss der Rauheit auf die Werkstoffeigenschaften nachweisen. *Eriksen* erklärt dies durch die hohe Duktilität der thermoplastischen Matrices.

*Häußler* [146] untersucht an trockenen PA6.6GF30 Probekörpern unterschiedlicher Orientierung den Oberflächeneinfluss auf die Schwingfestigkeit. Hierzu werden die Probekörper mit drei unterschiedlichen Fertigungsverfahren – Fräsen, Mikro-Präzisions- und konventionelles Wasserstrahlschneiden – aus spritzgegossenen Platten geschnitten. Mithilfe der Konfokalmikroskopie wird die Oberflächenrauheit an den Schnittkanten bestimmt. Abbildung 2.8 zeigt die auf die gefrästen Probekörper ( $R_a = 2,21 \mu\text{m}$ ) normierte Schwingfestigkeit über dem arithmetischen Mittenrauwert  $R_a$  für 0°- und 90°-Probekörper. Die mikro-präzisions-wasserstrahlgeschnittenen Probekörper weisen einen Festigkeitsabfall von 12 %, die konventionell wasserstrahlgeschnittenen von 38 % gegenüber den gefrästen Probekörpern auf. Die 90°-Probekörper zeigen einen höheren Festigkeitsabfall, da weniger Fasern senkrecht zur Rissausbreitungsrichtung stehen und überbrückt werden müssen.

### **Einfluss von Salzlösungen**

PA6.6 weist eine sehr gute Beständigkeit gegenüber einer Vielzahl von Chemikalien auf, jedoch wird vor dem Einsatz in Calciumchlorid ( $\text{CaCl}_2$ ) unter mechanischer Belastung aufgrund möglicherweise auftretender Spannungsrisskorrosion gewarnt [148]. Da  $\text{CaCl}_2$  als Auftausalz in Ländern wie Japan oder Russland eingesetzt wird [149–151], kann ein mechanisch belastetes Fahrwerksbauteil über Spritzwasser mit der Salzlösung in Kontakt kommen. Es liegen jedoch keine Untersuchungen hinsichtlich zyklischer Werkstofffestigkeit unter Salzeinfluss für thermoplastische Werkstoffe – im Speziellen PA6.6GF30 – vor.

Lediglich für duroplastische Verbundwerkstoffe untersuchen vereinzelte Studien den Salzwassereinfluss, da diese beispielsweise im Schiffs- oder Windkraftanlagenbau häufig eingesetzt werden. So testet *Miller* [152] UD-Laminat mit EP- und VE-Matrix

hinsichtlich ihrer Salzwasserbeständigkeit statisch und zyklisch. Hier zeigt sich das VE-System mit einem Abfall der Zugfestigkeit von 4 % beständiger als der EP-Werkstoff (13,5 %). Im Rahmen der Zugschwellversuche lässt ebenfalls das VE-System eine höhere Beständigkeit erkennen. Eine Erklärung hierfür ist die um etwa 50 % geringere Salzwasseraufnahme der VE-Matrix. Andere Arbeiten bestätigen die gute Salzwasserbeständigkeit von duroplastischen Verbundwerkstoffen [153–156].



### 3 Werkstoffcharakterisierung

#### 3.1 Bestimmung der Faserorientierung im $\mu$ CT

Zur Bestimmung der Faserorientierung steht ein *nanotom* Mikro-Computertomograph der Firma *Phoenix x-ray systems* zur Verfügung. Zur Visualisierung der Scans und Bestimmung der dreidimensionalen Faserorientierung wird die Software *VGStudio Max 2.2* [157] des Herstellers *Volume Graphics* verwendet. Die Software bietet die Möglichkeit im Rahmen der Orientierungsanalyse ein FE-Netz der gescannten Geometrie zu hinterlegen und den Orientierungstensor der Elemente zu berechnen. Die Tensoren können exportiert und weiterverarbeitet werden. Da im Verlauf der Arbeit ein Bauteilscan geplant ist und dieser eine Vielzahl an Einzelscans erfordert, wird zunächst in Voruntersuchungen die minimal notwendige Auflösung zur Bestimmung der Faserorientierung ermittelt. Hierzu wird ein Teilstück des Bauteils mit unterschiedlicher Auflösung gescannt und die Faserorientierung berechnet. In Abbildung 3.1 ist der Verlauf der Tensorkomponente  $a_{11}$  über den ausgewerteten Elementen für unterschiedliche Auflösungen aufgetragen. Es zeigt sich, dass eine Auflösung von  $13\ \mu\text{m}$  nicht ausreichend ist, jedoch ab einer Auflösung von mindestens  $10\ \mu\text{m}$  eine Konvergenz der bestimmten Tensorkomponente festgestellt werden kann. Diese Auflösung wird für die folgenden  $\mu$ CT-Scans verwendet.

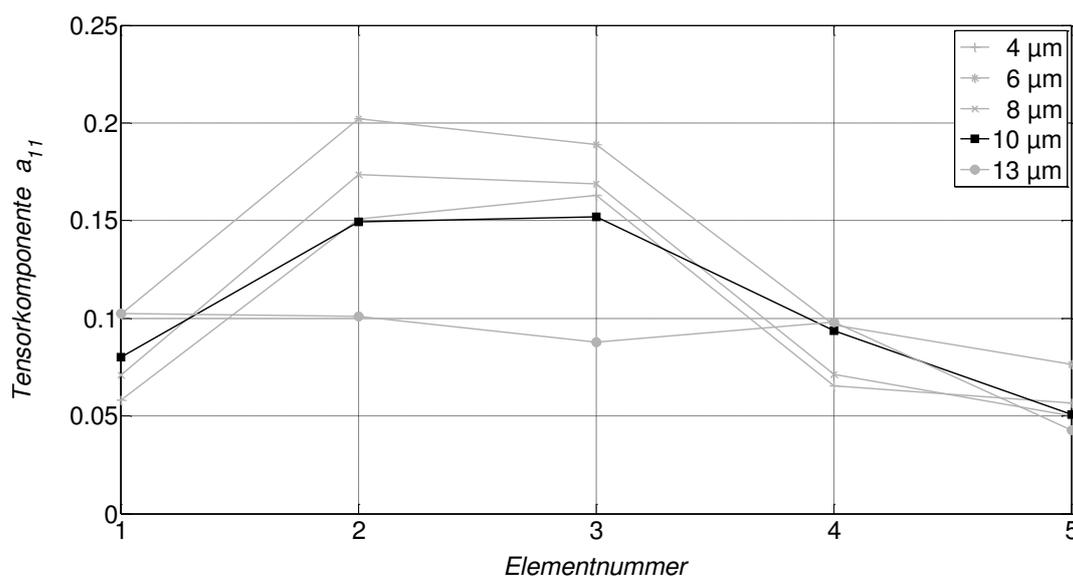
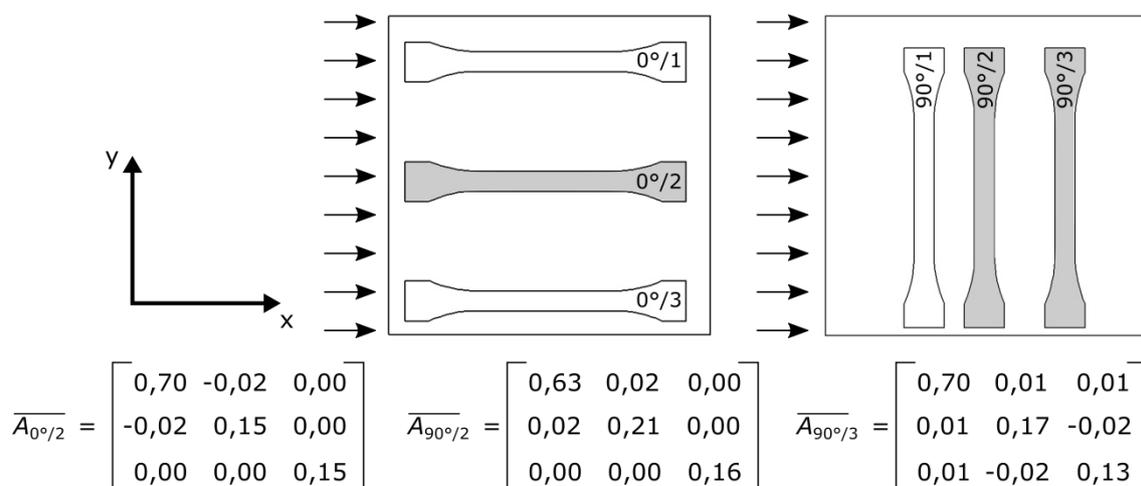


Abbildung 3.1: Vergleich verschiedener Auflösungen zur Bestimmung der Faserorientierung an PA6.6GF30 im  $\mu$ CT

Zunächst werden die zur Werkstoffcharakterisierung verwendeten Zugprobekörper des *Typs 1BA* der *DIN EN ISO 527-2* [158] in Gänze gescannt. Abbildung 3.2 zeigt die Probekörper, welche aus Platten per Mikro-Präzisions-Wasserstrahlschneiden präpariert werden. Die Platten werden über einen Linienanguss, welcher durch Pfeile markiert ist, gespritzt und jeweils drei Probekörper aus einer Platte entnommen. Die Positionen und Bezeichnungen sind ebenfalls in Abbildung 3.2 zu erkennen. Aufgrund der Auflösung sind zur Tomographie eines gesamten Probekörpers vier Einzelscans notwendig, welche anschließend zusammengeführt werden. Die tomographierten Probekörper sind in der Skizze grau hinterlegt und die resultierenden, globalen Orientierungstensoren angegeben. Die Probekörper  $0^\circ/2$  und  $90^\circ/3$  zeigen ähnliche Orientierungsgrade, wohingegen Probekörper  $90^\circ/2$  mehr Anteile senkrecht zur Fließrichtung aufweist. Dies liegt darin begründet, dass die Schmelze bei Erreichen der Plattenmitte noch nicht ihr endgültiges Geschwindigkeitsprofil ausgebildet hat.

Zur Faserorientierungsanalyse der zur Validierung betrachteten Koppelstange werden 11 Einzelscans benötigt. Aufgrund der Datenmenge kann kein Gesamtmodell aus den Einzelscans generiert werden. Zur Orientierungsanalyse ist daher eine Zerlegung des FE-Modells in Einzelmodelle notwendig, welche anschließend wieder zusammengeführt werden. Um eine lückenlose Analyse zu gewährleisten, werden die Einzelscans mit einer Überlappung von 0,2 mm durchgeführt. Angesichts der lokal sehr unterschiedlichen Vorzugsrichtung der Fasern ist die Angabe eines globalen Orientierungstensors an dieser Stelle nicht zielführend.



**Abbildung 3.2:** Skizzen der Entnahmepositionen der tomographierten *Typ1BA* Probekörper, Position des Linienangusses (Pfeile) und die globalen Faserorientierungstensoren

### 3.2 Quasistatische Werkstoffeigenschaften

Zur Ermittlung der quasistatischen Werkstoffeigenschaften werden Zug-, Druck- und Scherversuche durchgeführt. Die Probekörperherstellung erfolgt analog zu den tomographierten Probekörpern. Vor der Prüfung werden diese in Anlehnung an die *DIN EN ISO 1110* [159] einer Konditionierung im Klimaschrank unterzogen. Hierzu werden sie in einem Klimaschrank der Firma *Weiss* (SB22-160) bei einer Temperatur von 80 °C und einer relativen Luftfeuchtigkeit von 50 % bis zur Massekonstanz konditioniert. Die Luftfeuchtigkeit entspricht hierbei dem Normklima der *DIN EN ISO 291* [160] für ein nicht tropisches Land.

Mit Hilfe der erhöhten Temperatur kann die Auslagerungszeit bis zur Massekonstanz deutlich reduziert werden. Bei 80 °C wird der Werkstoff weder thermisch geschädigt noch findet eine Nachkristallisation statt. Zwar ist der Gesamtwassergehalt der Luft bei 80 °C / 50 % RF höher als bei 23 °C / 50 % RF, gleichzeitig steigt jedoch auch temperaturbedingt die Desorptionsrate. Hierdurch stellt sich bei unterschiedlichen Temperaturen, aber gleicher relativer Luftfeuchtigkeit, ein identischer Gleichgewichtszustand ein.

Das hier verwendete PA6.6GF30 zeigt für dieses Klima eine durchschnittliche Feuchtigkeitsaufnahme von 1,7 Gew.-%. Dieser Konditionierungszustand wird in der vorliegenden Arbeit als Normkonditionierung beziehungsweise der Werkstoff als normkonditioniert bezeichnet. Alle Prüfungen finden bei Raumtemperatur statt.

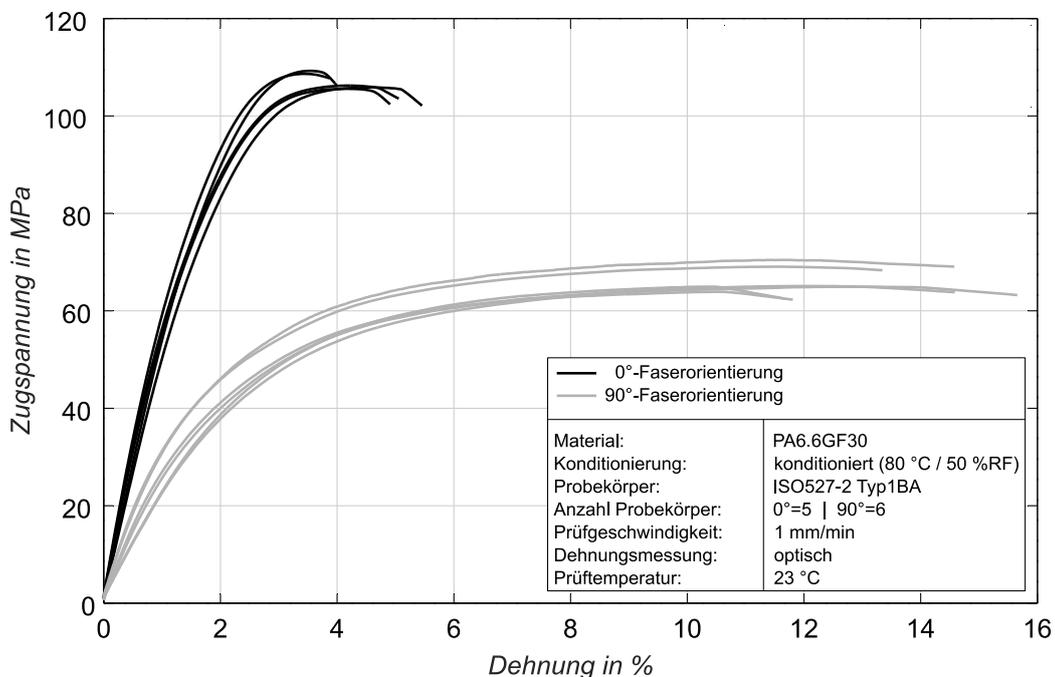
#### Quasistatische Zugversuche

Die Zugversuche werden an einer hydraulischen Prüfmaschine der Firma *Instron GmbH* mit einer Maximalkraft von 10 kN durchgeführt. Zur Kraftmessung wird eine Messzelle des Typs *2526-803* mit einem Nennkraftbereich von  $\pm 16$  kN verwendet. Die Probekörperdehnung wird über das optische Messsystem *Aramis4M* des Herstellers *GOM* nach dem Prinzip der digitalen Bildkorrelation erfasst. Geprüft werden 0° und 90° zur Spritzgussrichtung orientierte *Typ1BA* Probekörper. Die Versuche erfolgen nach der *DIN EN ISO 527-1* [161] mit einer Prüfgeschwindigkeit von 1 mm/min. Der E-Modul  $E_Z$  wird im linear-elastischen Bereich zwischen den Dehnungswerten  $\varepsilon_1 = 0,05$  % und  $\varepsilon_2 = 0,25$  % bestimmt (vgl. Gleichung 3.1).

$$E_Z = \frac{\sigma_2 - \sigma_1}{\varepsilon_2 - \varepsilon_1} \quad (3.1)$$

Zur Bestimmung der Querkontraktionszahl wird ein Dehnungsbereich zwischen 0,3 % und der Streckgrenze des Werkstoffs empfohlen. Die Poissonzahl  $\nu$  wird nach Gleichung 3.2 in einem Dehnungsbereich von 1,5 % bis 1,7 % mithilfe der Längsdehnung  $\varepsilon_l$  und der Querdehnung  $\varepsilon_t$  berechnet.

$$\nu = -\frac{\Delta\varepsilon_l}{\Delta\varepsilon_t} \quad (3.2)$$



**Abbildung 3.3: Spannungs-Dehnungs-Diagramm der quasistatischen Zugversuche an 0° und 90° zur Spritzrichtung orientierten Typ1BA Probekörper aus PA6.6GF30**

Jede Versuchsreihe besteht aus mindestens fünf gültigen Versuchen. Die Ergebnisse sind in Abbildung 3.3 in Form von Spannungs-Dehnungs-Verläufen dargestellt. Die Anisotropie ist anhand der stark unterschiedlichen Kurven deutlich zu erkennen. Weisen die 0°-Probekörper eine mittlere Bruchdehnung  $\varepsilon_{B,Z}$  von 4,8 % auf, zeigen die 90°-Probekörper ein deutlich duktileres Werkstoffverhalten ( $\varepsilon_{B,Z} = 13,6 \%$ ). Die Steifigkeit aufgrund der Belastung quer zur Faser nimmt im Vergleich zu den faserparallel belasteten Probekörpern um 47,3 % ab. Um 37,5 % reduziert sich die Zugfestigkeit der 90°-Probekörper verglichen zu den 0°-Probekörpern.

**Tabelle 1: Ergebnisse der quasistatischen Zugversuche an PA6.6GF30 Typ1BA Probekörpern (Angabe des Mittelwertes und der einfachen Standardabweichung)**

| $\theta$ in ° | $\sigma_{M,Z}$ in MPa | $\varepsilon_{B,Z}$ in % | $E_Z$ in MPa | $\nu$       |
|---------------|-----------------------|--------------------------|--------------|-------------|
| 0             | 104 ± 2               | 4,77 ± 0,70              | 6068 ± 633   | 0,47 ± 0,01 |
| 90            | 65 ± 3                | 13,61 ± 1,48             | 3198 ± 808   | 0,20 ± 0,01 |

Auffällig ist die Bildung zweier Gruppen innerhalb jeder Versuchsreihe. Diese hängt mit der jeweiligen Plattenposition der Probekörper und der daraus resultierenden Höhe des Orientierungsgrades zusammen. Die Gruppe mit der niedrigeren Festigkeit der 90°-Versuchsreihe setzt sich aus Probekörpern der Position 90°/3 zusammen, da diese höhere Faseranteile senkrecht zur Zugrichtung aufweisen (vgl. Abbildung 3.2). Diese Gruppe setzt sich aus vier Probekörpern zusammen. Innerhalb der 0°-Versuchsreihe entstammen die Probekörper höherer Festigkeit der Position 0°/2 (zwei Probekörper). In Tabelle 1 sind der Mittelwert sowie die einfache Standardabweichung aufgeführt. Die Ergebnisse lassen aufgrund der geringen Streuung die hohe Reproduzierbarkeit der Versuche erkennen.

### Quasistatische Druckversuche

Zur Durchführung der Druckversuche wird eine hydraulische Prüfmaschine der Firma *Instron* mit einer Maximalkraft von 40 kN verwendet. Der Prüfzylinder dieser Maschine verfügt über eine spezielle Führung, welche zum einen das Ausweichen der Kolbenstange unter Druckkraft verhindert und zum anderen entstehende Querkräfte aufnimmt. Die Kraft wird über eine Kraftmesszelle *Typ PM 40 K* des Herstellers *Schenck* mit einem Messbereich von ± 40 kN aufgezeichnet. Die Dehnungsmessung erfolgt optisch über ein Laserextensometer der *Fiedler Optoelektronik GmbH*.

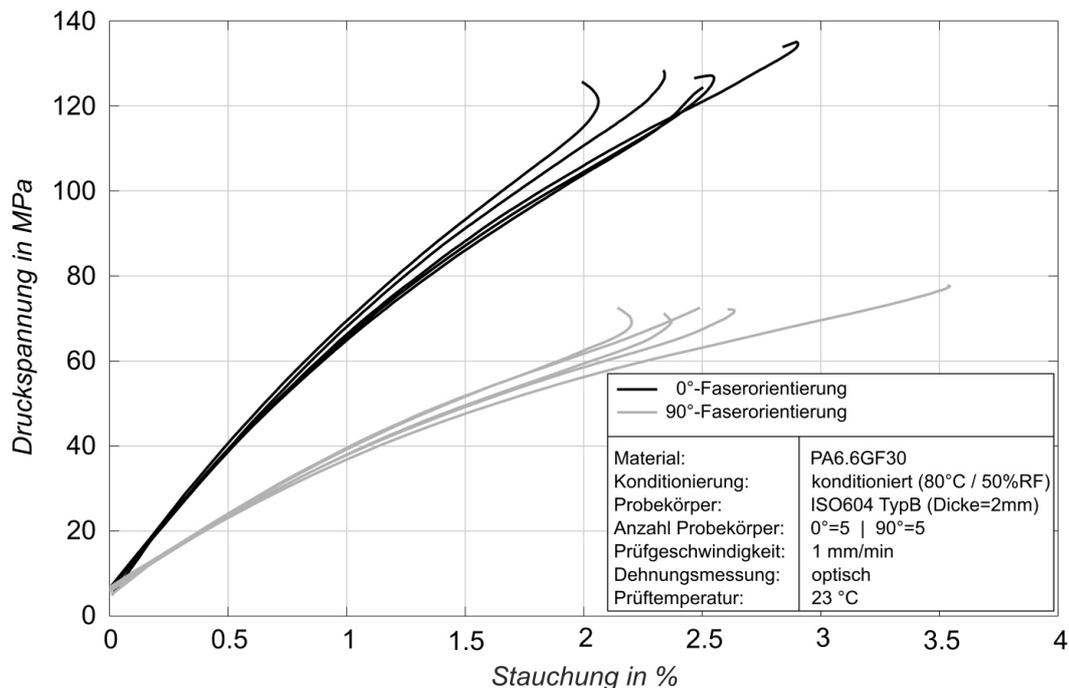
Die Versuchsdurchführung folgt der *DIN EN ISO 604* [162], welche für anisotrope Werkstoffe jeweils fünf Probekörper parallel und senkrecht zur Hauptachse der Anisotropie fordert. Die Norm schreibt für die Probekörper des *TypB* eine Rechteck-Probengeometrie mit einer Breite und freien Messlänge von 10 mm und einer Dicke von 4 mm vor. Dies wird empfohlen um einem Knickversagen vorzubeugen. Die Probekörper werden aus spritzgegossenen Platten mithilfe einer Diamantsäge herausgetrennt. Die zur Verfügung stehenden Platten besitzen im Gegensatz zur Norm eine Dicke von 2 mm. Die Prüfgeschwindigkeit wird der Norm folgend mit

1 mm/min festgelegt. Als Vorlast wird eine Druckspannung von 5 MPa aufgeprägt.

**Tabelle 2: Ergebnisse der quasistatischen Druckversuche an PA6.6GF30 TypB Probekörpern (Angabe des Mittelwertes und der einfachen Standardabweichung)**

| $\theta$ [°] | $\sigma_{M,D}$ [MPa] | $\varepsilon_{B,D}$ [%] | $E_D$ [MPa] |
|--------------|----------------------|-------------------------|-------------|
| 0            | 130 ± 4              | 2,63 ± 0,39             | 6816 ± 163  |
| 90           | 73 ± 3               | 2,70 ± 0,51             | 3653 ± 153  |

In Abbildung 3.4 sind die Spannungs-Stauchungs-Kurven der Verläufe dargestellt und Tabelle 2 gibt die gemittelten Druckkennwerte und die einfache Standardabweichung an. Die Drucksteifigkeit  $E_D$  wird analog zu den Zugversuchen aus dem Quotient der Spannungs- und Stauchungsdifferenz im Bereich von  $\varepsilon_1 = 0,05\%$  und  $\varepsilon_2 = 0,25\%$  berechnet. Gegenüber den Zugversuchen zeigt der Werkstoff eine um etwa 13 % höhere Drucksteifigkeit. Entsprechend größer ist auch die Druckfestigkeit gegenüber der Zugfestigkeit. Die ermittelten Bruchdehnungen zeigen hinsichtlich der Faserorientierung nur einen geringen Unterschied und liegen deutlich unterhalb der Bruchdehnungen im Zugversuch. Betrachtet man die Streuung der Versuche, zeigen diese trotz des komplexeren Prüfaufbaus eine sehr gute Reproduzierbarkeit.



**Abbildung 3.4: Spannungs-Stauchungs-Diagramm der quasistatischen Druckversuche an 0° und 90° zur Spritzrichtung orientierten Rechteck-Probekörper aus PA6.6GF30**

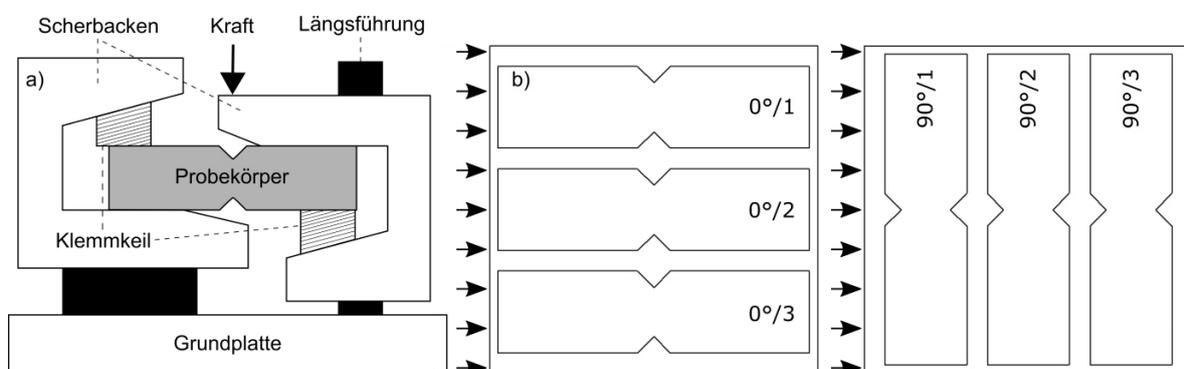
Viele Versuche zeigen eine Abnahme der Stauchung bei Erreichen der maximalen Festigkeit. Dieses „Umschlagen“ ist charakteristisch für ein Stabilitätsversagen durch Ausknicken der Probe. Als mögliche Ursache kommt die Abweichung der Proben-  
dicke von der Empfehlung in der *DIN EN ISO 604* in Betracht. Berechnet man jedoch die Knickgrenze nach Gleichung 3.3, ergibt sich eine Spannung von  $\sigma^* = 224$  MPa für die  $0^\circ$ -Probekörper und  $\sigma^* = 120$  MPa für die  $90^\circ$ -Probekörper.

$$\sigma^* = \frac{\pi^2 E_D I}{l^2 A} \quad (3.3)$$

In beiden Fällen liegt die ermittelte Druckfestigkeit  $\sigma_{M,D}$  unterhalb dieser Grenzwerte. Ebenfalls gegen ein Stabilitätsversagen der Probekörper spricht die erreichte Druckfestigkeit der Probekörper die kein „Umschlagen“ aufweisen. Deren Festigkeit liegt auf einem vergleichbaren Niveau. Es ist daher davon auszugehen, dass es bei Erreichen der Druckfestigkeit zu einem lokalen Werkstoffversagen kommt. Dies wiederum hat einen asymmetrischen Kraftfluss durch den Probekörper zur Folge und führt schließlich zu einem globalen Knicken der Probe.

### Scherversuche

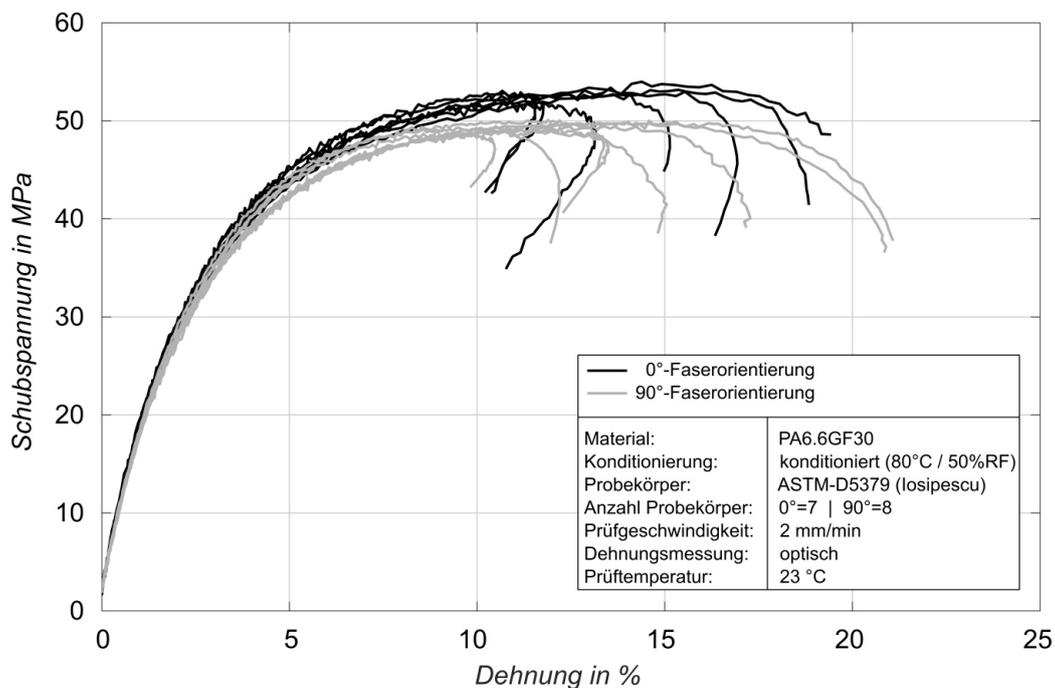
Zur Ermittlung der Schubkennwerte wird das *Iosipescu*-Verfahren nach der *ASTM D5379* [163] verwendet. Hierzu werden rechteckige Probekörper beidseitig mit einer V-Kerbe versehen, wodurch eine Schubspannungskonzentration im reduzierten Querschnitt erreicht wird. Analog zu den Zugversuchen werden Probekörper transversal und longitudinal zur Spritzgussrichtung per Mikro-Präzisions-Wasserstrahlschneiden gefertigt.



**Abbildung 3.5:** a) Geometrie des Scherprobekörpers nach der *ASTM D5379*;  
b) Entnahmeposition der Probekörper aus der spritzgegossenen Platte

Die Plattenposition der Probekörper kann Abbildung 3.5b entnommen werden. Die Probekörper werden in einem speziellen Scherwerkzeug, welches über eine feste und eine in Längsrichtung geführte Seite verfügt, eingespannt. Die Kerbe befindet sich mittig zwischen den Einspannungen (vgl. Abbildung 3.5a). Zur Aufbringung der Verformung wird der bei den Zugversuchen bereits beschriebene Prüfzylinder verwendet. Die Prüfung erfolgt mit einer konstanten Belastungsgeschwindigkeit von 2 mm/min. Die Dehnung wird optisch über das *Aramis4M*-System und die Kraft über eine  $\pm 16$  kN Kraftmesszelle erfasst.

Abbildung 3.6 zeigt sieben gültige Spannungs-Dehnungs-Kurven der 0°-Versuchsreihe und acht Kurven der 90° orientierten Probekörper. Wie zu erwarten zeigen die Versuchsreihen nur geringfügige Unterschiede, da in beiden Fällen der Werkstoff in einem 45°-Winkel zur Faserorientierung belastet wird. Größere Streuung – auch innerhalb der Versuchsreihen – weisen die Dehnungen beim endgültigen Versagen auf. Aufgrund der hohen Verformung kommt es meist nicht zu einem reinen Schubversagen, sondern zu einem Ausknicken der Probekörper aus der Belastungsebene und somit einem *mixed-mode* Versagen. Daher gibt die Norm einen Gültigkeitsbereich dieser Versuchsform bis zu einer Schubdehnung von 5 % für verstärkte Werkstoffe vor.



**Abbildung 3.6: Spannungs-Dehnungs-Diagramm der Scherversuche an 0° und 90° zur Spritzrichtung entnommenen losipescu-Probekörpern aus PA6.6GF30**

Tabelle 3 zeigt die gemittelten Versuchsergebnisse und die einfache Standardabweichung. Die 0°-Versuchsreihe weist eine geringfügig höhere Schubsteifigkeit  $G$  auf. Diese wird mithilfe der Gleitung  $\gamma$  im linear-elastischen Bereich nach Gleichung 3.4 berechnet. Empfohlen wird ein Bereich beginnend bei einer Dehnung von  $\varepsilon = 0,15\%$  bis  $\varepsilon = 0,25\%$  mit einer Spanne von  $\varepsilon = 0,4\%$ . Die Schubfestigkeiten  $\tau_B$  der Versuchsreihen sind nahezu identisch und entsprechen, aus oben bereits erwähnten Gründen, der Schubspannung bei 5% Dehnung. Die Scherversuche zeigen eine geringe Versuchsstreuung.

$$G = \frac{\Delta\tau}{\Delta\gamma} \quad (3.4)$$

**Tabelle 3: Versuchsergebnisse der Iosipescu-Scherversuche an PA6.6GF30 (Angabe des Mittelwertes und der einfachen Standardabweichung)**

| $\theta$ [°] | $G$ [MPa]  | $\tau_B$ [MPa] |
|--------------|------------|----------------|
| 0            | 3578 ± 126 | 44 ± 1         |
| 90           | 3414 ± 54  | 43 ± 1         |

### 3.3 Zeitabhängige Werkstoffeigenschaften

Aufgrund des ausgeprägt viskoelastisch-plastischen Werkstoffverhaltens von PA6.6GF30 werden neben den quasistatischen Versuchen auch dynamische Zugversuche und Zeitstandzugversuche durchgeführt. Entsprechend den quasistatischen Versuchen wird für diese Versuche normkonditionierter Werkstoff verwendet.

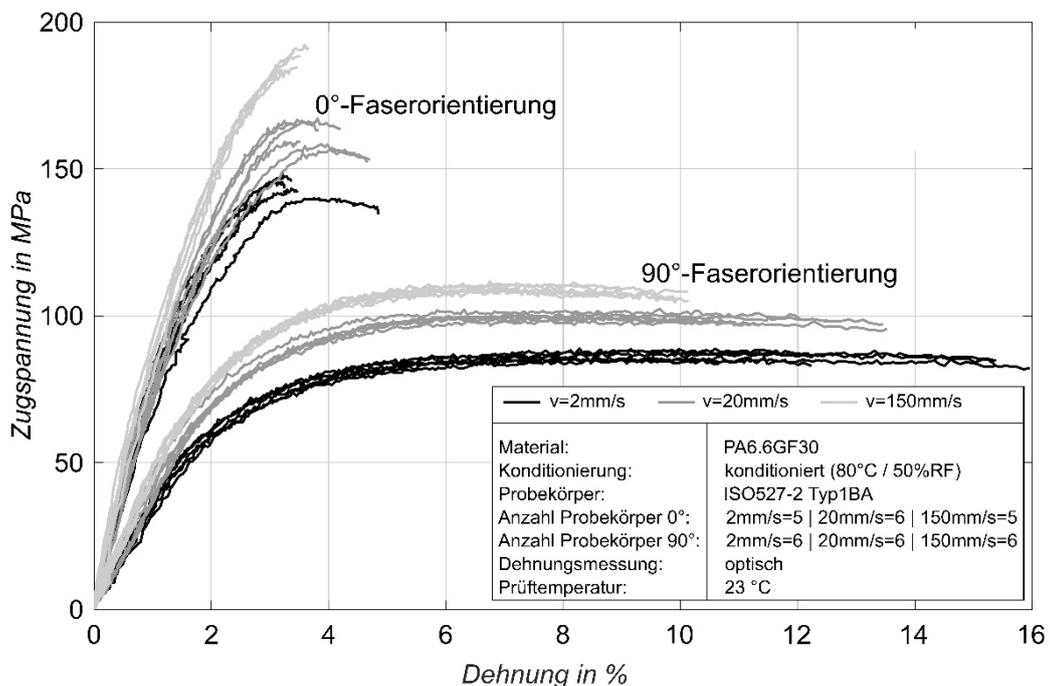
#### Dynamische Zugversuche

Zur Quantifizierung der Dehnratenabhängigkeit werden auf der servohydraulischen Hochgeschwindigkeitsprüfmaschine *HTM 2050* des Herstellers *Zwick* dynamische Zugversuche durchgeführt. Die Prüfungen erfolgen entsprechend den quasistatischen Zugversuchen in Anlehnung an die *DIN EN ISO 527-1* und *-2* [158, 161] an *Typ1BA* Probekörpern mit 0°- und 90°-Orientierung. Die Prüfgeschwindigkeiten liegen mit  $v = 2$  mm/s,  $v = 20$  mm/s und  $v = 150$  mm/s deutlich oberhalb der quasistatischen Prüfparameter. Die Prüfkraft wird über einen piezoelektrischen

Kraftaufnehmer 9071A der Firma *Kistler* aufgezeichnet. Die Messung der Dehnung erfolgt analog zu den quasistatischen Versuchen per optischer Bildkorrelation mithilfe der Hochgeschwindigkeitskamera *MotionPro Y4* des Herstellers *IDT*.

In Abbildung 3.7 sind die Spannungs-Dehnungs-Kurven der Versuche abgebildet. Entsprechend den quasistatischen Zugversuchen ist die ausgeprägte Anisotropie des Werkstoffs deutlich zu erkennen. Die 90°-Probekörper erreichen im Mittel 59 % der Zugfestigkeit und 52 % der Zugsteifigkeit der 0°-Probekörper. Die Dehnratenabhängigkeit aufgrund der Viskoelastizität ist an der Versteifung des Werkstoffs mit steigender Prüfgeschwindigkeit zu sehen. So nimmt bei einer Zuggeschwindigkeit von  $v = 150$  mm/s der E-Modul der longitudinalen Probekörper um 32 % und der transversalen um 42 % im Vergleich zur quasistatischen Steifigkeit zu.

Die Steigerung des E-Moduls bei hohen Dehnraten führt zu einer erhöhten Zugfestigkeit. Zusätzlich kommt es bei den 90°-Probekörpern zu einer Abnahme der Bruchdehnung. Beträgt diese bei einer Prüfgeschwindigkeit von  $v = 2$  mm/s noch  $\epsilon_B = 13,7$  %, reduziert sich diese auf  $\epsilon_B = 9,6$  % bei  $v = 150$  mm/s. Die 0°-Probekörper zeigen eine nahezu konstante Bruchdehnung mit steigender Prüfgeschwindigkeit.



**Abbildung 3.7: Spannungs-Dehnungs-Diagramm der dynamischen Zugprüfungen an 0° und 90° zur Spritzrichtung entnommenen Typ1BA Probekörpern aus PA6.6GF30**

Im getesteten Geschwindigkeitsbereich von  $v = 2$  mm/s bis  $v = 150$  mm/s erfahren die Versuchsreihen beider Orientierungen eine Festigkeitssteigerung von etwa 29 %. Bemerkenswert ist, dass aufgrund der viskoelastischen Verfestigung die 90°-Probekörper bereits ab einer Dehnrates von  $\dot{\epsilon} = 0,32$  1/s (entspricht 20 mm/s) den Festigkeitsbereich der 0°-Probekörper der quasistatischen Experimente fast erreichen (vgl. Tabelle 1).

Der Mittelwert und die einfache Standardabweichung jeder Versuchsreihe, welche sich aus sechs gültigen Versuchen zusammensetzt, sind in Tabelle 4 dargestellt. Nicht aufgezeigt sind die Poissonzahlen, da diese analog zu den quasistatischen Versuchen im Mittel 0,47 (0°-Orientierung) bzw. 0,21 (90°-Orientierung) betragen und keine Abhängigkeit von der Prüfgeschwindigkeit zeigen. Wie bei den vorhergehenden Versuchsreihen weisen auch die dynamischen Zugversuche eine sehr gute Reproduzierbarkeit auf.

**Tabelle 4: Ergebnisse der dynamischen Zugversuche an PA6.6GF30 Typ1BA Probekörpern (Angabe des Mittelwertes und der einfachen Standardabweichung)**

| $v$ [mm/s] | $\theta$ [°] | $\dot{\epsilon}$ [1/s] | $\sigma_B$ [MPa] | $\epsilon_B$ [%] | $E$ [MPa]      |
|------------|--------------|------------------------|------------------|------------------|----------------|
| 2          | 0            | 0,03                   | $142 \pm 3$      | $3,60 \pm 0,52$  | $7276 \pm 388$ |
|            | 90           | 0,03                   | $84 \pm 1$       | $13,72 \pm 1,96$ | $3426 \pm 194$ |
| 20         | 0            | 0,28                   | $159 \pm 5$      | $4,06 \pm 0,50$  | $7538 \pm 328$ |
|            | 90           | 0,32                   | $97 \pm 1$       | $12,05 \pm 1,10$ | $3980 \pm 237$ |
| 150        | 0            | 1,89                   | $185 \pm 4$      | $3,56 \pm 0,35$  | $8031 \pm 158$ |
|            | 90           | 2,36                   | $107 \pm 1$      | $9,61 \pm 0,50$  | $4561 \pm 112$ |

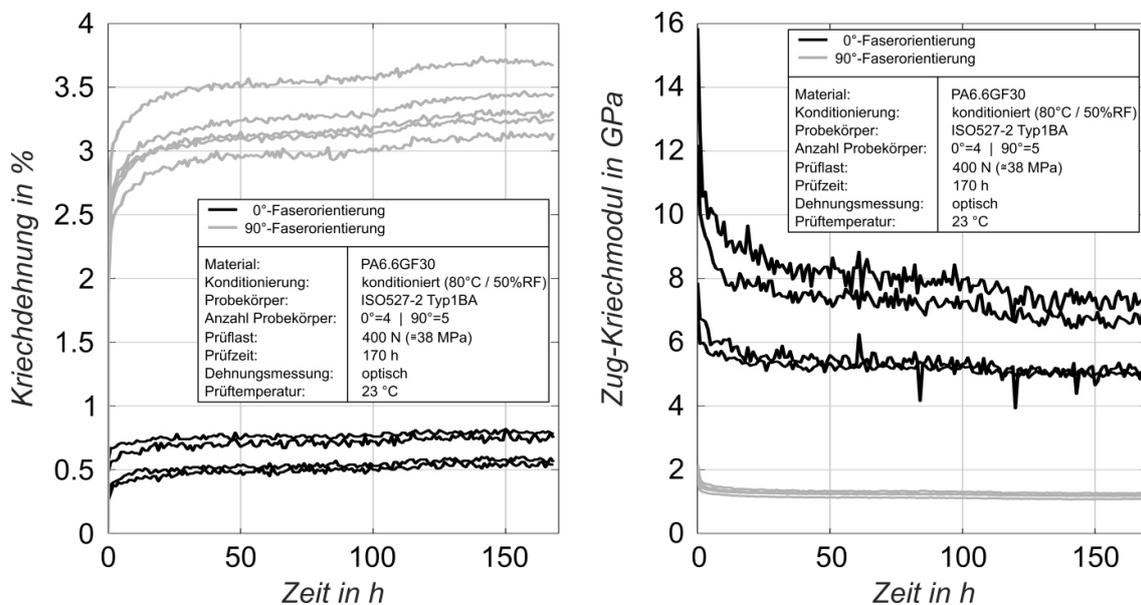
### Zeitstand-Zugversuche

Das Verfahren zur Bestimmung des Kriechverhaltens von Kunststoffen im Zeitstand-Zugversuch ist in der *DIN EN ISO 899-1* [164] festgelegt. Verwendet wird eine Zeitstandprüfanlage *Modell 2002* der Firma *Coesfeld*. Zur Prüfung werden *Typ1BA* Probekörper in 0°- und 90°-Orientierung verwendet. Die Probekörper werden über eine Einspannvorrichtung mit Gewichten verbunden und über einen Zeitraum von 170 Stunden statisch belastet. Die stündliche Dehnungsmessung erfolgt optisch über ein Videoextensometer des Herstellers *Messphysik*. Geprüft werden jeweils fünf Probekörper einer Faserorientierung bei einer Last von 400 N. Dies entspricht einer Zugspannung von etwa 38 MPa. Ein Probekörper der Versuchsreihe mit einer 0°-Faserorientierung wird in der Auswertung nicht berücksichtigt, da bei diesem die

Dehnungsmessung fehlerhaft ist.

Die Versuchsergebnisse sind in Abbildung 3.8 gezeigt, wobei die linke Abbildung den Verlauf der Kriechdehnung  $\varepsilon_c$  aufgetragen über der Zeit darstellt. Die 90°-Probekörper weisen hierbei eine größere Kriechneigung auf und erreichen gegen Ende der 170 Stunden eine mittlere Dehnung von  $3,36 \pm 0,2 \%$  (0°- Probekörper:  $0,59 \pm 0,2 \%$ ). Nach etwa 25 Stunden ist ein Großteil des Kriechprozesses abgeschlossen und die Kriechdehnung geht in einen linearen Verlauf, das sekundäre Kriechen, über. Die rechte Abbildung zeigt den Verlauf des Zug-Kriechmoduls  $E_c$ , welcher über Gleichung 3.5 berechnet wird.

$$E_c = \frac{\sigma}{\varepsilon_t} = \frac{F \cdot L_0}{A_0 \cdot (\Delta L)_t} \quad (3.5)$$



**Abbildung 3.8: Ergebnisse der Zeitstand-Zugversuche an 0° und 90° zur Spritzrichtung entnommenen Typ1BA Probekörpern aus PA6.6GF30; links: Kriechdehnung über Zeit; rechts: Zug-Kriechmodul über Zeit; 38 MPa Zugspannung**

### 3.4 Zyklische Werkstoffeigenschaften

Die zyklischen Werkstoffeigenschaften werden in zwei umfangreichen Versuchsreihen charakterisiert. In einstufigen Dauerschwingversuchen werden die Probekörper zyklisch bis zum Versagen bzw. Erreichen einer Schwingspielzahl von  $1 \cdot 10^6$  belastet. In einer zweiten Versuchsreihe wird der Einfluss der zyklischen Belastung auf die statische Restfestigkeit des Werkstoffs untersucht.

### Einstufige Dauerschwingversuche

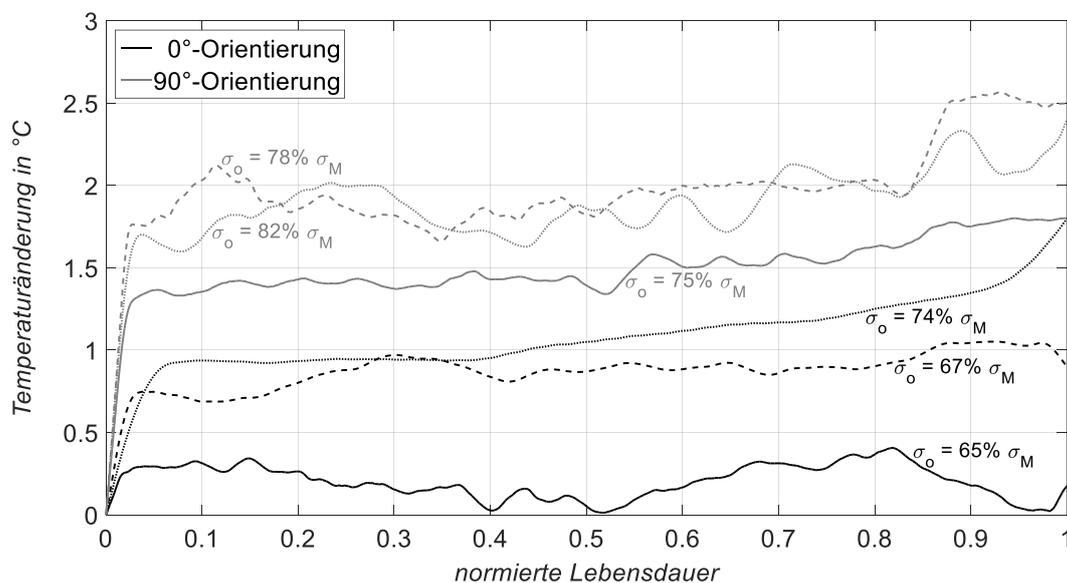
Zur Ermittlung der Ermüdungseigenschaften werden vier unterschiedliche Spannungsverhältnisse  $R$  und jeweils zwei Faserorientierungen geprüft. Um eine umfangreiche Charakterisierung zu gewährleisten, liegen die Spannungsverhältnisse im Druckschwell- ( $R = 10$ ), Wechsellast- ( $R = -1$ ) und Zugschwellbereich ( $R = 0,1$  und  $R = 0,8$ ). Analog zur Bestimmung der quasistatischen Werkstoffkennwerte werden eine  $0^\circ$ - und  $90^\circ$ -Orientierung zur Spritzgussrichtung gewählt. Für den Zugschwellbereich kommen die bereits beschriebenen *Typ1BA* Probekörper zum Einsatz. Zur Verhinderung eines Ausknickens der Probekörper werden für die Druckschwell- und Wechsellastversuche die, mit einer freien Probekörperlänge und -breite von 10 mm, kurz gefassten Rechteck-Probekörper verwendet. Die eingesetzte elektrodynamische Prüfmaschine *ElectroForce 3550* der Firma *TA Instruments* verfügt über eine maximale Prüfkraft von  $\pm 15$  kN. Da es sich bei der Prüfmaschine um eine Zug-Druck-Torsionsanlage handelt, findet ein Mehrkomponenten-Kraftaufnehmer (Typ *1216DPE*) des gleichen Herstellers mit einer Kapazität von 15 kN bzw. 140 Nm Verwendung. Die Experimente werden kraftgesteuert mit konstanten Spannungsamplituden durchgeführt.

Untersuchungen von *Subramanian* [165] an unverstärktem und glasfaserverstärktem PP zeigen eine größere Eigenerwärmung der Werkstoffe mit Faserverstärkung. Erklärt wird dies durch die erhöhte innere Reibung im Bereich der Faser-Matrix-Grenzschichten. Trotz gleicher Faseranteile zeigt das kurzglasfaserverstärkte PP eine höhere Erwärmung als das PP mit Langfaserverstärkung. Als Gründe werden der höhere Anteil nicht angebundener Faserenden und die schlechtere Faser-Matrix-Haftung genannt. Bei der zyklischen Prüfung von PA6.6GF30 ist folglich mit einer hohen Probekörpererwärmung zu rechnen. Die Norm zur Durchführung von Dauerschwingversuchen an Kunststoffen, die *ISO 13003* [166], lässt eine maximale Oberflächenerwärmung um  $10^\circ\text{C}$  zu. Da es sich um konditionierten Werkstoff handelt und die Glasübergangstemperatur somit sehr niedrig liegt, wird eine sehr geringe Prüffrequenz  $f$  von 2 Hz gewählt. Überwacht wird die Probekörpertemperatur mit der Infrarotkamera *PI400* von *Optris*.

Abbildung 3.9 zeigt die Probekörpererwärmung in repräsentativen Versuchen im Zugschwellbereich bei unterschiedlichen Oberspannungen  $\sigma_0$  und Faserorientierungen. Die Kurven verzeichnen in der Anfangsphase den stärksten

Temperaturanstieg. Anschließend erwärmt sich der Probekörper nur sehr geringfügig, bis sich bei einigen Versuchen nochmals ein Temperaturanstieg kurz vor Versagen zeigt. Die maximale Erwärmung liegt jedoch auch bei dem höchsten Lastniveau unterhalb von 3 °C. Grundsätzlich zeigen die 90° orientierten Probekörper eine höhere Erwärmung. Dieses Phänomen beschreibt auch *Arif* [167] bei Zugschwellversuchen ( $R=0,1$ ) an trockenen PA6.6GF30 Probekörpern. Die höhere Prüffrequenz von 3 Hz führt jedoch zu höheren Temperaturänderungen und der Temperaturanstieg vor Probekörperversagen ist deutlicher ausgeprägt.

Das leichte Schwingen der Temperaturkurven wird durch die Regelung der speziell für diese Versuche gefertigten Temperaturkammer verursacht. Da es sich bei der Prüfmaschine um eine elektrodynamische Maschine handelt, wird aus Sicherheitsgründen keine Temperaturkammer mit Wasserkühlung verwendet. Stattdessen erfolgt die Konstruktion und der Bau einer Temperaturkammer mit Peltierelementen. Die installierte Regelung schwingt mit einer Amplitude von etwa 0,1 °C um den Sollwert.

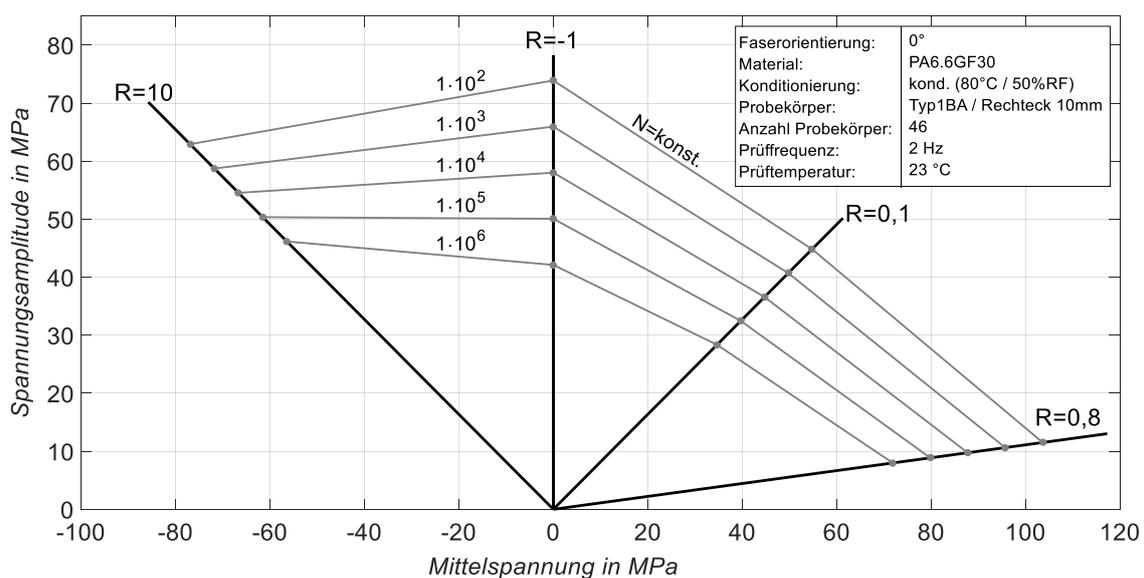


**Abbildung 3.9: Probekörpererwärmung während Zugschwellversuchen ( $R=0,1$ ) für 0° und 90° zur Spritzgussrichtung orientierte PA6.6GF30 Probekörper**

Grundsätzlich zeigen zyklische Dauerschwingversuche eine größere Streubreite als statische oder dynamische Versuche. Zur Abschätzung der Reproduzierbarkeit wird die erste Versuchsreihe bei einem Spannungsverhältnis von  $R=0,1$  im Horizontenverfahren absolviert. Hierzu werden vier unterschiedliche Lasthorizonte

mit mehreren Probekörpern abgeprüft. Entsprechend den statischen Experimenten zeigt der Werkstoff auch in den Dauerschwingversuchen eine hohe Reproduzierbarkeit. So liegt die über alle Lasthorizonte gemittelte, einfache Standardabweichung bezogen auf den Mittelwert jedes Lastniveaus bei lediglich 35 % der Lebensdauer für die 0°- und 26 % der Lebensdauer für die 90°-Probekörper. Aufgrund dieser geringen Versuchsstreuung werden zur Reduktion des Versuchsaufwandes die folgenden Versuchsreihen im Perlschnurverfahren in Anlehnung an die *DIN 50100* [168] durchgeführt. In diesem Verfahren wird je Lasthorizont nur noch ein Versuch absolviert. Um jedoch eine gleichbleibende Interpolationsgüte der Wöhlerlinie zu gewährleisten wird die Anzahl der Lasthorizonte erhöht. Das Perlschnurverfahren bedarf wesentlich weniger Einzelversuche, ist jedoch nur möglich, wenn zuvor eine geringe Versuchsstreuung festgestellt wird.

Zur kompakten Darstellung der Versuchsergebnisse werden *Haigh-Diagramme* genutzt, welche den Einfluss des Spannungsverhältnisses und den Mittelspannungseinfluss sehr gut abbilden. In Abbildung 3.10 sind die Ergebnisse der Versuche an 0°-Probekörpern dargestellt. Auf der Abszisse ist die Mittelspannung  $\sigma_m$ , auf der Ordinate die Spannungsamplitude  $\sigma_A$  aufgetragen. Die Ursprungsgeraden beschreiben Linien konstanter Spannungsverhältnisse  $R$  und die grau eingezeichneten Linien stellen die Versuchsergebnisse als Linien konstanter Lebensdauer  $N$  dar.



**Abbildung 3.10: Haigh-Diagramm von 0° zur Spritzgussrichtung orientierten Probekörpern aus PA6.6GF30 geprüft bei einer Frequenz von 2 Hz**

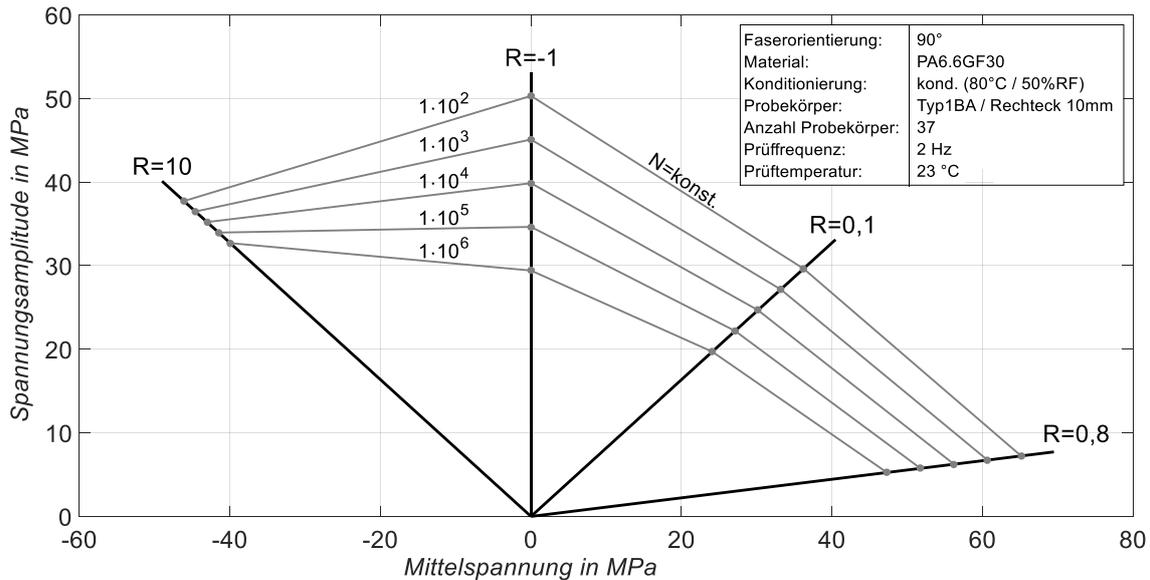
Die Versuchsergebnisse werden mithilfe der Funktion nach *Wöhler* [169], welche in Gleichung 3.6 dargestellt ist, interpoliert. Die interpolierten Wöhlerparameter sind in Tabelle 5 abgebildet. Der Werkstoff zeigt im Vergleich zu den Wechsellastversuchen einen geringeren Abfall der Ermüdungsfestigkeit im Druckschwell- als im Zugschwellbereich. Im Zugschwellbereich ist der Mittelspannungseinfluss aufgrund des größer werdenden Abfalls der Lebensdauerlinien deutlicher. Dies ist auf die ausgeprägte Kriechneigung von PA6.6GF30 im konditionierten Zustand zurückzuführen. Im Bereich von  $R=0,8$  sind aufgrund der hohen Mittelspannung nur noch geringe Amplituden ertragbar.

$$\lg N = a - b \cdot \sigma_A \quad (3.6)$$

**Tabelle 5: Wöhlerparameter  $a$  und  $b$  der Dauerschwingversuche an PA6.6GF30 geprüft bei einer Frequenz von 2 Hz für  $0^\circ$  und  $90^\circ$  zur Spritzgussrichtung orientierte Probekörper und die Spannungsverhältnisse  $R=10$ ,  $R=-1$ ,  $R=0,1$  und  $R=0,8$**

| $\theta [^\circ]$ | $R [-]$ | $a [-]$ | $b [-]$ |
|-------------------|---------|---------|---------|
| 0                 | 10      | 17,01   | 0,24    |
|                   | -1      | 11,30   | 0,13    |
|                   | 0,1     | 12,89   | 0,24    |
|                   | 0,8     | 15,06   | 1,13    |
| 90                | 10      | 31,99   | 0,79    |
|                   | -1      | 11,63   | 0,19    |
|                   | 0,1     | 13,92   | 0,40    |
|                   | 0,8     | 16,62   | 2,02    |

Die Ergebnisse der senkrecht zur Fließrichtung entnommenen Probekörper zeigen einen ähnlichen Verlauf (vgl. Abbildung 3.11). Im Zugschwellbereich ist der Mittelspannungseinfluss ebenfalls sehr gut erkennbar und die ertragbaren Spannungsamplituden nehmen mit steigender Mittelspannung ab. Im Druckbereich zeigt sich eine höhere Sensitivität gegenüber der Spannungsamplitude, hier besitzt die Wöhlerlinie eine sehr geringe Steigung. Grundsätzlich besitzen die  $90^\circ$ -Probekörper eine im Mittel um etwa 67 % geringere Ermüdungsfestigkeit als die  $0^\circ$ -Probekörper.

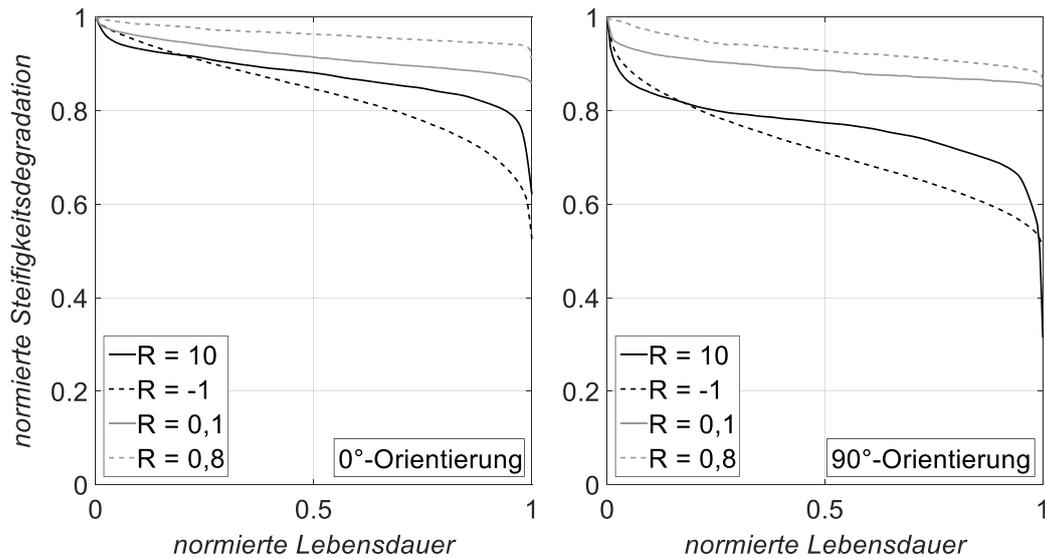


**Abbildung 3.11: Haigh-Diagramm von 90° zur Spritzgussrichtung orientierten Probekörpern aus PA6.6GF30 geprüft bei einer Frequenz von 2 Hz**

Auftretende Mikroschädigungen führen zu einer Änderung der Probekörpersteifigkeit im Verlauf eines Dauerschwingversuchs. Durch die kontinuierliche Aufzeichnung des Maschinenweges  $s$  bei Erreichen der Ober-  $F_o$  bzw. Unterkraft  $F_u$  kann über Gleichung 3.7 die normierte absolute Steifigkeitsdegradation  $\Delta C$  berechnet werden.

$$\Delta C = \frac{C(n)}{C(n=1)} = \frac{\frac{F_{o,n} - F_{u,n}}{S_{o,n} - S_{u,n}}}{\frac{F_{o,n=1} - F_{u,n=1}}{S_{o,n=1} - S_{u,n=1}}} \quad (3.7)$$

Für alle durchgeführten Dauerschwingversuche wird die normierte Steifigkeitsdegradation berechnet und über der gleichermaßen normierten Lebensdauer aufgetragen. Abbildung 3.12 zeigt die Mittelwertkurven der geprüften Spannungsverhältnisse. Der Verlauf der Degradation ist nahezu unabhängig von der Faserorientierung des Werkstoffs und bestätigt somit die Untersuchungen von Jain [170]. Darin werden Wöhlerkurven für 0°, 45° und 90° orientierte PBTGF50 Probekörper erstellt und die Steifigkeitsdegradation der einzelnen Versuche analysiert. Zur Feststellung einer gemeinsamen Grundgesamtheit der drei Versuchsreihen hinsichtlich des Steifigkeitsverlustes wird eine Varianzanalyse durchgeführt. Mit einer Konfidenz von 90 % konnte kein statistisch signifikanter Unterschied der Degradationsverläufe bestimmt werden.



**Abbildung 3.12: gemittelte und normierte Steifigkeitsdegradation verschiedener Spannungsverhältnisse  $R$  für 0°- (links) und 90°-Orientierung (rechts), normkonditioniertes PA6.6GF30, geprüft bei 23 °C Umgebungstemperatur**

Hinsichtlich der Spannungsverhältnisse zeigen die gemessenen Verläufe jedoch deutliche Unterschiede. Die Versuche im Druckschwell- und Wechsellastbereich weisen eine quantitativ höhere Degradation als die Zugschwellversuche auf. Auch ist die anfängliche Degradation vor dem Übergang in den linearen Bereich ausgeprägter. Der für Verbundwerkstoffe charakteristische progressive Abfall kurz vor Versagen ist im Zugschwellbereich weniger auffällig. Diese Abhängigkeit vom Spannungsverhältnis zeigt sich ebenfalls in den Experimenten von *Treffler* [171]. An kohlenstoffaserverstärktem SMC werden zyklische Versuche im Druckschwell- ( $R = -\infty$ ), Wechsellast- ( $R = -1$ ) und Zugschwellbereich ( $R = 0,1$ ) bei unterschiedlichen Temperaturen (23 °C und 150 °C) durchgeführt. Die Dauerschwingversuche bei 150 °C weisen, analog zu den Kurven in Abbildung 3.12, deutlich höhere Steifigkeitsverluste des Werkstoffs im Druckschwell- und Wechsellastbereich auf. Bei Raumtemperatur zeigt lediglich der Wechsellastbereich eine erhöhte Steifigkeitsdegradation.

Dieser charakteristische Verlauf der Steifigkeitsdegradation liegt in einer Vielzahl mikromechanischer Schädigungsmechanismen begründet. Fasst man die bruchmechanischen Untersuchungen von *Hitchen* [172] an PA6GF50 und von *Klimkeit* [173] an PETGF30 zusammen, kann der Schadensfortschritt über der Lebensdauer für kurz- und langfaserverstärkte Thermoplaste gemäß Abbildung 3.13 dargestellt werden. Die aufgezeigten Daten entstammen einem Dauerschwing-

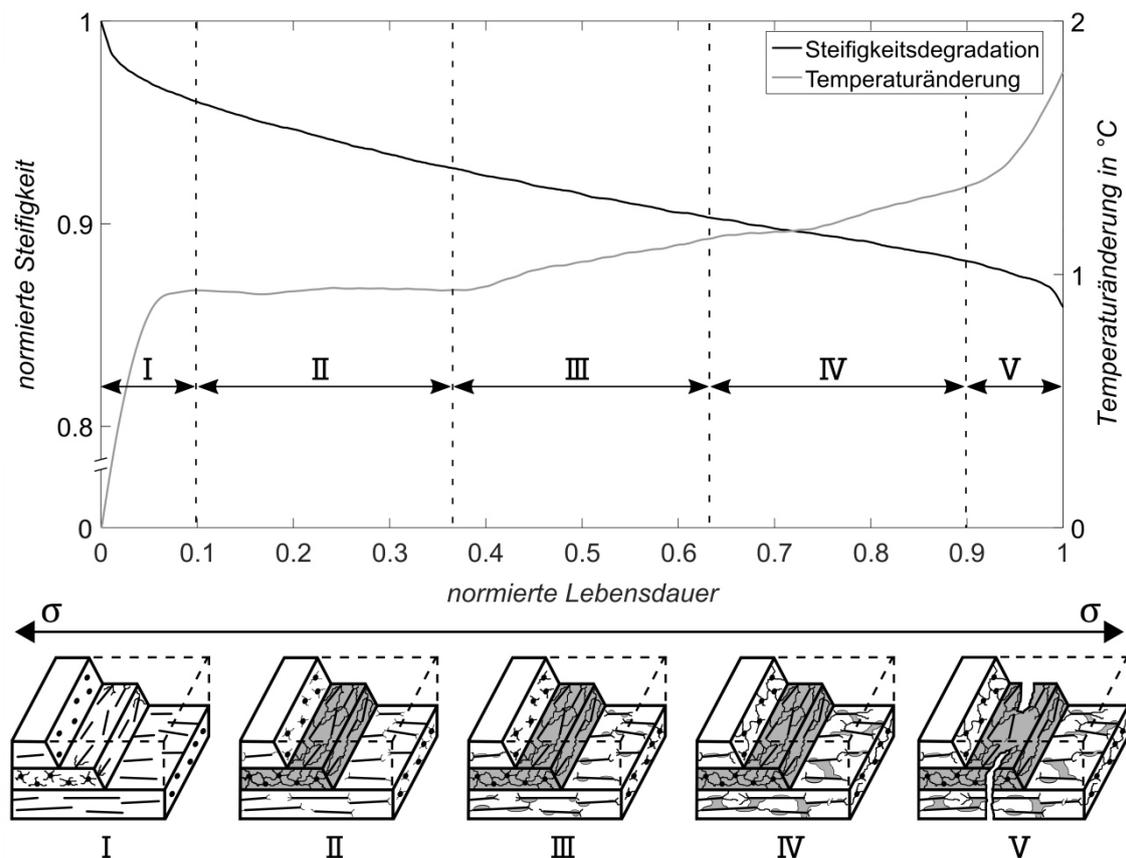
versuch eines  $0^\circ$  orientierten Probekörpers geprüft bei  $R=0,1$ . Auf der linken Ordinate ist der Verlauf der normierten Steifigkeitsdegradation über der ebenfalls normierten Lebensdauer dargestellt. Die rechte Ordinate beschreibt die entsprechende Änderung der Probekörpertemperatur (vgl. Abbildung 3.9).

Der Schadensfortschritt lässt sich in fünf verschiedene Phasen unterteilen, deren Schädigungsmechanismen in den Skizzen unterhalb des Diagramms dargestellt sind. Die Schädigung setzt nach *Hitchen* [172] an der Probekörperaußenseite der senkrecht zur Belastungsrichtung orientierten Kernschicht ein. Dort bilden sich sehr schnell erste Mikrorisse, welche zügig quer zur Zugrichtung in die Probekörpermitte wachsen. Der anfänglich hohe Steifigkeitsverlust resultiert aus einer stark degradierten Mittelschicht (grau dargestellt). Die Vielzahl an Mikrorissen in der Kernschicht führt zu erhöhter Verlustarbeit und somit einem Anstieg der Probekörpertemperatur.

Die Schädigung der äußeren Schichten beginnt nach *Klimkeit* [173] an den Faserenden. Dort ist produktionsbedingt keine Schlichte auf den Stirnflächen der Glasfasern vorhanden, da diese die Schnittflächen darstellen an denen die Endlosfasern gekürzt werden. Hierdurch liegt an dieser Stelle nur eine sehr schlechte bzw. keine Faser-Matrix-Haftung vor. Aufgrund des hohen Steifigkeitsunterschiedes zwischen Faser und Matrix kommt es dort zu starken Spannungsspitzen, welche in Mikrorissen resultieren. Die Steifigkeitsdegradation und Temperaturänderung geht in dieser zweiten Phase in den größtenteils linearen Bereich über. Es folgt die ebenfalls lineare dritte Phase, in der die Mikrorisse an den Faserenden sich weiter ausbreiten und es zu ersten Ablösungen (*Debonding*) von Faser und Matrix kommt. Diese *Debonding*-Bereiche vereinigen sich teilweise in der vierten Phase und bilden dadurch größere Hohlräume. Mit diesem kontinuierlichen Fortschreiten der Schädigung gehen ein linearer Abfall der Steifigkeit und ein linearer Anstieg der Probekörpertemperatur einher.

Erst kurz vor Versagen des Probekörpers – in der fünften Phase – tritt ein makroskopischer Riss auf, welcher nochmals einen progressiven Steifigkeitsabfall und Temperaturanstieg zur Folge hat. *Klimkeit* [173] vermutet, dass dieser Riss durch die Koaleszenz großer Hohlräume entsteht. Wird die Resttragfähigkeit des verbleibenden Querschnitts überschritten, kommt es zum Bruch. Die offensichtliche Korrelation von Schädigung und Temperaturänderung wird in den Experimenten von

Esmaellou [174] an PA6.6GF30 bestätigt.



**Abbildung 3.13: Schadensfortschrittsentwicklung von PA6.6GF30 am Beispiel eines 0° orientierten Probekörpers geprüft im Zugschwellbereich**

**I: Schädigung der querorientierten Mittelschicht an der Probekörperaußenseite**

**II: Degradation der Mittelschicht, Mikrorisse an Faserenden der Randschichten**

**III: erste Entstehung von Debonding-Bereichen**

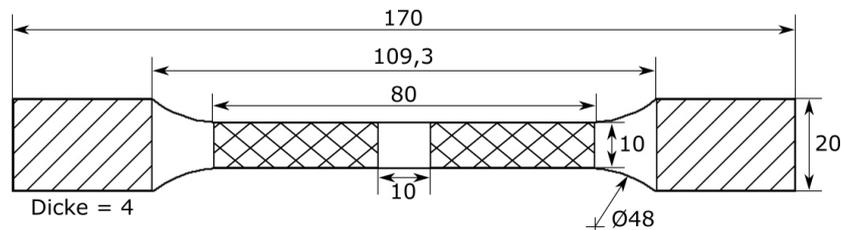
**IV: Entstehung weiterer Debonding-Bereiche und Vereinigung bestehender Bereiche**

**V: makroskopischer Riss führt zur Versagen**

### Untersuchung der Restfestigkeit

Zahlreiche Untersuchungen an endlosfaserverstärkten Verbundwerkstoffen zeigen eine Degradation der Restfestigkeit mit zunehmender zyklischer Vorschädigung [175–178]. Die vorliegende Versuchsreihe dient der Quantifizierung dieses Effektes für das verwendete PA6.6GF30. Das Experiment setzt sich aus zwei Teilversuchen zusammen. Zunächst werden die Probekörper zyklisch vorgeschädigt und im Anschluss in einem quasistatischen Zugversuch zerstörend geprüft. Die Untersuchung erfolgt an sechs unterschiedlichen Versuchsreihen. Variiert wird das Spannungsverhältnis zwischen  $R=0,1$  und  $R=-1$  sowie das Lastniveau der zyklischen Vorschädigung. In Abbildung 3.14 sind die Probekörpergeometrie und die

Einspannbereiche dargestellt. Für die Zugschwellversuche wird der Standardprobekörper *Typ1A* der *DIN EN ISO 527-2* [158] verwendet. Um ein Ausknicken des Probekörpers bei Wechsellast zu verhindern, werden die Probekörper kürzer gefasst – mit einer resultierenden freien Messlänge von 10 mm.

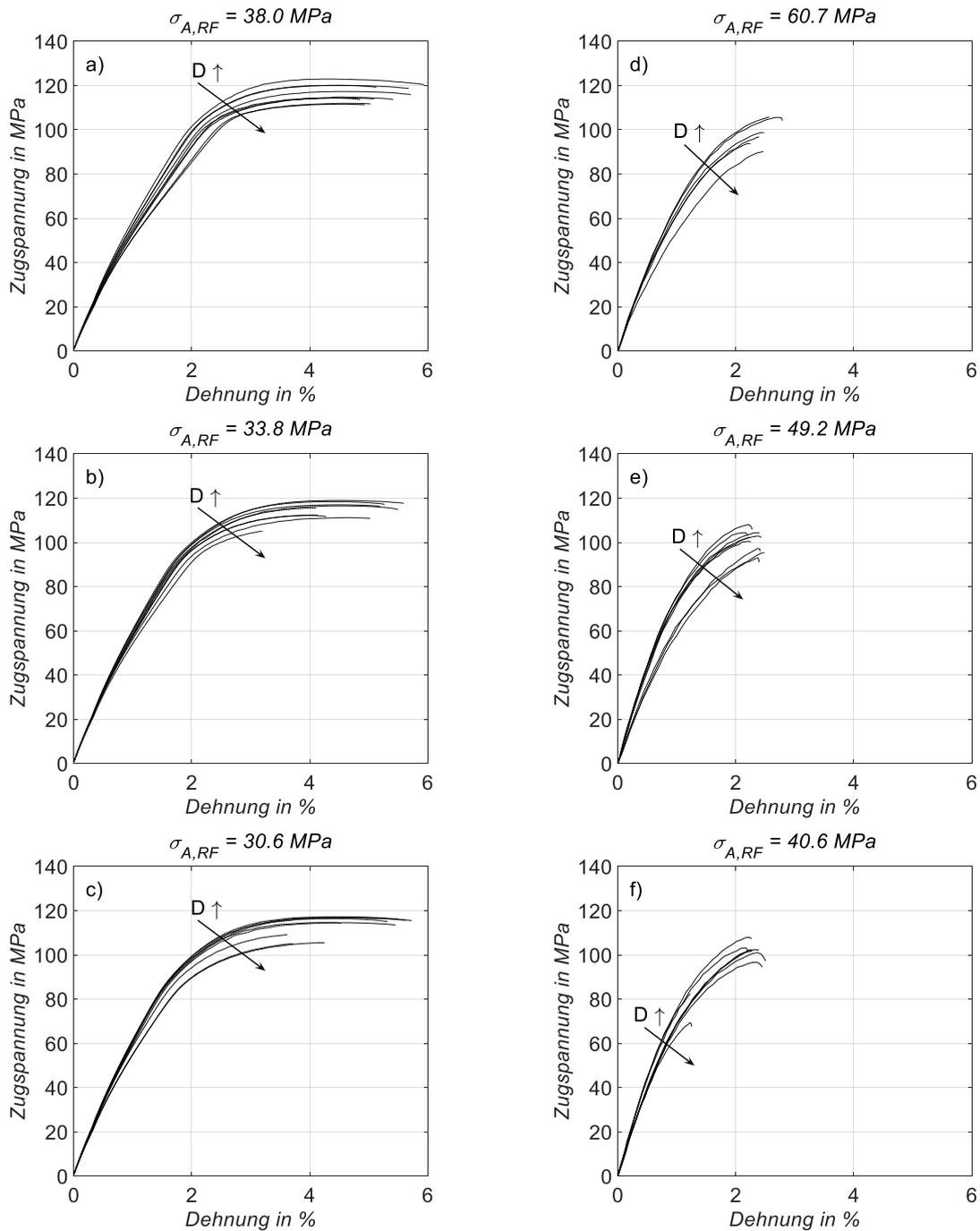


**Abbildung 3.14: Probekörpergeometrie *Typ1A* der *DIN EN ISO* [158], Einspannbereich für Zugschwellversuche einfache Schraffur, für Wechsellastversuche doppelte Schraffur**

Die Spannungsamplituden  $\sigma_{A,RF}$  der verschiedenen Lasthorizonte sind in Tabelle 6 aufgeführt. Zur Abdeckung eines breiten Zeitfestigkeitsspektrums korrelieren diese Lastniveaus zu den ertragbaren Lastspielzahlen  $N$  von 10.000, 100.000 und 800.000 Zyklen. Jede Versuchsreihe setzt sich aus neun Experimenten zusammen. Es werden Vorschädigungen  $D$  im Bereich von 0,1 bis 0,9 in Schritten von 0,1 in die Probekörper eingebracht um anschließend die Restfestigkeit im Zugversuch bestimmen zu können. Die Schädigungen werden hierbei nach der linearen Schadensakkumulation aus Gleichung 2.12 berechnet. Aufgrund des umfangreichen Prüfprogramms wird zur Reduktion der Prüfzeit die Prüffrequenz auf 5 Hz erhöht. Zur zyklischen Belastung der Probekörper wird die servohydraulische Prüfmaschine *Amsler HC-kompakt* der Firma *Zwick* mit einem Kraftaufnehmer *1010-BPS-25kN* von *Huppert* mit einem Messbereich von  $\pm 25$  kN verwendet. Die Bestimmung der Restfestigkeit erfolgt an der Zugprüfmaschine *Z250* der Firma *Zwick* ausgestattet mit einem  $\pm 250$  kN Kraftaufnehmer.

**Tabelle 6: zur zyklischen Vorschädigung verwendete Spannungsamplituden  $\sigma_{A,RF}$  in Abhängigkeit des Spannungsverhältnisses  $R$  und der ertragbaren Lastspielzahl  $N$**

| Spannungsverhältnis $R$ | ertragbare Lastspielzahl $N$ |                            |                            |
|-------------------------|------------------------------|----------------------------|----------------------------|
|                         | 10.000                       | 100.000                    | 800.000                    |
| 0,1                     | $\sigma_{A,RF} = 38,0$ MPa   | $\sigma_{A,RF} = 33,8$ MPa | $\sigma_{A,RF} = 30,6$ MPa |
| -1                      | $\sigma_{A,RF} = 60,7$ MPa   | $\sigma_{A,RF} = 49,2$ MPa | $\sigma_{A,RF} = 40,6$ MPa |

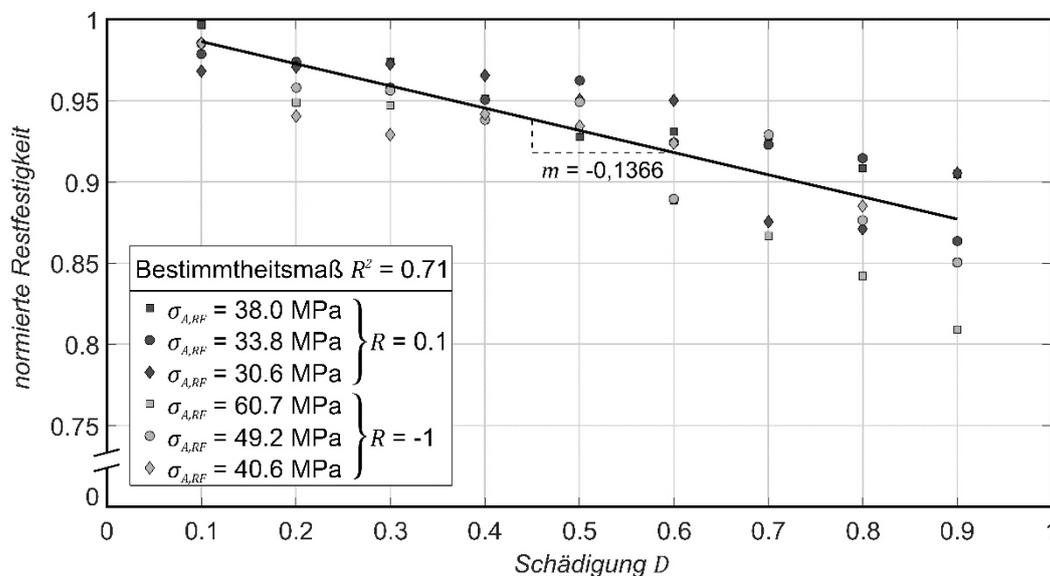


**Abbildung 3.15: Spannungs-Dehnungs-Diagramme der Restfestigkeitsversuche an normkonditioniertem PA6.6GF30 für: die Spannungsverhältnisse  $R = 0,1$  (a bis c) und  $R = -1$  (d bis f); die ertragbaren Lastspielzahlen  $N = 10.000$  (a und d),  $N = 100.000$  (b und e) und  $N = 800.000$  (c und f); die Vorschädigung  $D = 0,1$  bis  $0,9$ .**

Die Dehnungsmessung der Standardprobekörper erfolgt über ein Aufsatzextensometer von *Instron* mit einer Ausgangslänge von 50 mm. Aufgrund der geringen freien Messlänge der kurz gefassten Probekörper wird hier auf die optische Dehnungsmessung mittels eines *Aramis4M*-Systems zurückgegriffen. Die Ergeb-

nisse der Restfestigkeitsversuche sind in Form von Spannungs-Dehnungs-Diagrammen in Abbildung 3.15 dargestellt.

Abbildung 3.16 zeigt die ermittelte normierte Zugfestigkeit in Abhängigkeit von der zyklischen Vorschädigung der verschiedenen Versuchsreihen. Unabhängig von Spannungsverhältnis und Lasthorizont zeigt sich eine ähnliche Degradation der Zugfestigkeit, welche über die dargestellte Interpolationsgerade – mit einer Steigung von  $m = -0,1366$  – beschrieben werden kann. Hinsichtlich der Steifigkeitsdegradation weisen die Versuchsreihen kein einheitliches Verhalten auf, was sich mit den Ergebnissen der einstufigen Dauerschwingversuche deckt. Zur Betrachtung der Interpolationsgüte wird das Bestimmtheitsmaß  $R^2$  herangezogen, welches sich für die hier durchgeführte lineare Regression zu  $R^2 = 0,71$  ergibt.



**Abbildung 3.16: Interpolationsgerade der normierten Restfestigkeit in Abhängigkeit der zyklischen Vorschädigung für die Spannungsverhältnisse  $R = 0,1$  und  $R = -1$  sowie die ertragbaren Lastspielzahlen  $N = 10.000$ ,  $N = 100.000$  und  $N = 800.000$**



## 4 Einfluss der Einsatzbedingungen auf die Lebensdauer

Wie bereits in *Kapitel 2* dargelegt, wirken viele äußere Umwelteinflüsse lebensdauerermindernd auf den Werkstoff PA6.6GF30. Zur korrekten Auslegung ist also eine ganzheitliche Betrachtung der Bauteilbeanspruchungen notwendig um etwaige Abminderungsfaktoren für die spätere Simulation zu identifizieren.

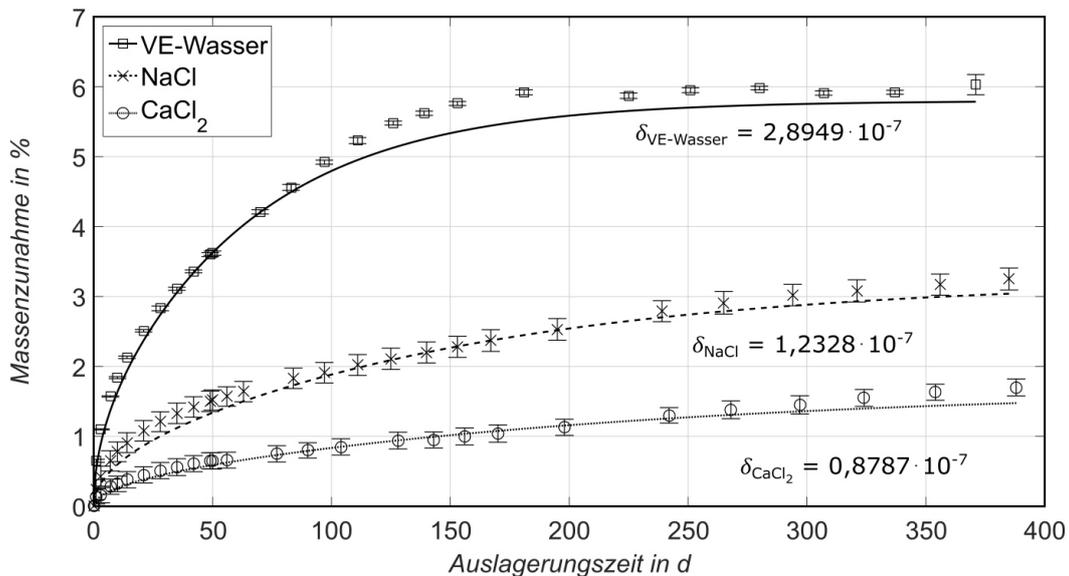
Die in dieser Arbeit untersuchte Koppelstange findet im Pkw-Fahrwerk Anwendung und ist somit verschiedenen Umweltfaktoren ausgesetzt. So kommt das Bauteil in Abhängigkeit von Ort und Jahreszeit bei unterschiedlicher Luftfeuchtigkeit zum Einsatz, wodurch sich auch der Feuchtegehalt im Werkstoff ändert. Ebenfalls abhängig von Einsatzort und Jahreszeit ist die Exposition des Bauteils gegenüber Salzlösungen hervorgerufen durch verschiedene Taumittel im Winter. Die Auswirkungen einer erhöhten Oberflächenrauheit und Abrasion aufgrund von Steinschlägen wird ebenfalls in diesem Kapitel untersucht.

### 4.1 Einfluss von Fluiden auf die quasistatischen Eigenschaften

Hinsichtlich der Reversibilität und Art der Schädigung durch die Wasseraufnahme zeigen die unterschiedlichen thermoplastischen Matrices kein einheitliches Verhalten. Führt sie bei PBT zur Versprödung des Werkstoffs, steigt die Duktilität bei PA-basierten Matrices an. *Ishak* [125, 127, 179] beschreibt die Schädigung durch Wasser in PBT aufgrund der Hydrolyse der Matrix und dadurch entstehender Mikrohohlräume als irreversibel. Bei einer PA-Matrix hingegen sinkt die Glasübergangstemperatur drastisch und die Zähigkeit steigt. Untersuchungen zeigen jedoch, dass mithilfe einer Rücktrocknung die mechanischen Eigenschaften wiederhergestellt werden können, weshalb man bei PA von reversiblen Schädigungsmechanismen sprechen kann [128, 180, 181]. Da, wie in *Kapitel 2.5* bereits erwähnt, keine Untersuchungsergebnisse bezüglich des Einflusses von Salzlösungen vorliegen, wird in der folgenden Versuchsreihe eine Langzeitauslagerung in verschiedenen Medien durchgeführt und der Einfluss auf die quasistatischen Werkstoffkennwerte untersucht. Die Versuche werden an den Standardprobekörpern *Typ1A* der *DIN EN ISO 527-2* [158] durchgeführt.

## Fluidaufnahme

Die Konditionierung und Bestimmung der Massenzunahme der Probekörper erfolgt in Anlehnung an die *DIN EN ISO 62* [182]. Hierzu werden die Probekörper vor der Auslagerung in einem Vakuumofen *Heraeus VT 6130 M-BL* bei 80 °C für 14 Tage von ihrem Anlieferungszustand aus rückgetrocknet. Anschließend erfolgt die vollständige Immersion in vollentsalztem Wasser (VE-Wasser), gesättigter wässriger Natriumchloridlösung (NaCl) und gesättigter wässriger Calciumchloridlösung (CaCl<sub>2</sub>). Die Konditionierung erfolgt bei Raumtemperatur und für einen Zeitraum von etwa einem Jahr. Die Bestimmung der Massenänderung erfolgt in regelmäßigen Abständen mithilfe einer Feinwaage des Typs *ABT 220-5DM* von *Kern* an jeweils sechs Probekörpern.



**Abbildung 4.1: Massenzunahme nach Rücktrocknung von PA6.6GF30 durch Auslagerung in VE-Wasser, NaCl und CaCl<sub>2</sub> bei Raumtemperatur, Typ1A Probekörper**

In Abbildung 4.1 ist die mittlere Massenzunahme nach Rücktrocknung und die einfache Standardabweichung jeder Messung über der Zeit aufgetragen. Nach etwa 180 Tagen erreichen die in VE-Wasser ausgelagerten Probekörper ihre Sättigung bei einer Massenzunahme von 5,8 %. Die Probekörper in den Salzlösungen nehmen deutlich langsamer an Masse zu. Sie erreichen nach einem Jahr keinen Sättigungszustand. Die Massenzunahme der Probekörper in NaCl beträgt 3,2 % und in CaCl<sub>2</sub> 1,7 %. Die Wasseraufnahme kann mithilfe der *Fick'schen* Diffusionsgesetze korreliert und der Diffusionskoeffizient  $\delta$  für PA6.6GF30 in den verschiedenen Medien bestimmt werden. Die Berechnung der zeitabhängigen Fluidaufnahme  $c(t)$

einer Platte kann vereinfacht nach *DIN EN ISO 62* [182] mithilfe der Gleichung 4.1 erfolgen.

$$c(t) = c_s - c_s \cdot \frac{8}{\pi^2} \cdot \sum_{k=1}^{20} \frac{1}{(2 \cdot k - 1)^2} \cdot e^{-\frac{(2 \cdot k - 1)^2 \cdot \delta \cdot \pi^2}{d^2} \cdot t} \quad (4.1)$$

$$\delta = \frac{d^2}{\pi^2 \cdot t_{70}} \quad (4.2)$$

Darin sind  $c_s$  die Fluidaufnahme bei Sättigung und  $d$  die Plattendicke. Zur Berechnung des Diffusionskoeffizienten der in den Salzlösungen ausgelagerten Proben wird für  $c_s$  die erreichte Fluidaufnahme nach 180 Tagen  $c(180d)$  eingesetzt. Der Diffusionskoeffizient kann mithilfe der notwendigen Eintauchdauer zur Erreichung einer 70 % Konzentration  $t_{70}$  und Gleichung 4.2 angenähert werden. Die zeitabhängige Funktion der Fluidaufnahme  $c(t)$  ist in Abbildung 4.1 dargestellt und zeigt eine gute Korrelation der Versuchsergebnisse. Ebenfalls können die approximierten Diffusionskoeffizienten  $\delta$  der Abbildung entnommen werden. Die deutlich kleineren Koeffizienten der Salzlösungen sind auf die geringeren Diffusionsdrücke zurückzuführen, welche sich aufgrund des gesättigten Zustandes der Fluide einstellen.

### Einfluss auf die Glasübergangstemperatur

Das Werkstoffverhalten von Kunststoffen ist stark temperaturabhängig und reicht von rein elastischem (unterhalb  $T_g$ ), über viskoelastischem (oberhalb  $T_g$ ), bis hin zu fast rein viskosem Verhalten bei Erreichen der Schmelztemperatur. Zur Quantifizierung des Einflusses der Feuchtigkeitsaufnahme auf die  $T_g$  werden Probekörper mit drei verschiedenen Konditionierungszuständen – trocken, normkonditioniert und gesättigt – einer dynamisch mechanischen Thermo-Analyse (DMTA) unterzogen. Die Prüfung wird als kraftgesteuerte 3-Punkt-Biege Messung mit einer *EPLEXOR® 150 N* von *Gabo* in einem Temperaturbereich von -50 °C bis 200 °C ausgeführt und erfolgt in Anlehnung an die *DIN EN 6032* [183].

Die DMTA liefert für verschiedene Temperaturen den komplexen E-Modul  $E^*$ , welcher sich aus dem Speichermodul  $E'$  und dem Verlustmodul  $E''$  zusammensetzt. Der Speichermodul beschreibt hierbei den elastischen, der Verlustmodul den

viskosen Anteil der Verformungsarbeit. Da in der Realität immer ein viskoelastisches Werkstoffverhalten vorliegt, können diese Anteile anhand der Phasenverschiebung  $\Delta t$  zwischen Erreger- und Antwortsignal berechnet werden. Aus der gemessenen Phasenverschiebung und der Kreisfrequenz  $\omega$  ergibt sich der Verlustfaktor  $\tan \delta$  nach Gleichung 4.3, welcher in der komplexen Darstellungsweise von  $E^*$  den Winkel zwischen dem Imaginärteil  $E''$  und dem Realteil  $E'$  beschreibt. [184, 185]

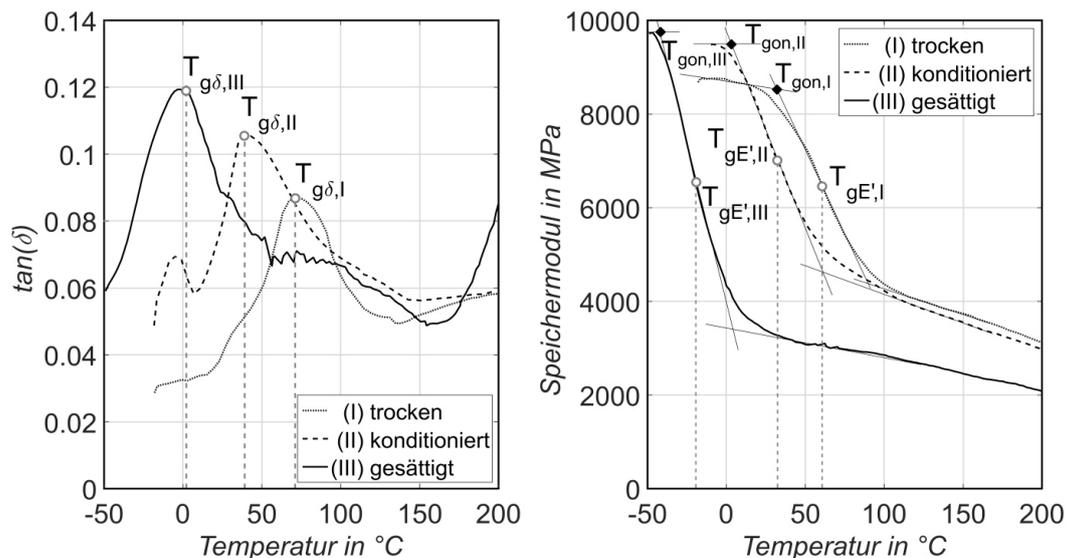
$$\delta = \Delta t \cdot \omega \quad (4.3)$$

Zur Ermittlung der  $T_g$  stehen drei unterschiedliche Auswertemethoden zur Verfügung. Die Auswertung kann über den Speichermodul, den Verlustmodul oder den Verlustfaktor erfolgen. Aus der Analyse des Speichermoduls können zwei Glasübergänge bestimmt werden. Der sogenannte  $T_g$ -Onset ( $T_{g,on}$ ) beschreibt den Beginn des Glasübergangs und wird aus dem Schnittpunkt der Tangente an den Bereich vor dem Steifigkeitsabfall und der Tangente an den abfallenden Bereich bestimmt. Eine weitere Möglichkeit der Auswertung des Speichermoduls ist die Bestimmung des  $T_g$ -Wendepunkt ( $T_{g,E'}$ ). Hierzu wird eine dritte Tangente an den Kurvenbereich nach dem Abfall angelegt. Der Wendepunkt befindet sich zwischen den Schnittpunkten der Tangenten. Die Auswertung des Verlustmoduls und des Verlustfaktors erfolgt in beiden Fällen durch Analyse des Maximums. Die Maxima beschreiben jeweils die Glasübergänge.

In Abbildung 4.2 sind die Messergebnisse dargestellt und die Glasübergänge eingezeichnet. Es werden zwei der genannten Auswertemethoden verwendet. Das Maximum des Verlustfaktors  $T_{g,\delta}$  (links), da diese Auswertemethode meist den höchsten Temperaturwert ergibt und der Wendepunkt des Speichermoduls  $T_{g,E'}$  (rechts), welcher gewöhnlich in einem niedrigeren Wert resultiert. Zur Vollständigkeit sind in die Kurven des Speichermoduls auch die  $T_g$ -Onset Übergänge  $T_{g,on}$  eingezeichnet.

Die Ergebnisse in Tabelle 7 zeigen die erwähnten Unterschiede innerhalb der Auswertemethoden. Zeigt der trockene Werkstoff eine  $T_{g,E',I}$  von 71 °C mit  $\tan \delta$ -Auswertung, reduziert sich dieser Wert um 10 °C aufgrund der Auswertung des Wendepunktes des Speichermoduls. Der konditionierte Werkstoff weist einen Übergang bei  $T_{g,E',II} = 32$  °C (bzw.  $T_{g,\delta,II} = 39$  °C) auf und stellt somit sicher, dass alle Versuche der Werkstoffcharakterisierung in *Kapitel 3* unterhalb des Glasübergangs

durchgeführt wurden. Die Messung des gesättigten Werkstoffs ergibt eine  $T_{gE',III} = 2\text{ °C}$  bzw.  $T_{g\delta,III} = -19\text{ °C}$ . Die  $T_g$ -Onset Übergänge liegen nochmals deutlich unterhalb der beschriebenen Glasübergänge und können ebenfalls Tabelle 7 entnommen werden. Die Versuche korrelieren gut mit den Ergebnissen der Untersuchungen von *Frick* und *Stern* [186] an PA6.6GF30. Die Experimente von *Launay* [95] an PA6.6GF35 zeigen niedrigere Temperaturen.



**Abbildung 4.2: DMTA von PA6.6GF30 in den Konditionierungszuständen trocken (I), konditioniert (II) und gesättigt (III); links: Maximum des Verlustfaktors  $T_{g\delta}$ , rechts: Wendepunkt des Speichermoduls  $T_{gE'}$  und Onset  $T_{gon}$**

**Tabelle 7: Ergebnisse der DMTA für PA6.6GF30 in drei verschiedenen Konditionierungen (I=trocken, II=normkonditioniert, III=gesättigt)**

| Auswertemethode | $T_{g,I}$ in $^{\circ}\text{C}$ | $T_{g,II}$ in $^{\circ}\text{C}$ | $T_{g,III}$ in $^{\circ}\text{C}$ |
|-----------------|---------------------------------|----------------------------------|-----------------------------------|
| $\tan(\delta)$  | 71                              | 39                               | 2                                 |
| $E'$            | 61                              | 32                               | -19                               |
| on              | 31                              | 4                                | -41                               |

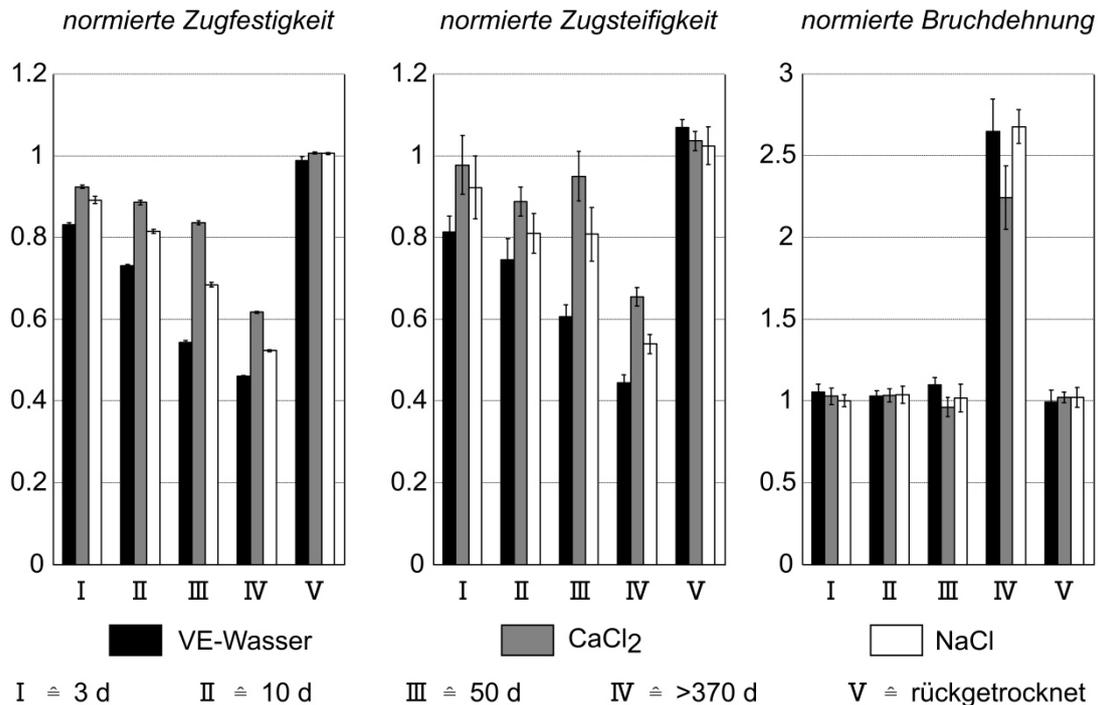
### Einfluss auf die quasistatischen Zugkennwerte

Um die Auswirkungen einer Auslagerung in den oben beschriebenen Medien quantifizieren zu können, werden nach unterschiedlichen Zeitpunkten Versuchsreihen – bestehend aus zehn Probekörpern – aus dem Fluid entnommen und einer quasistatischen Zugprüfung unterzogen. Die entnommenen *Typ1A* Probekörper werden direkt auf der in *Kapitel 3.2* beschriebenen Prüfmaschine getestet, wobei analog zu den Zeitstand-Zugversuchen in *Kapitel 3* ein Videoextensometer zur

Dehnungsmessung verwendet wird. Die Zugprüfungen erfolgen nach der *DIN EN ISO 527-1* [161] mit einer Prüfgeschwindigkeit von 2 mm/min bei Raumtemperatur. Entnommen werden die Probekörper nach drei, zehn und 50 Tagen, sowie nach etwa einem Jahr. Die entsprechende Fluidaufnahme nach diesen Zeiträumen kann Abbildung 4.1 entnommen werden. Ebenfalls wird ein Teil der für ein Jahr ausgelagerten Probekörper in dem oben genannten Vakuumofen bei 80 °C bis zur Massekonstanz rückgetrocknet. Hierdurch soll festgestellt werden, ob der Schädigungsprozess durch die Fluidaufnahme reversibel ist.

Abbildung 4.3 zeigt die normierten Mittelwerte der Zugkennwerte der einzelnen Versuchsreihen und die einfache Standardabweichung. Normiert wird hierbei auf zuvor ermittelte Kennwerte von vollständig im Vakuumofen getrockneten Probekörpern. Das linke Diagramm stellt die normierte Zugfestigkeit dar und zeigt bereits nach einer Auslagerungszeit von drei Tagen in VE-Wasser eine Festigkeitsabnahme von 17 %. Die Zugfestigkeit fällt kontinuierlich bis zu einem Wert von 46 % im gesättigten Zustand ab. Die Auslagerung in VE-Wasser weist den deutlichsten Festigkeitsverlust auf. Dies ist durch die höhere Fluidaufnahme zu erklären. Die Auslagerung in CaCl<sub>2</sub> verursacht den geringsten Verlust an Zugfestigkeit. So beträgt die Restfestigkeit nach drei Tagen 92 % und nach einem Jahr noch 62 %. Zwischen den Degradationswerten von VE-Wasser und CaCl<sub>2</sub> liegen die in NaCl ausgelagerten Probekörper. Sie besitzen nach einer dreitägigen Auslagerung noch eine Restfestigkeit von 89 % und degradieren kontinuierlich bis auf 52 % nach einem Jahr. Unabhängig vom Auslagerungsfluid zeigen alle Versuchsreihen eine Reversibilität des Schädigungsprozesses durch Rücktrocknung.

Die Abnahme der Zugsteifigkeit, welche dem mittleren Diagramm entnommen werden kann, folgt tendenziell der bereits beschriebenen Festigkeitsdegradation. Auch hier zeigen die in VE-Wasser gelagerten Probekörper die größte Steifigkeitsabnahme mit 56 % nach einem Jahr, gefolgt von den NaCl- Probekörpern mit 46 %. Die Auslagerung in CaCl<sub>2</sub> weist die geringste Abnahme mit 35 % auf. Eine leichte Erhöhung der Zugsteifigkeit der rückgetrockneten Probekörper gegenüber dem trockenen Ausgangszustand ist festzustellen. Grundsätzlich ist zu bemerken, dass die Abnahme der Zugfestigkeit und -steifigkeit proportional zur Massenzunahme im entsprechenden Fluid verläuft.

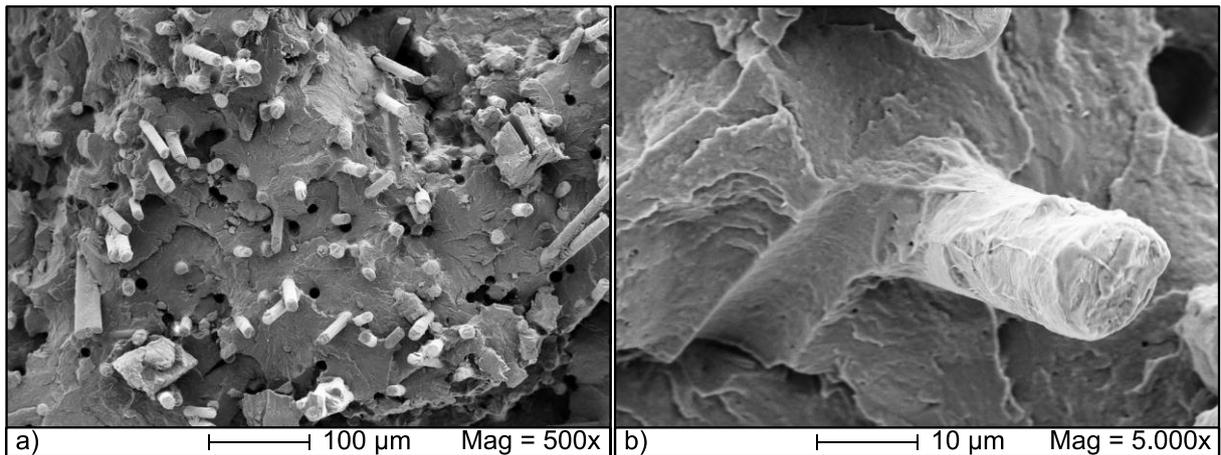


**Abbildung 4.3: normierte Zugfestigkeit, Zugsteifigkeit und Bruchdehnung für in verschiedenen Fluiden ausgelagertes PA6.6GF30 mit Darstellung der einfachen Standardabweichung**

Die Zunahme der im rechten Diagramm dargestellten normierten Bruchdehnung zeigt hingegen für alle Auslagerungsmedien eine ähnliche Charakteristik. Erst nach einem Jahr Auslagerung ist eine deutlich höhere Bruchdehnung in den Versuchen zu verzeichnen. Für die Probekörper in VE-Wasser und NaCl steigt die Bruchdehnung auf etwa 266 % und für die CaCl<sub>2</sub> auf 224 % des Referenzwertes. Nach der Rücktrocknung stellen sich auch hier die Ausgangswerte wieder ein.

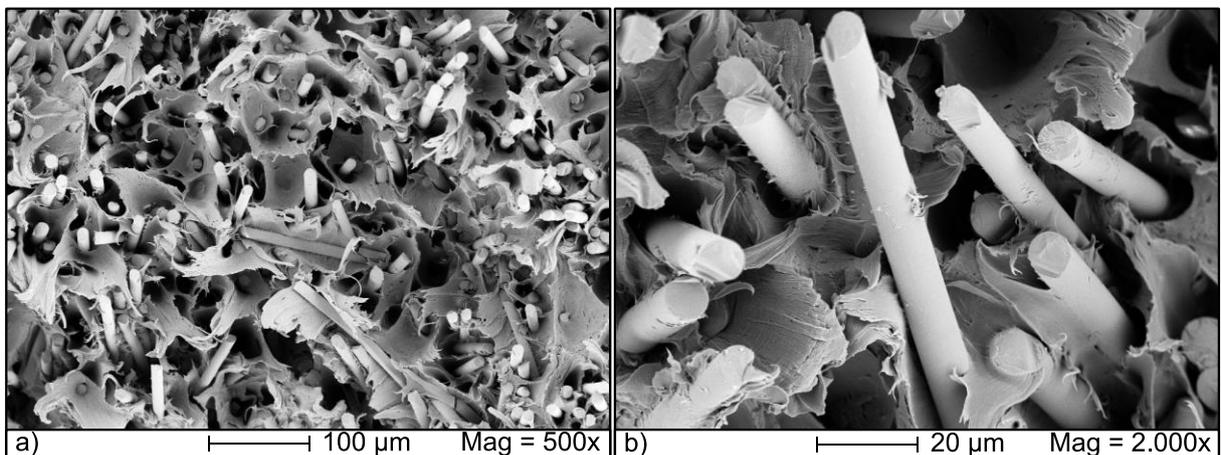
### Bruchflächenanalyse

Zur Ursachenfindung der Werkstoffdegradation werden die Bruchflächen jeder Versuchsreihe in einem Rasterelektronenmikroskop *SUPRA 40VP* von *ZEISS* untersucht. Als Referenz dient die Bruchflächenanalyse von vollständig getrocknetem Werkstoff. Abbildung 4.4a) zeigt diese bei einer 500-fachen Vergrößerung und weist auf einen verformungsarmen Sprödbbruch der Matrix hin. Dies ist an der Schollen- bzw. Rampenbildung der Bruchfläche zu erkennen. Die rechte Abbildung zeigt die 5.000-fache Vergrößerung einer Einzelfaser, welche aus der Matrix herausgezogen wurde (*pull-out*). Die umfassende Anhaftung von Matrixwerkstoff an der Faser deutet auf eine sehr gute Faser-Matrix-Haftung hin. Im oberen rechten Bildrand ist der durch einen Faser-pull-out zurückbleibende Hohlraum zu erkennen.



**Abbildung 4.4: Bruchfläche von vollständig getrocknetem PA6.6GF30; a) 500-fache Vergrößerung; b) 5.000-fache Vergrößerung**

Die Bruchfläche eines mit VE-Wasser gesättigten Probekörpers bestätigt die zuvor beschriebene Duktilitätssteigerung durch die Feuchtigkeitsaufnahme. In Abbildung 4.5a) ist dies an den großen plastischen Verformungen der Matrix und der ausgeprägten Zipfelbildung zu erkennen. Hiermit korreliert der starke Anstieg der Bruchdehnung in den Zugversuchen. Die rechte Vergrößerung zeigt eine deutliche Verschlechterung der Faser-Matrix-Haftung. Im Vergleich zum trockenen Werkstoff finden sich fast keine Matrixanhaftungen an den ausgezogenen Fasern.



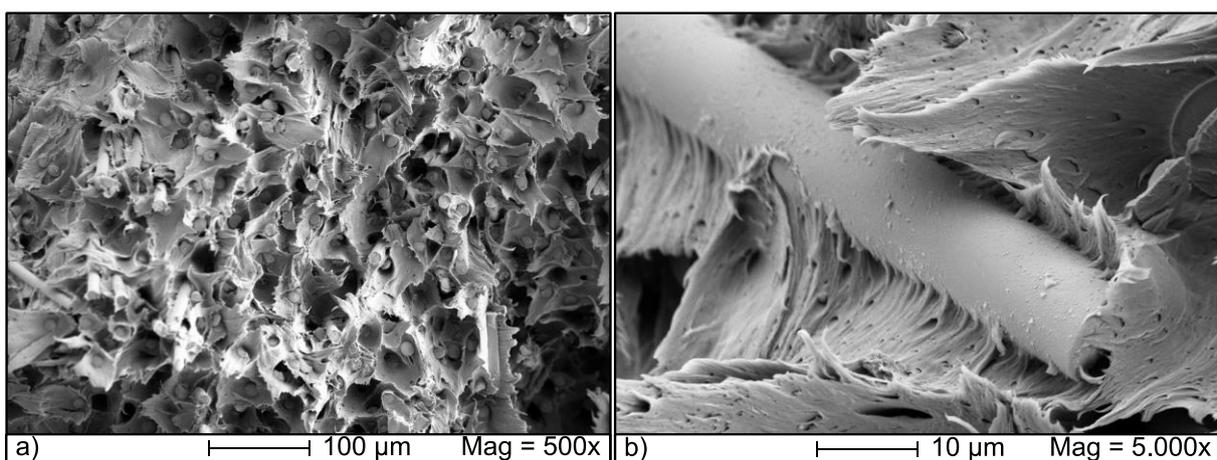
**Abbildung 4.5: Bruchfläche von ausgelagertem (>370 d in VE-Wasser) PA6.6GF30; a) 500-fache Vergrößerung; b) 2.000-fache Vergrößerung**

Die in Salzlösungen ausgelagerten Probekörper zeigen ähnliche Schadensmechanismen. Exemplarisch hierfür ist in Abbildung 4.6 die Bruchfläche eines für den Zeitraum von einem Jahr in  $\text{CaCl}_2$  ausgelagerten Probekörpers abgebildet. Die Matrix zeigt gleichermaßen eine starke Zipfelbildung und somit einen deutlichen

Anstieg der Duktilität. Die Ergebnisse der Zugversuche dieser Versuchsreihe zeigen ebenfalls eine starke Erhöhung der Bruchdehnung. Die rechte Vergrößerung lässt nur geringe Matrixanhaftungen an der Faser erkennen, womit auch hier auf eine reduzierte Faser-Matrix-Haftung geschlossen werden kann.

Die ausgesprochen hohe Zähigkeit der Matrix ist auf die hohe Feuchtigkeitsaufnahme zurückzuführen und stellt die Ursache für die drastische Reduktion der Glasübergangstemperatur dar. So findet der Zugversuch trotz Durchführung bei Raumtemperatur oberhalb der  $T_g$  statt. Ähnliche Bruchflächen zeigen sich bei Hochtemperatur-Zugversuchen ( $T = 150\text{ °C}$ ) von *Brunbauer* [187] an PA6.6GF35. Hier weist die Matrix ebenfalls eine ausgeprägte Zipfelbildung bei Temperaturen oberhalb der  $T_g$  auf. Eine Reduktion der Faser-Matrix-Haftung hingegen kann nicht festgestellt werden. Diese verzeichnet jedoch *Brodowsky* [188] in ihren Untersuchungen an Einzelfaser-Probekörpern. Hierzu wird eine einzelne Glasfaser in PA eingebettet und die mechanischen Kennwerte der Faser-Matrix-Grenzschicht an trockenen und feuchten Probekörpern bestimmt. Der konditionierte Werkstoff zeigt eine deutlich geringere Steifigkeit und Festigkeit, was auf eine Schädigung der Grenzschicht durch die Feuchtigkeitsaufnahme schließen lässt.

Grundsätzlich zeigt PA eine deutliche Steigerung der Duktilität bei Belastung oberhalb der  $T_g$ , welche wiederum mit steigendem Feuchtegehalt fällt. Darüber hinaus verschlechtert die Feuchtigkeitsaufnahme die Faser-Matrix-Haftung.



**Abbildung 4.6: Bruchfläche von ausgelagertem (>370 d in  $\text{CaCl}_2$ ) PA6.6GF30; a) 500-fache Vergrößerung; b) 5.000-fache Vergrößerung**

## 4.2 Ermüdungsprüfungen unter Fluideinfluss

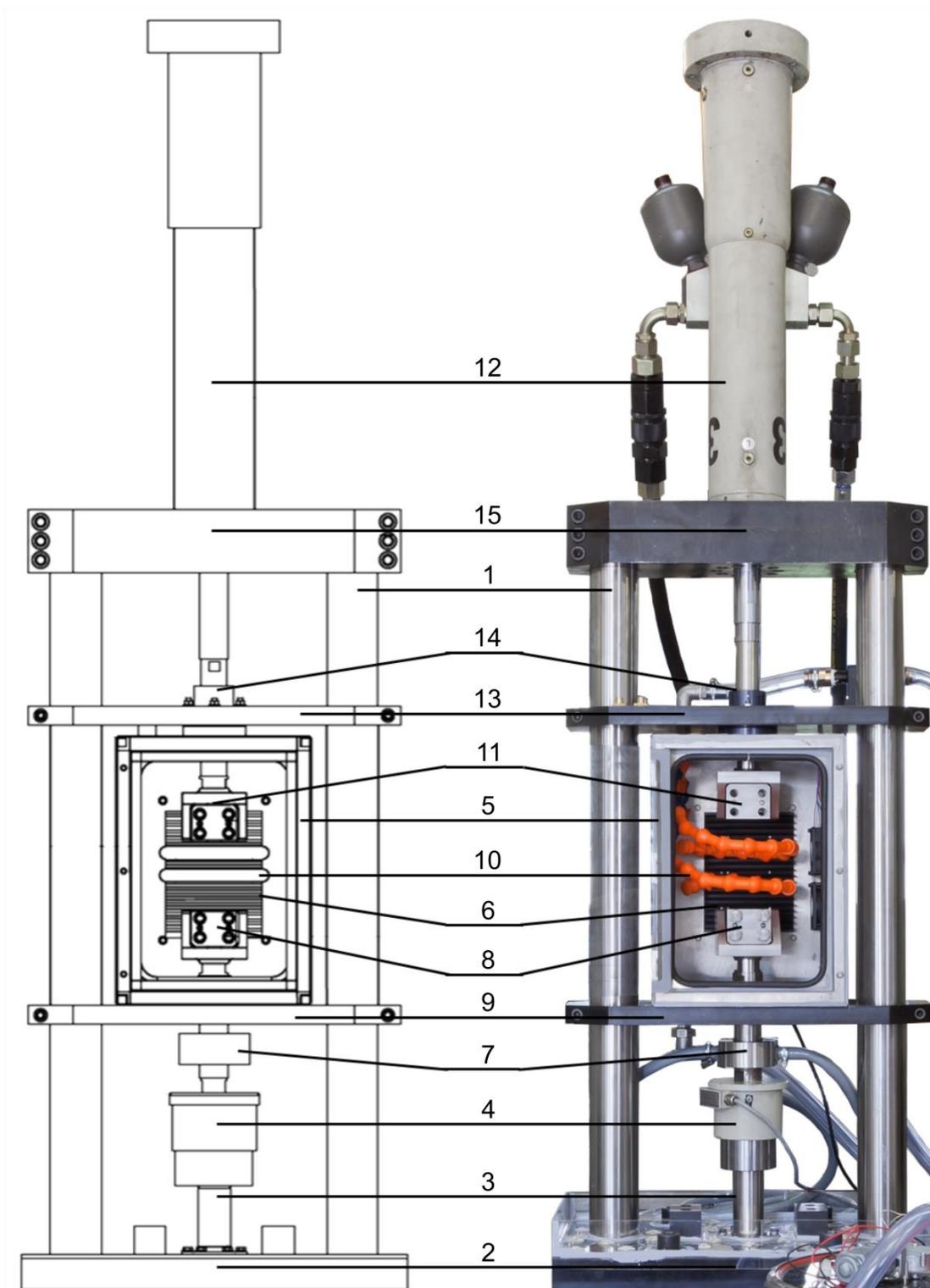
Wie in *Kapitel 2* erörtert, existieren zurzeit keine Untersuchungen bezüglich des Einflusses der oben beschriebenen Salzlösungen auf das Ermüdungsverhalten von PA6.6GF30. Um den Werkstoff einer kombinierten Prüfung – mechanische und umweltbedingte Last – zu unterziehen, ist die Konstruktion eines entsprechenden Prüfstandes notwendig. Dieser erlaubt es die Probekörper mit einer mechanischen Zug- bzw. Drucklast zu beaufschlagen und gleichzeitig mit verschiedenen Fluiden zu umspülen. Die Prüfung im Zugschwellbereich kann das Eindringen der Salzlösungen begünstigen und aufgrund der ständigen Zuglast Spannungsrisskorrosionseffekte auslösen. Vor diesen Effekten wird von Werkstoffherstellern [148] gewarnt und empfohlen den Werkstoff nicht in  $\text{CaCl}_2$  unter mechanischer Beanspruchung einzusetzen.

### Methodik der kombinierten Ermüdungsprüfung

Abbildung 4.7 zeigt im linken Teil eine Skizze und im rechten Teil die Umsetzung des entwickelten Prüfstandes. Zwei geschliffene Wellen (1) werden in einer Bodenplatte (2) verklemmt, welche wiederum mit dem Prüffeld verschraubt ist. Über ein Verbindungsstück (3) wird ein 40 kN Kraftaufnehmer (4) mit dem Boden verbunden. Zur Simulation von Trockenzyklen bis zu einer Temperatur von 80 °C verfügt die Prüfkammer (5) über eine Heizungseinheit (6).

Ein Kühladapter (7) zwischen dem unteren Spannzeug (8) und dem Kraftaufnehmer verhindert eine unzulässige Erwärmung des Kraftaufnehmers während dieser Zyklen. Die untere Traverse (9) trägt die Prüfkammer in deren Inneren eine Sprühvorrichtung (10) den Probekörper umgibt. Das obere Spannzeug (11) ist mit einem Hydraulikzylinder (12) verbunden. Dieser kann Prüfkräfte in einem Bereich von  $\pm 40$  kN aufbringen. Die Spannzeuge können alle gängigen Probekörpergeometrien unterschiedlicher Dicke der *DIN EN ISO 527 2-5* [158, 189–191] und der *DIN EN ISO 604* [162] aufnehmen. Die obere Traverse (13) trägt ein Führungslager (14), welches die ungeführte Länge des Hydraulikzylinders reduziert. Dies dient der Reduktion und Aufnahme von Querkräften, welche im Drucklastfall aufgrund der schwimmenden Lagerung des Stempels im Hydraulikzylinder auftreten können. Der Zylinder ist an einer weiteren Traverse (15) montiert, welche die obere Lagerung der beiden Wellen (1) darstellt. Das Fluidreservoir (nicht abgebildet) verfügt über eine

Temperaturregelung und ein Rührwerk, welches dazu dient, Ablagerungen in den Salzlösungen vorzubeugen.

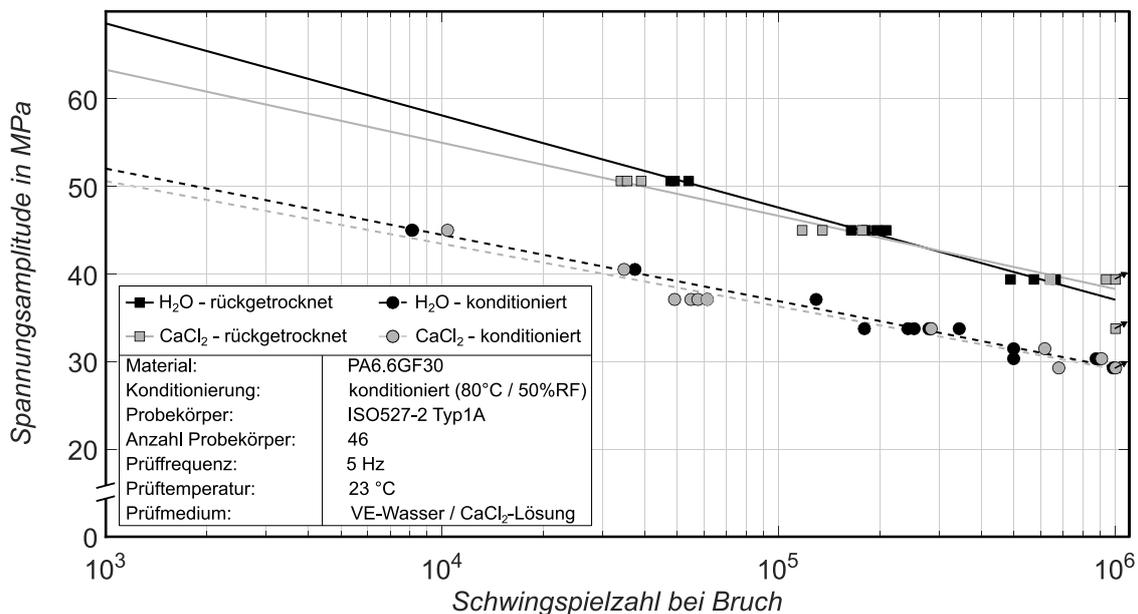


**Abbildung 4.7: Aufbau des Prüfstandes zur kombinierten Ermüdungsprüfung mit Welle (1), Bodenplatte (2), Verbindungsstück (3), Kraftaufnehmer (4), Prüfkammer (5), Heizungseinheit (6), Kühladapter (7), Spannzeug (8 / 11), Traverse (9 / 13 / 15), Sprühvorrichtung (10), Hydraulikzylinder (12), Führungslager (14)**

Die gesamte Prüfvorrichtung ist aus rostfreiem Stahl gefertigt und ist somit für eine Vielzahl unterschiedlicher Fluide geeignet. Die Dauerschwingversuche werden alle im Zugschwellbereich ( $R = 0,1$ ) und mit einer Prüffrequenz von 5 Hz durchgeführt. Als Prüfmedien kommen VE-Wasser und  $\text{CaCl}_2$ -gesättigtes VE-Wasser zum Einsatz.

### Versuchsergebnisse der Dauerschwingversuche

Zunächst werden Versuchsreihen mit zwei unterschiedlichen Konditionierungen im Medienprüfstand zyklisch getestet. Zum einen im Vakuumschrank rückgetrocknete und zum anderen einer Normkonditionierung unterzogene Probekörper. Die Versuchsergebnisse werden nach Gleichung 3.6 durch Wöhlerlinien interpoliert und sind in Abbildung 4.8 dargestellt. Bei Erreichen einer Schwingspielzahl von  $1 \cdot 10^6$  wird der Versuch angehalten und der entsprechende Probekörper als Durchläufer mit einem schräg nach oben gerichteten Pfeil gekennzeichnet. Sie werden zur Interpolation der Wöhlerfunktion nicht herangezogen.



**Abbildung 4.8: Wöhlerdiagramm von trockenem und normkonditioniertem PA6.6GF30 geprüft in VE-Wasser bzw. in  $\text{CaCl}_2$ -Lösung**

Die Vorkonditionierung stellt den größten Einfluss dar. Sie reduziert die Ermüdungsfestigkeit im Mittel um 22 %. Der Medieneinfluss fällt vergleichsweise gering aus. Betrachtet man die Versuchsreihen mit konditioniertem Werkstoff, weisen die Wöhlerlinien eine nahezu identische Steigung auf. Die in  $\text{CaCl}_2$  geprüften Probekörper zeigen eine um 3,5 % geringere Festigkeit, als die Versuchsreihe in VE-

Wasser. Die Wöhlerkurven der rückgetrockneten Probekörper hingegen besitzen unterschiedliche Steigungen. Für den in VE-Wasser geprüften Werkstoff ergibt sie sich zu 0,095 und für die Prüfungen in der  $\text{CaCl}_2$ -Lösung zu 0,12. Hierdurch kommt es zu einem Schnittpunkt bei einer Schwingspielzahl von etwa 272.000 bzw. einer Spannungsamplitude von 43 MPa.

Oberhalb dieser Spannungsamplitude ist die Ermüdungsfestigkeit der mit  $\text{CaCl}_2$  besprühten Probekörper geringer als der in VE-Wasser geprüften. Unterhalb von 43 MPa führt die Exposition des Werkstoffs mit VE-Wasser zu einer leicht höheren Degradation. Berücksichtigt man die Streuung der Versuchsergebnisse, lässt sich nur schwer ein Einfluss des Prüfmediums erkennen. Lediglich die Unterschiede aufgrund der Vorkonditionierung sind deutlich erkennbar.

Eine mögliche Erklärung der geringfügigen Unterschiede zwischen den vorkonditionierten Versuchsreihen könnte der geringere Diffusionsdruck, welcher sich aufgrund der bereits vorhandenen Teilsättigung des Werkstoffs einstellt, sein. Hierdurch und aufgrund der relativ geringen Versuchszeit bei einer Prüffrequenz von 5 Hz können nur geringe Bestandteile des jeweiligen Fluides in die Probekörper diffundieren. Daher werden in einer zweiten Versuchsreihe Probekörper in den entsprechenden Medien, in denen sie später auch geprüft werden, ausgelagert. So werden Probekörper in VE-Wasser bis zum Erreichen eines Massegehaltes von 2 %, 4 % und 5,8 % gelagert und anschließend im Medienprüfstand unter VE-Wasser zyklisch geprüft. Gleiches gilt für Probekörper ausgelagert in  $\text{CaCl}_2$  bis zu Massegehalten von 1 %, 1,4 % und 1,7 %. Diese werden im anschließenden Dauerschwingversuch mit der  $\text{CaCl}_2$ -Lösung besprüht.

Abbildung 4.9 zeigt die Ergebnisse dieser zweiten Versuchsreihe. Anhand der Wöhlerlinien kann keine erhöhte Schädigung durch die Auslagerung und die mechanische Belastung in  $\text{CaCl}_2$  festgestellt werden. Die in VE-Wasser ausgelagerten Probekörper zeigen sogar eine geringere Ermüdungsfestigkeit als die Versuchsreihen in  $\text{CaCl}_2$ . Betrachtet man die interpolierten Wöhlerparameter, fällt – unabhängig vom Medium – ein linearer Zusammenhang zwischen der Massenzunahme des Werkstoffs infolge der Vorkonditionierung und der Steigung der Wöhlerlinie auf. Die Werkstoffdegradation ist folglich nur von der Höhe der Fluidaufnahme und nicht von der Art des Fluides abhängig. Dies lässt im Rahmen der durchgeführten Untersuchungen zwei mögliche Schlussfolgerungen zu: entweder

besitzt das  $\text{CaCl}_2$  keine erhöht schädigende Wirkung auf das PA6.6GF30, oder es findet lediglich eine Diffusion der Wassermoleküle in den Werkstoff statt, wodurch die Salze keine Spannungsrissskorrosion im Probekörper verursachen können.

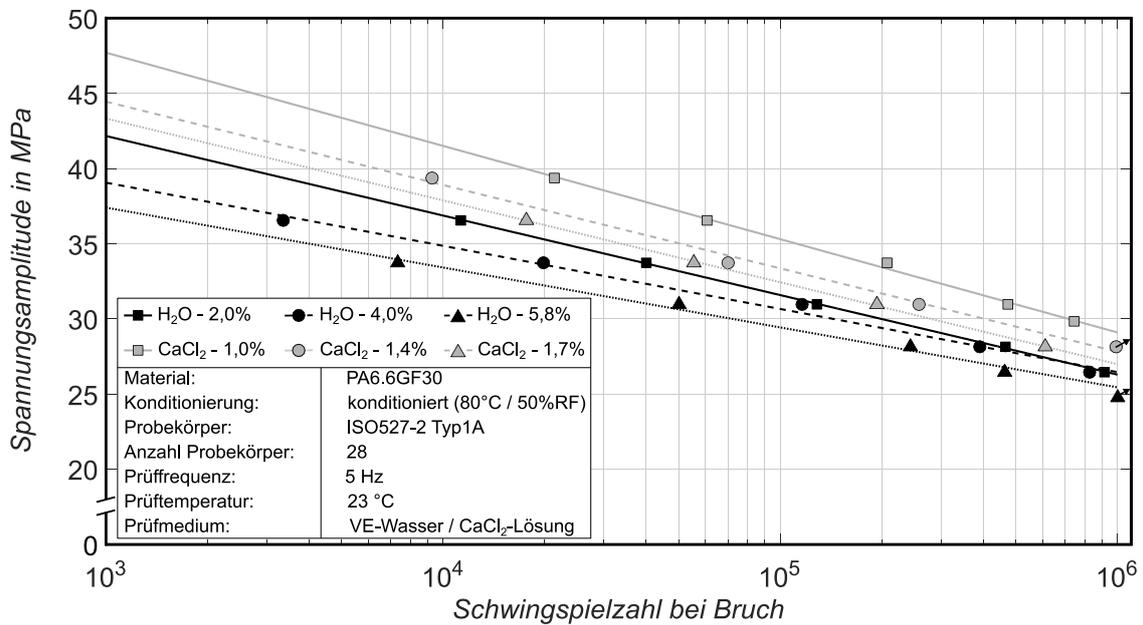


Abbildung 4.9: Wöhlerdiagramm von PA6.6GF30 in VE-Wasser bzw.  $\text{CaCl}_2$ -Lösung teilgesättigt und geprüft

### Chemische Analyse des Salzgehaltes

Zur Klärung der Fragestellung, ob die Korrosionsmedien der Calciumchlorid- bzw. Natriumchloridlösung in die ausgelagerten Probekörper diffundieren, werden verschiedene ausgelagerte Werkstoffproben an ein externes Institut zur chemischen Bestimmung des Salzgehaltes geschickt. Die Prüfungen des *Revierlabors* [192] beinhalten zunächst die gravimetrische Bestimmung der Trockenverluste bei 105 °C sowie der Glührverluste bei 815 °C. Anschließend werden die Glührückstände in Reinstwasser eluiert und die Eluate mithilfe der Ionenchromatografie (IC) auf die Chloridgehalte untersucht. Die Calcium- und Natriumgehalte werden mittels Emissionsspektrometrie mit Plasma-Anregung (ICP-OES) analysiert.

In Tabelle 8 sind die Ergebnisse der Trockenverlust- und Glührückstandsprüfungen für die verschiedenen Auslagerungszustände aufgelistet. Alle ausgelagerten Probekörper zeigen einen gegenüber dem Ausgangswerkstoff erhöhten Trockenverlust. Der Trockenverlust entspricht hierbei nicht der in Abbildung 4.1

festgestellten Massenzunahme nach einem Jahr Auslagerungszeit. Dies liegt darin begründet, dass im Zeitraum von der Entnahme aus dem Fluid bis zur Prüfung im externen Labor ein Teil des eingelagerten Fluides an die Umgebung wieder abgegeben wird. Die Glührückstände entsprechen bei allen Probekörpern etwa 30 %, was dem angegebenen Glasfaseranteil entspricht.

**Tabelle 8: Trockenverluste bei 105 °C und Glührückstände bei 815 °C von PA6.6GF30 in verschiedenen Konditionierungen**

| Probenbezeichnung            | Trockenverlust bei 105 °C | Glührückstand bei 815 °C |
|------------------------------|---------------------------|--------------------------|
| Referenz, trocken            | 0,07 %                    | 29,85 %                  |
| NaCl, 385 Tage               | 0,49 %                    | 29,31 %                  |
| CaCl <sub>2</sub> , 388 Tage | 0,46 %                    | 29,40 %                  |

Tabelle 9 führt die Ergebnisse der IC und ICP-OES auf. Die mittels IC bestimmten Chloridgehalte aller Probekörper liegen unterhalb der Nachweisgrenze des Prüfverfahrens. Auch die mithilfe der ICP-OES bestimmten Natriumgehalte befinden sich unterhalb der Nachweisgrenze. Die ausgelagerten Probekörper weisen gegenüber dem Referenzwerkstoff einen erhöhten Calciumgehalt auf. Da sich dieser auch bei der Auslagerung in NaCl erhöht, ist nicht von einer Diffusion des Calciums aus der CaCl<sub>2</sub>-Lösung in das PA6.6GF30 auszugehen. Der Nachweis von Calcium ist auf die Zusammensetzung der E-Glasfaser zurückzuführen, da es sich hierbei um alkaliarmes Calcium-Aluminium-Bor-Silikat-Glas handelt aus dem die Faser gesponnen wird [193].

**Tabelle 9: Ergebnisse der IC und ICP-OES für PA6.6GF30 in verschiedenen Konditionierungen**

| Probenbezeichnung            | Rückstände in mg/kg |         |         |
|------------------------------|---------------------|---------|---------|
|                              | Chlorid             | Calcium | Natrium |
| Referenz, trocken            | <10                 | 13      | <5      |
| NaCl, 385 Tage               | <10                 | 23      | <5      |
| CaCl <sub>2</sub> , 388 Tage | <10                 | 38      | <5      |

Die Nachweisgrenzen des ICP-OES Verfahrens zur Detektion von Calcium liegt bei 10 mg/kg. Die Bestimmung der Gehalte erfolgt an einer Materialprobe. Unter Anbetracht der Nachweisgrenze, der Anzahl durchgeführter Versuche und der nur geringen Zunahme des Calciumgehaltes durch die Auslagerung erweist sich ein Rückschluss auf die Diffusion der Salzlösung in den Werkstoff in signifikanten Mengen als schwierig.

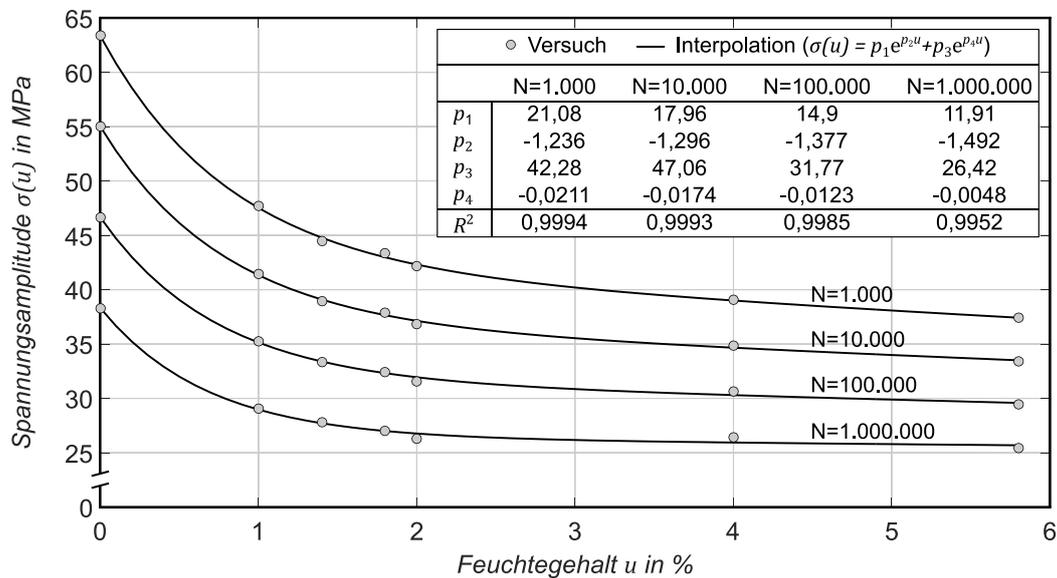
Sowohl die oben beschriebenen chemischen Analysen, als auch die im Rahmen der Bruchflächenanalyse durchgeführte energiedispersive Röntgenspektroskopie (EDX) können keine Salze im ausgelagerten Werkstoff nachweisen. Es ist daher davon auszugehen, dass lediglich die Wasserbestandteile der verschiedenen Lösungen in den Werkstoff diffundieren. Dies wird durch die Ergebnisse der Dauerschwingversuche an vorausgelagerten Probekörpern (vgl. Abbildung 4.9) bestätigt.

Ausgehend von dieser Annahme ergeben sich sieben experimentell ermittelte Wöhlerlinien unterschiedlicher Feuchtegehalte. Mit diesen kann der Einfluss der Feuchtigkeit auf die Ermüdungseigenschaften von PA6.6GF30 detailliert beschrieben werden. Aus den Parametern der verschiedenen Wöhlerlinien lassen sich Spannungsamplituden  $\sigma_A(u)$  für konstante Schwingspielzahlen berechnen. Werden diese über dem Feuchtegehalt  $u$  aufgetragen ergeben sich Linien konstanter Lebensdauer. Eine Interpolation der Stützstellen ist durch die in Gleichung 4.4 dargestellte Exponentialfunktion mit den freien Parametern  $p_1$  bis  $p_4$  möglich.

$$\sigma_A(u) = p_1 \cdot e^{p_2 \cdot u} + p_3 \cdot e^{p_4 \cdot u} \quad (4.4)$$

Die interpolierten Lebensdauerlinien und ihre Stützstellen aus den Versuchen sind in Abbildung 4.10 dargestellt. Ausgehend vom trockenen Zustand (0 %) zeigt sich ein starker Abfall der ertragbaren Spannungsamplitude bis zu einem Feuchtegehalt von 2 %. Oberhalb der 2 %-Grenze fällt die Spannungsamplitude deutlich geringer. Die ausgeprägte Abnahme im Anfangsbereich ist auf die Annäherung an die Glasübergangstemperatur zu erklären. Die DMTA-Messungen zeigen einen fließenden Übergang des Werkstoffes in den entropieelastischen Bereich (vgl. Abbildung 4.2). Mit steigendem Feuchtegehalt nähert sich die Versuchstemperatur der  $T_g$  an, bis sie bei 2 % überschritten ist. Alle Versuche höherer Feuchtegehalte finden oberhalb der  $T_g$  statt und zeigen daher einen geringeren Abfall der

Spannungsamplitude. In diesem Bereich beschränkt sich der Feuchtigkeitseinfluss auf die Schädigung des Faser-Matrix-Interfaces und wird nicht mehr von Matrixeffekten überlagert.



**Abbildung 4.10: Ertragbare Spannungsamplituden für Linien konstanter Lebensdauer in Abhängigkeit des Feuchtegehaltes von PA6.6GF30**

### 4.3 Einfluss der Oberflächenrauheit auf die Werkstoffeigenschaften

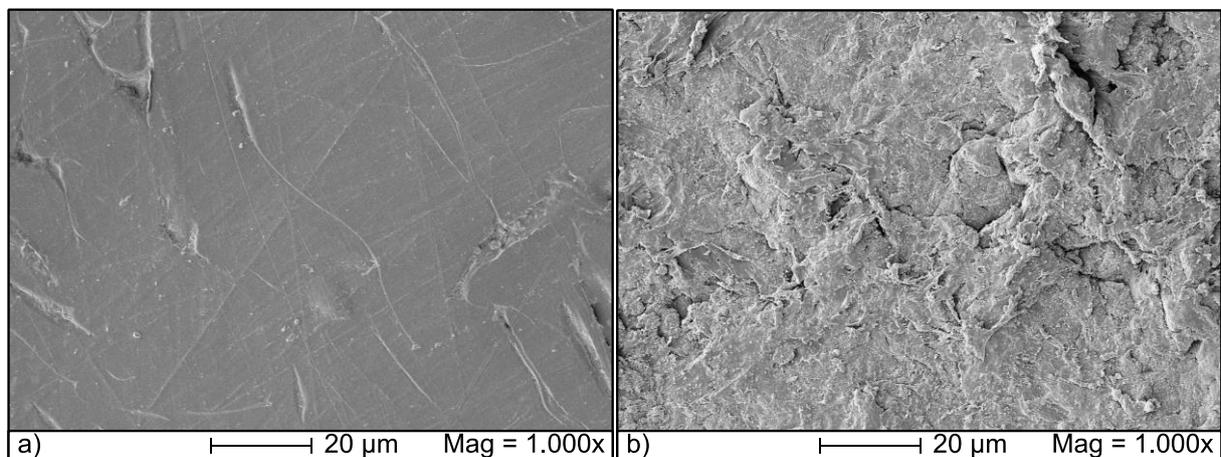
Eine weitere zusätzliche, einsatzbedingte Umweltbelastung sind kontinuierliche, abrasive Mikro-Steinschläge. Diese Abrasion kann Faserenden offenlegen und somit die Diffusion der Medien erleichtern. Hinzu kommen kann der Kerbeinfluss auf den Oberflächen aufgrund der erhöhten Rauheit. In diesem Kapitel werden zunächst quasistatische Zugversuche und anschließend nochmals alle in *Kapitel 4.2* absolvierten Dauerschwingversuche für Probekörper mit erhöhter Oberflächenrauheit durchgeführt.

#### Präparation der Probekörper

Zur Simulation der Mikro-Steinschläge werden *Typ1A* Probekörper mit 90 µm bis 120 µm großen Korund-Partikeln gleichmäßig sandgestrahlt. Zum Zeitpunkt der Oberflächenbehandlung sind alle Probekörper im Vakuumschrank getrocknet. Mittels des Weißlichtprofilometers *MicroProof* der *FRT GmbH* wird die erzielte Oberfläche

mit zwei chromatischen Sensoren unterschiedlicher Höhenmessbereiche – 300  $\mu\text{m}$  und 3 mm – berührungslos optisch vermessen. Für die unbehandelte Oberfläche ergibt sich ein arithmetischer Mittenrauhwert  $R_a$  von 0,37  $\mu\text{m}$ . Der Sandstrahlprozess erhöht diesen auf moderate 2,5  $\mu\text{m}$ . Hinsichtlich lokaler Spannungsüberhöhungen ist die gemittelte Rauhtiefe  $R_z$  aussagekräftiger, da diese Kerben an der Oberfläche besser beschreibt. Diese ergibt sich für die unbehandelten Probekörper zu 4,7  $\mu\text{m}$  und für die sandgestrahlten Oberflächen zu 17,8  $\mu\text{m}$ . Die Rauheitsangaben stellen Mittelwerte aus jeweils fünf Messungen dar.

Zur weiteren Beurteilung der entstandenen Oberflächen werden diese im REM untersucht. Abbildung 4.11a zeigt die 1.000-fache Vergrößerung eines unbehandelten Probekörpers. Sie zeigt leichte Kratzer aufgrund des Probekörperhandlings während des Fertigungsprozesses. Die rechte Vergrößerung zeigt den sandgestrahlten Probekörper mit einer deutlich erhöhten Oberflächenrauheit. Das Auftreffen der Korund-Partikel führt zu einer plastischen Verformung des oberflächennahen Werkstoffs. Es können jedoch keine offenen Faserenden gefunden werden.



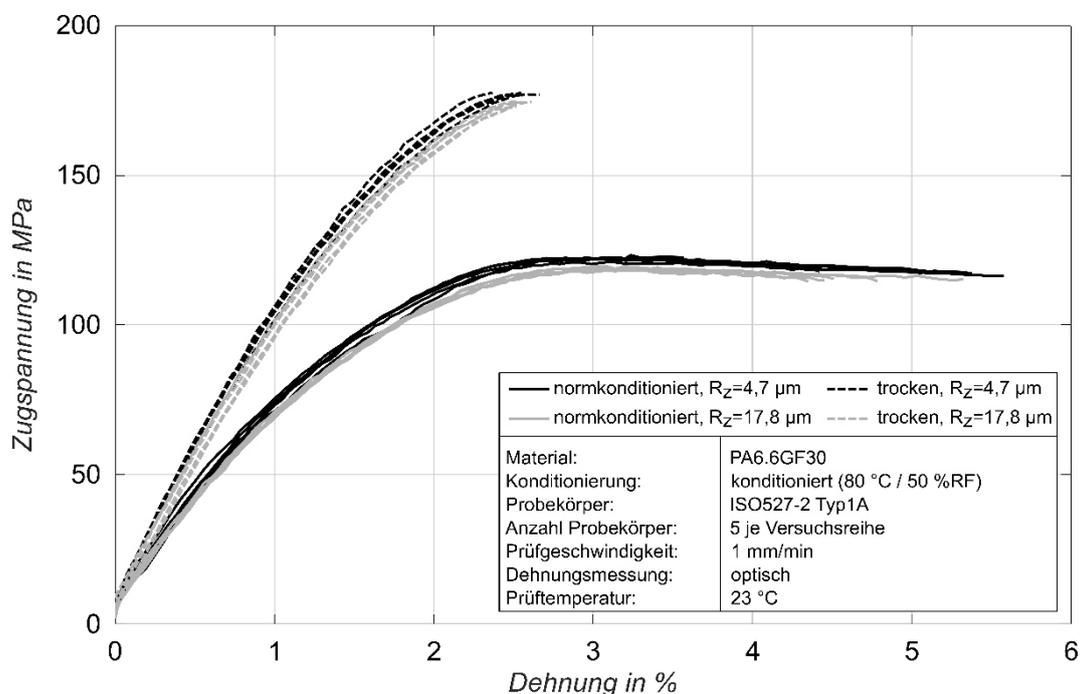
**Abbildung 4.11: REM-Aufnahme der a) unbehandelten und b) sandgestrahlten Oberfläche**

### **Einfluss auf die quasistatischen Zugkennwerte**

Zunächst wird der Einfluss der erhöhten Rauheit auf die quasistatischen Kennwerte anhand von Zugversuchen ermittelt. Diese werden analog zu den Zugversuchen in *Kapitel 4.1* an einer 10 kN Prüfmaschine mit einem  $\pm 16$  kN Kraftaufnehmer und einem Videoextensometer durchgeführt. Die Experimente finden bei Raum-

temperatur und einer Zuggeschwindigkeit von 2 mm/min statt. Die *Typ1A* Probekörper werden in den Konditionierungszuständen trocken und normkonditioniert geprüft.

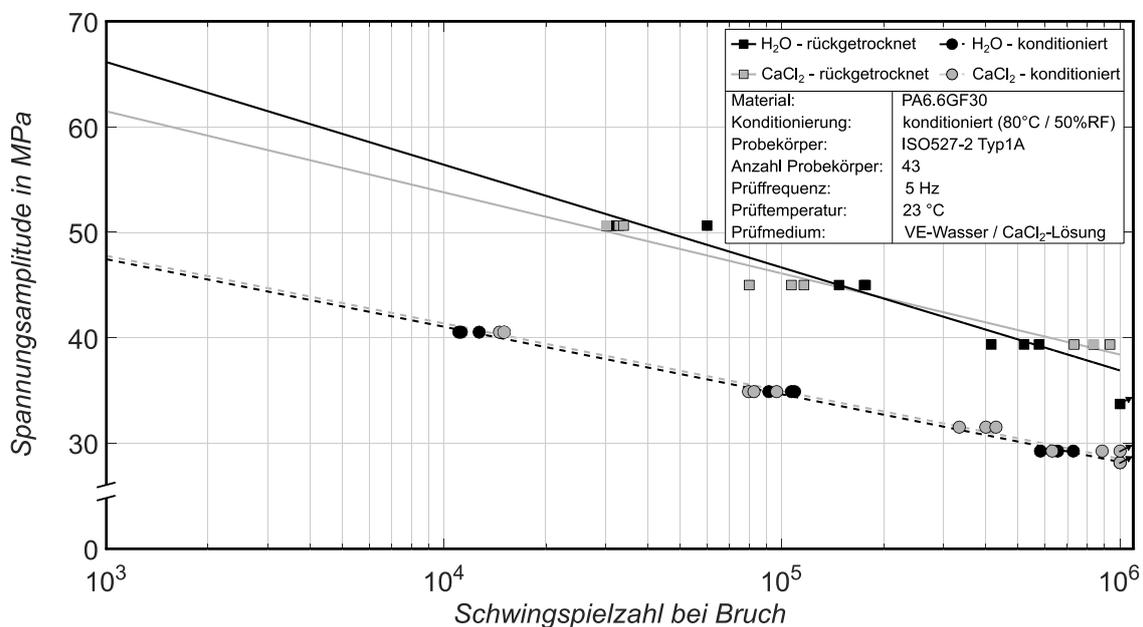
Abbildung 4.12 zeigt fünf Spannungs-Dehnungs-Kurven jeder Versuchsreihe. In beiden Konditionierungszuständen führt die erhöhte Rauheit zu einer Reduktion der mechanischen Kennwerte. Trotz der deutlich höheren Duktilität des konditionierten Werkstoffs reduziert sich dessen Zugfestigkeit um 2,9 %, wohingegen der sprödere, trockene Werkstoff nur 1,5 % an Festigkeit verliert. Die Oberflächenbehandlung führt ebenfalls zu einer Abminderung der Zugsteifigkeit: 13,3 % für den trockenen und 6,1 % für den konditionierten Werkstoff. Eine mögliche Erklärung für den allgemein niedrigen Einfluss der Rauheit auf die Werkstoffeigenschaften könnte die, unabhängig vom Konditionierungszustand, hohe Duktilität der PA6.6 Matrix sein. Hierdurch können sich lokale Spannungsüberhöhungen, hervorgerufen durch Kerben an der Oberfläche, infolge plastischen Fließens abbauen und die Kerbe wird entschärft. Ein solches frühzeitiges Werkstofffließen würde auch die ermittelte Steifigkeitsreduktion erklären.



**Abbildung 4.12: Spannungs-Dehnungs-Diagramm von PA6.6GF30 in trockenem und normkonditioniertem Zustand mit den Oberflächenrauheiten:  $R_z = 4,7\mu\text{m}$  und  $R_z = 17,8\mu\text{m}$**

### Einfluss auf die Ermüdungsfestigkeit unter Medieneinfluss

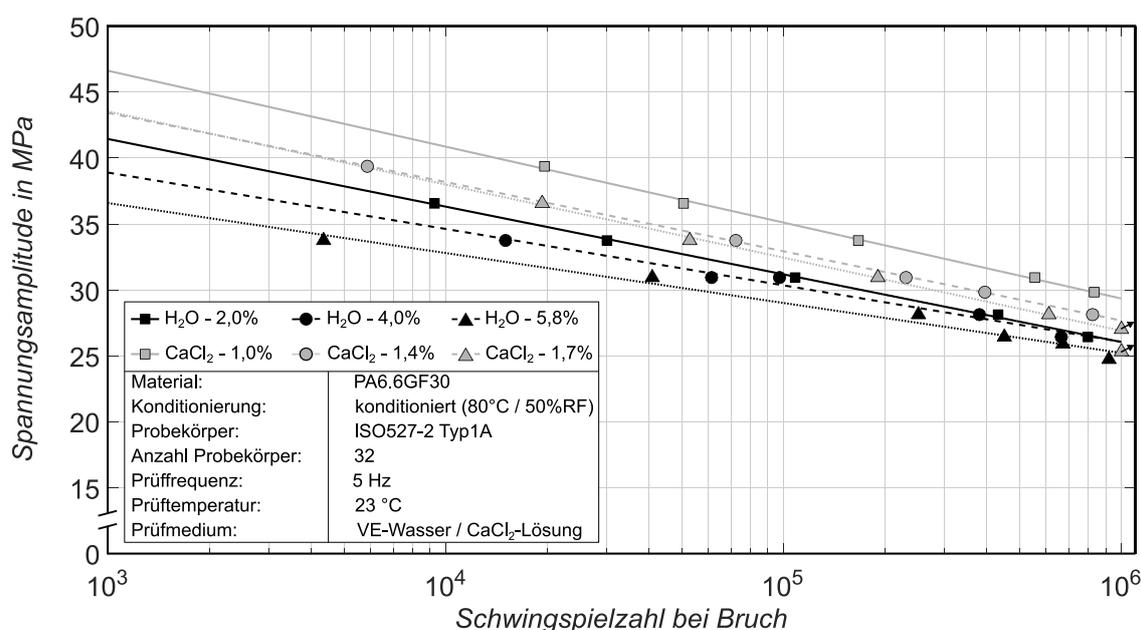
Die Dauerschwingversuche werden unter den gleichen Bedingungen durchgeführt wie die bereits in *Kapitel 4.2* beschriebenen Versuche. Es soll geprüft werden, ob die Abrasion der Oberfläche die Spannungsrisskorrosion in  $\text{CaCl}_2$  begünstigt und somit die Ermüdungsfestigkeit reduziert. Abbildung 4.13 stellt die Wöhlerlinien der trockenen und im Normklima konditionierten Probekörper geprüft in VE-Wasser und  $\text{CaCl}_2$  dar. Es zeigen sich identische Verläufe verglichen mit den Prüfungen an Probekörpern mit glatter Oberfläche. So schneidet die Kurve des in VE-Wasser geprüften, trockenen Werkstoffs die Linie der in  $\text{CaCl}_2$  geprüften trockenen Probekörper bei etwa 186.000 Schwingspielen. Die Wöhlerlinien des konditionierten Werkstoffs hingegen laufen analog zu den glatten Probekörpern parallel. Sowohl bei den quasistatischen Zugversuchen als auch bei den Dauerschwingversuchen weisen die konditionierten Probekörper eine größere Festigkeitsreduktion aufgrund der erhöhten Oberflächenrauheit auf. So sinkt die Ermüdungsfestigkeit für den konditionierten Werkstoff im Mittel um 4,7 % und für den trockenen Werkstoff um 1,4 %.



**Abbildung 4.13: Wöhlerdiagramm von trockenem und normkonditioniertem PA6.6GF30 mit erhöhter Oberflächenrauheit geprüft in VE-Wasser bzw. in  $\text{CaCl}_2$ -Lösung**

Ein ähnliches Bild zeigt sich auch für die Dauerschwingversuche der in VE-Wasser bzw.  $\text{CaCl}_2$  vorkonditionierten Probekörper. Die Ergebnisse dieser Prüfungen sind in Abbildung 4.14 dargestellt und weisen einen tendenziell ähnlichen Verlauf wie die

Probekörper mit glatter Oberfläche auf (vgl. Abbildung 4.9). So ist die Lebensdauerreduktion lediglich mit der Menge des aufgenommenen Fluides und nicht mit der Art des Auslagerungsmediums verknüpft. In dieser Versuchsreihe ist der Einfluss der Oberflächenrauheit weniger ausgeprägt. Die Reduktion der Ermüdungsfestigkeit beträgt im Mittel über alle sechs Versuchsreihen lediglich 0,9 %. Abschließend lässt sich für dieses Kapitel zusammenfassen, dass PA6.6GF30 sehr sensibel auf unterschiedliche Feuchtegehalte der Matrix reagiert. Die Feuchtaufnahme führt direkt zu einer Abnahme der Glasübergangstemperatur und somit zu einer Degradation der Werkstoffeigenschaften. Hinsichtlich der Auslagerung und zyklischen Belastung in Salzmedien können keine Beständigkeitsprobleme identifiziert werden, es sind keine Bestandteile der Salzlösungen im Werkstoff nachzuweisen. Dies lässt den Schluss zu, dass lediglich die Wasserbestandteile in das PA6.6GF30 diffundieren. In den zyklischen Versuchen an vorausgelagerten Probekörpern wird diese Theorie bestätigt, da die Reduktion der Lebensdauer lediglich von der aufgenommenen Fluidmenge und nicht von der Art des Fluides abhängt. Aufgrund der hohen Duktilität der PA6.6 Matrix zeigt sich der Werkstoff sowohl in quasistatischen, als auch zyklischen Versuchen unempfindlich gegenüber einer leicht erhöhten Oberflächenrauheit, wie sie durch eine fortwährende Abrasion durch Mikro-Steinschläge im Betrieb verursacht werden kann.



**Abbildung 4.14: Wöhlerdiagramm von PA6.6GF30 mit erhöhter Oberflächenrauheit in VE-Wasser bzw. CaCl<sub>2</sub>-Lösung vorkonditioniert und geprüft**



## 5 Numerische Abbildung des Werkstoffverhaltens

Die numerische Beschreibung des Werkstoffverhaltens des hier untersuchten PA6.6GF30 umfasst sowohl die Werkstoffmodellierung zur Abbildung der nichtlinearen Anisotropie als auch die Entwicklung eines Berechnungsalgorithmus zur Darstellung des Ermüdungsverhaltens. Zur Simulation wird der Löser *ANSYS Mechanical APDL* [194] in der Version 17.0 verwendet.

### 5.1 Werkstoffmodell

Zur Abbildung der lokal sehr unterschiedlichen Werkstoffeigenschaften wird ein Ansatz auf der Meso-Skala verwendet. Wie in *Kapitel 3.1* beschrieben bietet die  $\mu$ CT-Software die Möglichkeit ein FE-Netz zu importieren, den Faserorientierungstensor jedes Elementes zu berechnen und anschließend zu exportieren. Aus dem Orientierungstensor ergeben sich nach der Hauptachsentransformation die Eigenvektoren  $\mathbf{a}$  und die Eigenwerte  $\lambda_i$ . Die Eigenvektoren werden zur Definition der Vorzugsrichtungen im FE-Löser eingesetzt. Anhand der Eigenwerte kann der Orientierungsgrad berücksichtigt werden.

Der Löser *ANSYS* bietet die Möglichkeit, das Koordinatensystem jedes FE-Elementes individuell anzupassen. Somit kann die Vorzugsrichtung des Werkstoffs durch ein Drehen des Elementkoordinatensystems in Richtung der Eigenvektoren abgebildet werden. Die Eigenwerte werden in der darauffolgenden Werkstoffdefinition berücksichtigt. Für diese Portierung der Orientierungsinformation in den Löser wird ein eigens entwickeltes Programm basierend auf der Programmiersprache *Fortran 90* benötigt. Dieses liest zunächst die Orientierungsinformationen des  $\mu$ CT ein und führt basierend auf dem *Jacobi*-Verfahren [195] eine Hauptachsentransformation durch. Anschließend wird ein Skript in der *ANSYS*-spezifischen Programmiersprache *APDL* erzeugt, welches die einzelnen Elementkoordinatensysteme entlang der Eigenvektoren ausrichtet. Die berechneten Eigenwerte werden in einer Textdatei zur weiteren Verarbeitung im Löser abgespeichert.

Zur Abbildung der nichtlinearen Anisotropie des PA6.6GF30 wird ein Werkstoffmodell für eine nichtlineare isotrope Verfestigung mit einem anisotropen *Hill*-Fließkriterium kombiniert. Das nichtlineare Modell folgt der Exponentialfunktion nach *Voce* [196] in

Gleichung 5.1. Darin sind  $\sigma_Y$  die Fließspannung,  $\sigma_0$  der Fließbeginn des Werkstoffes,  $R_0$  der lineare Koeffizient,  $R_\infty$  der exponentielle Koeffizient und  $b$  der exponentielle Sättigungsparameter.

$$\sigma_Y = \sigma_0 + R_0 \cdot \hat{\varepsilon}^{pl} + R_\infty \cdot \left(1 - e^{-b \cdot \hat{\varepsilon}^{pl}}\right) \quad (5.1)$$

Das anisotrope *Hill*-Fließkriterium wurde bereits im *Stand der Forschung* in Gleichung 2.2 aufgeführt. Die dort beschriebenen Parameter  $F$ ,  $G$ ,  $H$ ,  $L$ ,  $M$  und  $N$ , welche den Fließkörper des Werkstoffs beschreiben, sind Funktionen der Fließspannungsverhältnisse  $R_{ii}$ . Die Gleichungen 5.2 – 5.4 beschreiben die Parameter der Hauptrichtungen und die Gleichungen 5.5 – 5.7 die Parameter der Schubebenen.

$$F = \frac{1}{2} \cdot \left( \frac{1}{R_{11}^2} + \frac{1}{R_{33}^2} - \frac{1}{R_{11}^2} \right) \quad (5.2)$$

$$G = \frac{1}{2} \cdot \left( \frac{1}{R_{33}^2} + \frac{1}{R_{11}^2} - \frac{1}{R_{22}^2} \right) \quad (5.3)$$

$$H = \frac{1}{2} \cdot \left( \frac{1}{R_{11}^2} + \frac{1}{R_{22}^2} - \frac{1}{R_{33}^2} \right) \quad (5.4)$$

$$L = \frac{3}{2} \cdot \left( \frac{1}{R_{23}^2} \right) \quad (5.5)$$

$$M = \frac{3}{2} \cdot \left( \frac{1}{R_{13}^2} \right) \quad (5.6)$$

$$N = \frac{3}{2} \cdot \left( \frac{1}{R_{12}^2} \right) \quad (5.7)$$

Die Fließspannungsverhältnisse wiederum hängen von der isotropen Fließspannung  $\sigma_Y$  und den richtungsabhängigen Fließspannungen  $\sigma_{ii}^Y$  ab. Die Spannungsrichtungen orientieren sich an den Elementkoordinatensystemen, welche wie zuvor beschrieben

an den im  $\mu$ CT gemessenen Eigenvektoren ausgerichtet werden. Die Gleichungen 5.8 – 5.13 geben die Formulierungen der Fließspannungsverhältnisse an.

$$R_{11} = \frac{\sigma_{11}^y}{\sigma_y} \quad (5.8)$$

$$R_{22} = \frac{\sigma_{22}^y}{\sigma_y} \quad (5.9)$$

$$R_{33} = \frac{\sigma_{33}^y}{\sigma_y} \quad (5.10)$$

$$R_{12} = \sqrt{3} \cdot \frac{\sigma_{12}^y}{\sigma_y} \quad (5.11)$$

$$R_{23} = \sqrt{3} \cdot \frac{\sigma_{23}^y}{\sigma_y} \quad (5.12)$$

$$R_{13} = \sqrt{3} \cdot \frac{\sigma_{13}^y}{\sigma_y} \quad (5.13)$$

Der E-Modul  $E_{0,\text{lin}}$  und die Poissonzahl  $\nu_{xy}$  beschreiben den linearen, isotropen Anfangsbereich. Zur Beschreibung der Nichtlinearität nach *Voce* werden 4 Parameter benötigt. Das *Hill*-Fließkriterium wird über die 6 verschiedenen Fließspannungsverhältnisse  $R_{ii}$  definiert. Zur vollständigen Definition des kombinierten Werkstoffmodells sind demnach 12 Parameter notwendig.

In der Simulation soll das Spannungs-Dehnungs-Verhalten abhängig vom Anisotropiegrad des jeweiligen Elementes sein. Aus den in *Kapitel 3.2* durchgeführten Zugversuchen erhält man jedoch lediglich die Spannungs-Dehnungs-Kurve für zwei Orientierungsgrade (vgl. *Abbildung 3.2*). Um auf die Spannungs-Dehnungs-Kurven für die weiteren Orientierungsgrade schließen zu können, wird ein Rekonstruktionsansatz auf Basis einer Mischungsregel entwickelt. Daraus soll eine Spannungs-Dehnungs-Kurve ermittelt werden, welche einer hundertprozentigen Faser-

orientierung – quasi einer unidirektionalen Orientierung – senkrecht bzw. parallel zur Zugrichtung entspricht. Auf Basis dieser Kurve werden die übrigen Verläufe geringerer Orientierungsgrade hergeleitet. Experimentell ist eine solche Herleitung nicht möglich, da bedingt durch den Spritzgussprozess keine unidirektionalen Probekörper hergestellt werden können.

Es wird postuliert, dass sich die gemessene Spannungsantwort des Zugversuches eines *Typ1BA* Probekörpers nach Abbildung 3.3  $\sigma(\varepsilon)_{\text{Versuch}}$  aus den Steifigkeiten rekonstruierter, unidirektionaler Schichten mit einer  $0^\circ$  und  $90^\circ$  zur Zugrichtung orientierten Faserorientierung  $\sigma(\varepsilon)_{\text{Rekonstr}}$  und ihren jeweiligen Anteilen des Orientierungstensors  $a_{ii}$  zusammensetzt. Dieser Zusammenhang ist in den Gleichungen 5.14 und 5.15 dargestellt.

$$\sigma(\varepsilon)_{90^\circ, \text{Versuch}} = (a_{90^\circ, xx} + a_{90^\circ, zz}) \cdot \sigma(\varepsilon)_{90^\circ, \text{Rekonstr}} + a_{90^\circ, yy} \cdot \sigma(\varepsilon)_{0^\circ, \text{Rekonstr}} \quad (5.14)$$

$$\sigma(\varepsilon)_{0^\circ, \text{Versuch}} = (a_{0^\circ, yy} + a_{0^\circ, zz}) \cdot \sigma(\varepsilon)_{90^\circ, \text{Rekonstr}} + a_{0^\circ, xx} \cdot \sigma(\varepsilon)_{0^\circ, \text{Rekonstr}} \quad (5.15)$$

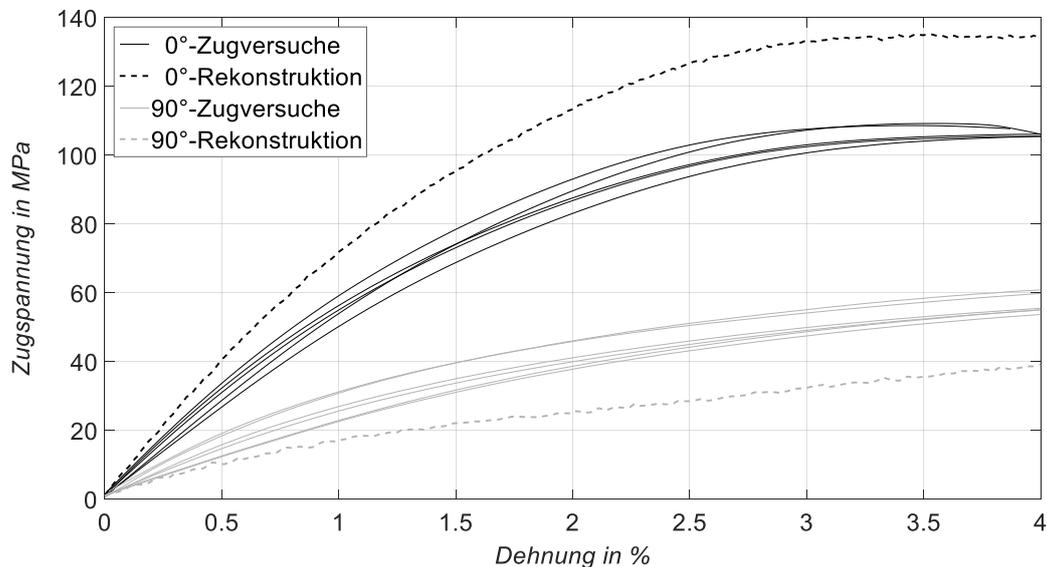
Die Faseranteile der jeweiligen Raumrichtungen  $a_{ii}$  sind aus den  $\mu\text{CT}$ -Untersuchungen und den daraus bestimmten Faserorientierungstensen  $\bar{A}$  bekannt. Somit enthalten die zwei Gleichungen noch zwei unbekannte Größen, die Spannungs-Dehnungs-Kurven der unidirektionalen Schichten. Diese können den Gleichungen 5.16 und 5.17 folgend berechnet werden.

$$\sigma(\varepsilon)_{90^\circ, \text{Rekonstr}} = \frac{\sigma(\varepsilon)_{90^\circ, \text{Versuch}} \cdot a_{0^\circ, xx} - \sigma(\varepsilon)_{0^\circ, \text{Versuch}} \cdot a_{90^\circ, yy}}{a_{0^\circ, xx} \cdot (a_{90^\circ, xx} + a_{90^\circ, zz}) - a_{90^\circ, yy} \cdot (a_{0^\circ, yy} + a_{0^\circ, zz})} \quad (5.16)$$

$$\sigma(\varepsilon)_{0^\circ, \text{Rekonstr}} = \frac{\sigma(\varepsilon)_{0^\circ, \text{Versuch}} - (a_{0^\circ, yy} + a_{0^\circ, zz}) \cdot \sigma(\varepsilon)_{90^\circ, \text{Rekonstr}}}{a_{0^\circ, xx}} \quad (5.17)$$

Die Ergebnisse der rekonstruierten, unidirektionalen Einzelschichten sind in Abbildung 5.1 in Form von Spannungs-Dehnungs-Kurven dargestellt. Ebenfalls gezeigt sind die Spannungs-Dehnungs-Kurven der in *Kapitel 3.2* durchgeführten Zugversuche an  $0^\circ$  und  $90^\circ$  zur Spritzgussrichtung orientierten *Typ1BA* Probekörper. Die gestrichelten Kurven zeigen die Ergebnisse der Rückrechnung auf eine unidirektionale Orientierung. Die  $0^\circ$ -Spannungs-Dehnungs-Kurve liegt oberhalb der

Versuchskurven, da im realen Versuch nur etwa 70 % der Fasern parallel zur Zugrichtung orientiert sind. Entsprechend unterhalb der Versuchskurven liegt die rekonstruierte 90°-Kurve.

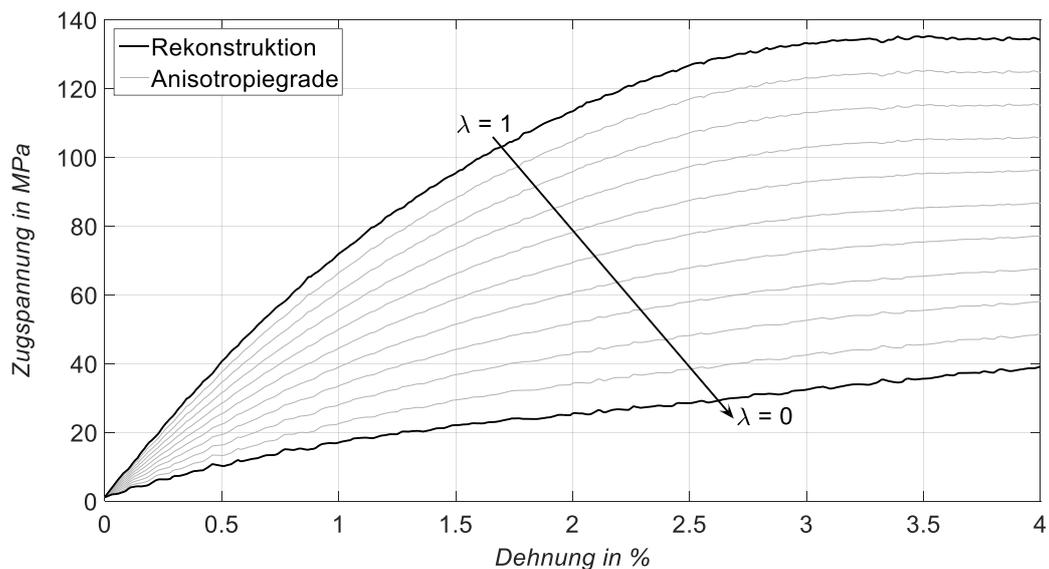


**Abbildung 5.1: Spannungs-Dehnungs-Diagramm von 0°- und 90°-Zugversuchen an PA6.6GGF30 und der rekonstruierten, unidirektionalen Zugkurven**

Mit Hilfe dieser rekonstruierten Spannungs-Dehnungs-Kurven können weitere Zugkurven für beliebige Orientierungsgrade  $\lambda$  generiert werden. Durch den Spritzgussprozess liegen lokal sehr unterschiedliche Orientierungsgrade vor, weshalb eine solche Differenzierung zur korrekten Spannungsbeschreibung in der Komponente notwendig ist. Die Berechnung der Zugkurven folgt dabei der in Gleichung 5.18 beschriebenen Mischungsregel. Zur Bestimmung der Werkstoffparameter wird die Software *Matlab R2015b* [197] mit dem FE-Löser verknüpft. Über einen internen *Matlab*-Optimierer wird das Modell eines Einheitswürfels in *ANSYS* aufgerufen und berechnet. Die Modellparameter des FE-Modells werden automatisch angepasst, bis eine tolerierte Abweichung der berechneten und vorgegebenen Spannungs-Dehnungs-Kurve unterschritten ist. So ist ein automatisches Kalibrieren des *ANSYS*-Werkstoffmodells möglich, wodurch effizient eine hohe Ergebnisqualität erreicht werden kann.

$$\sigma(\varepsilon)_\lambda = \lambda \cdot \sigma(\varepsilon)_{0^\circ, \text{Rekonstr}} + (1 - \lambda) \cdot \sigma(\varepsilon)_{90^\circ, \text{Rekonstr}} \quad (5.18)$$

In Abbildung 5.2 sind die rekonstruierten unidirektionalen Zugkurven sowie die daraus abgeleiteten Kurven verschiedener Orientierungsgrade dargestellt. Zur Modellierung des PA6.6GF30 werden die Eigenwerte in Gruppen von 0,1-Schritten eingeteilt. Durch die Rekonstruktion der unidirektionalen Zugkurven, der Kombination der vorgestellten Werkstoffmodelle in ANSYS und der Kenntnis der Eigenwerte und Eigenvektoren ist es möglich, jedem FE-Element seine individuelle nichtlineare anisotrope Steifigkeit zuzuordnen.



**Abbildung 5.2: Spannungs-Dehnungs-Kurve der rekonstruierten unidirektionalen PA6.6GF30 Schicht und der daraus abgeleiteten Kurven verschiedener Orientierungsgrade  $\lambda$**

Der gesamte Ablauf der Werkstoffmodellierung ist zur Verdeutlichung in Abbildung 5.3 zusammengefasst. Die linke Seite zeigt eine vereinfachte Darstellung zweidimensionaler FE-Elemente mit unterschiedlichen Faserorientierungen. Diese werden über graue Ellipsen abgebildet. Die angedeuteten Spannungs-Dehnungs-Diagramme beschreiben die hinterlegten Werkstoffeigenschaften entlang der Richtungen der Elementkoordinatensysteme, welche wiederum in den Elementen gezeigt sind. Im Fall I ist ein linear isotroper Werkstoff gezeigt und bildet den Ausgangspunkt der Werkstoffmodellierung. Mithilfe des  $\mu$ CT-Scans des Werkstoffs wird der Orientierungstensor  $A_{ij}$  jedes Elementes bestimmt. Die Tensoren werden an ein *Fortran*-Programm übermittelt, das durch eine Hauptachsentransformation die Eigenvektoren  $\mathbf{a}$  und Eigenwerte  $\lambda_i$  berechnet. Das *Fortran*-Programm gibt ein *APDL*-Skript aus, welches die Elementkoordinatensysteme entlang der Eigenvektoren ausrichtet. Dieser Modellierungszustand ist in der Darstellung II zu sehen.

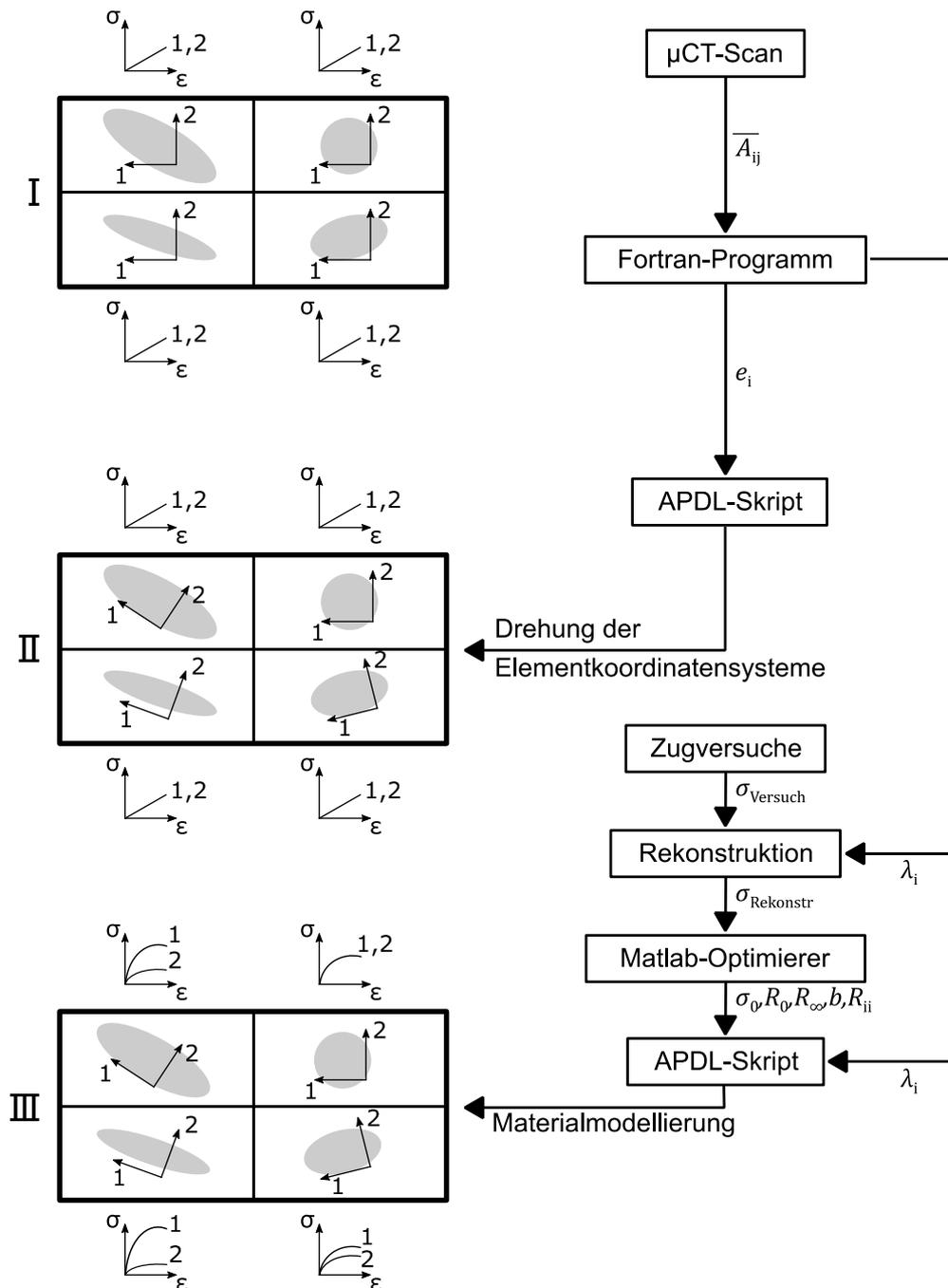


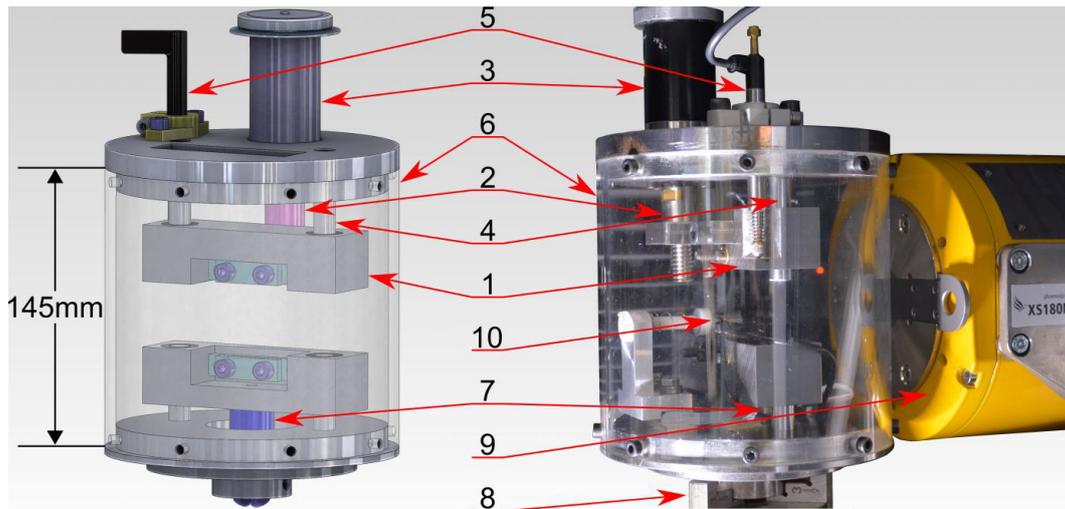
Abbildung 5.3: Ablaufdiagramm der Werkstoffmodellierung von PA6.6GF30 in ANSYS

Die Spannungs-Dehnungs-Kurven aus den durchgeführten Zugversuchen  $\sigma_{\text{Versuch}}$  werden mittels der bereits beschriebenen Rekonstruktionstechnik zu Kurven für unterschiedliche Orientierungsgrade  $\sigma_{\text{Rekonstr}}$  umgerechnet. Ein mit dem FE-Löser verknüpfter *Matlab*-Optimierer kalibriert das *Voce*- und *Hill*-Werkstoffmodell. Die optimierten Werkstoffparameter  $\sigma_0, R_0, R_\infty, b, R_{ii}$  werden in ein *APDL*-Skript, welches das Berechnungsmodell aufbaut, eingelesen. Entsprechend der Eigenwerte werden den Raumrichtungen die Werkstoffparameter zugeordnet. Darstellung III zeigt das

Ergebnis der Modellierungstechnik. Die Elementkoordinatensysteme sind entlang der Hauptachsen der im  $\mu$ CT gemessenen Orientierungs-Ellipsen ausgerichtet. Jedes Element besitzt abhängig vom Orientierungsgrad – zu erkennen an der Länge der jeweiligen Ellipsenhauptachse – unterschiedliche nichtlineare Werkstoffeigenschaften.

## 5.2 Validierung des Werkstoffmodells

Die Validierung des kalibrierten Werkstoffmodells erfolgt an einem in-situ-Zugversuch im  $\mu$ CT. Hierzu wird eine spezielle Zugvorrichtung entwickelt und gefertigt. Die Besonderheit einer solchen Prüfvorrichtung liegt darin, dass im Scanbereich des  $\mu$ CT keine metallischen Werkstoffe auftreten dürfen, da Röntgenstrahlen am Metall aufhärten und die gesamte Aufnahme überstrahlen. Hierdurch wäre die Messung eines Kunststoffprobekörpers nicht möglich. Der Aufbau der Vorrichtung ist in Abbildung 5.4 dargestellt. Die linke Abbildung zeigt das CAD-Modell der Vorrichtung. Die Herausforderung der Konstruktion stellt der geringe Bauraum im  $\mu$ CT dar. Die Lasteinleitung erfolgt über das obere Spannzeug (1), welches über einen selbsthemmenden Spindeltrieb (2) mit einer angeflanschten Elektromotor-Getriebe-Einheit (3) angetrieben wird. Die Spannbacken sind über Linearführungen (4) gelagert, welche auch zur Aufnahme von im Probekörper unerwünschten Querkräften vorgesehen sind. Zur Wegmessung ist am oberen Spannzeug ein Linearpotentiometer (5) angebracht. Der Kraftfluss erfolgt aus oben genanntem Grund über einen Plexiglaszylinder (6), welcher das obere und untere Spannzeug verbindet. Am unteren Spannzeug ist ein Kraftsensor (7) mit einem Messbereich von  $\pm 2$  kN angebracht. Die rechte Abbildung zeigt den Einbau der Vorrichtung im  $\mu$ CT. Es ist der CNC-gesteuerte Drehteller (8) zur Aufnahme der Prüfvorrichtung und die Röntgenquelle (9) im rechten Bildrand zu sehen. Zur akustischen Detektion von Schädigungsmechanismen ist zusätzlich ein hochempfindliches Mikrofon (10) an den Probekörper appliziert. Die Spannzeuge können Probekörper unterschiedlicher Geometrie aufnehmen und eine maximale Zug- bzw. Drucklast von 2 kN aufbringen. Aufgrund des Durchmessers des Plexiglaszylinders ist die Auflösung des  $\mu$ CT-Scans auf minimal 10  $\mu$ m beschränkt, da die Röntgenquelle nicht näher an den Probekörper herangefahren werden kann.

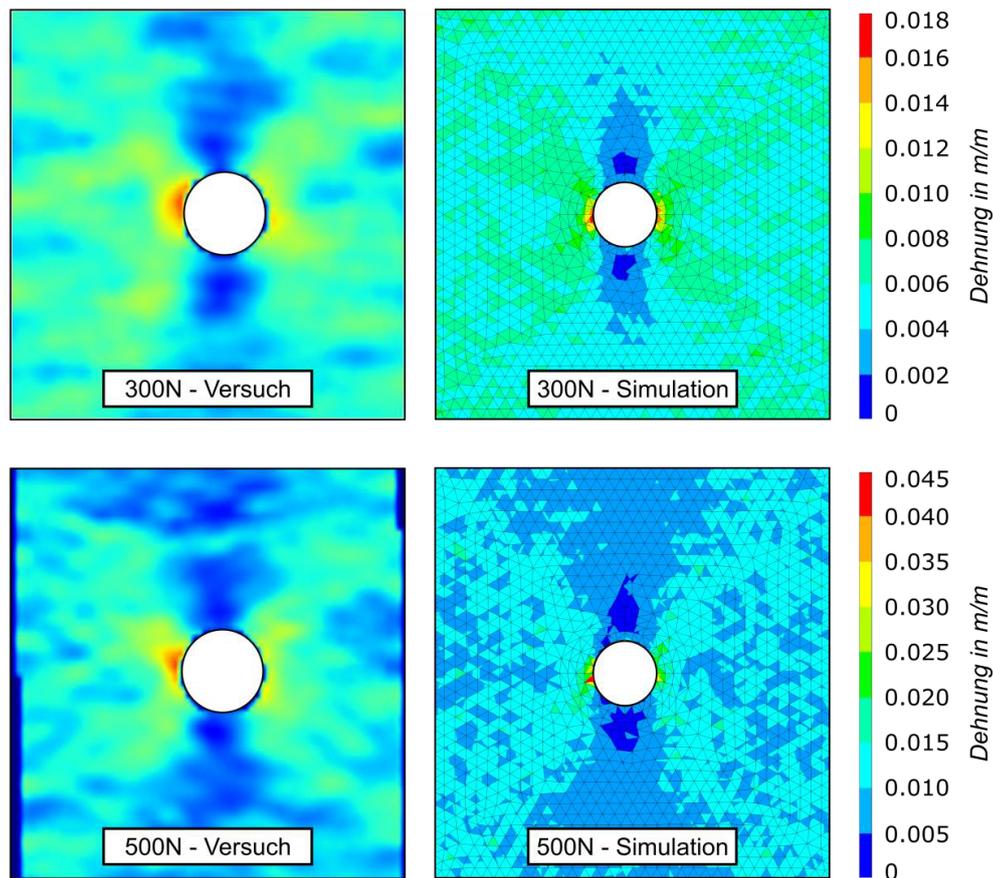


**Abbildung 5.4:** in-situ-Prüfvorrichtung; links: CAD-Modell; rechts: Einbau im  $\mu$ CT

Geprüft wird ein gelochter Probekörper mit einer Breite von 5,0 mm und einer Dicke von 2,1 mm. Der Versuch wird an einem gelochten Probekörper durchgeführt, da Mikroschädigungen identifiziert werden sollen. Mithilfe der Bohrung kann der Bereich der Schadensinitiierung lokal eingeschränkt werden, was eine spätere Auswertung vereinfacht. Die Bohrung wird mittig in der freien Länge positioniert und besitzt in Anlehnung an die *ASTM D5766* [198] – welche ein Verhältnis von Probekörperbreite zu Bohrungsdurchmesser von 6 vorschreibt – einen Durchmesser von 0,8 mm. Da es sich um konditionierten Werkstoff handelt und ein  $\mu$ CT-Scan eine Dauer von etwa zwei Stunden besitzt, kommt es zu einer Beeinflussung der Messwerte durch Kriechinflüsse. Zusätzlich wird der Probekörper durch die Röntgenstrahlen erwärmt, wodurch das Fließen des Werkstoffs begünstigt wird und es zur Ausdehnung des Probekörpers kommt. Zur Minimierung dieser Einflüsse, wird der Probekörper parallel zur Spritzgussrichtung entnommen, um einen möglichst hohen Faseranteil in Zugrichtung und damit eine geringere Kriechneigung und Wärmeausdehnung zu erreichen.

Zunächst wird ein Referenzscan im unbelasteten Zustand durchgeführt. Anschließend wird eine Last von 300 N aufgebracht und der Probekörper tomographiert. Nachfolgend wird die Last auf 500 N erhöht und der Probekörper erneut gescannt. Der  $\mu$ CT-Scan unter Zuglast erlaubt die Auswertung der Dehnung mithilfe der digitalen Bildkorrelation. So stellt die Kurzfaserverstärkung das notwendige stochastische Muster zur Berechnung der Verschiebung der einzelnen Facetten dar. Analog zur Messung der Oberflächendehnung mit dem *Aramis4M-*

System können die Verschiebungen und somit die Dehnungen bezogen auf den unbelasteten Ausgangszustand analysiert werden. Im Gegensatz zur Oberflächenmessung kann jedoch durch die Computertomographie die Dehnung in den verschiedenen Schnittebenen berechnet und somit eine dreidimensionale Auswertung des gesamten Messvolumens durchgeführt werden.



**Abbildung 5.5: Dehnungsplot eines gelochten PA6.6GF30 Probekörpers mit einer 0°-Faserorientierung**

Abbildung 5.5 zeigt exemplarisch einen Vergleich der Versuchs- und Simulationsergebnisse. Dargestellt ist die Dehnung einer Schnittebene, welche 1,045 mm von der Oberfläche entfernt ist. Die obere Bildreihe illustriert die Dehnung bei einer Last von 300 N, die untere Bildreihe bei einer Last von 500 N. Der Abbildung ist zu entnehmen, dass die Abweichungen zwischen Versuch und Simulation sehr gering sind und das Werkstoffmodell das Werkstoffverhalten gut abbildet. In beiden Fällen liefert die Simulation jedoch geringere Dehnungswerte als der Versuch. Dies hängt mit den bereits genannten Fehlerquellen – Werkstoffkriechen und Probekörpererwärmung – des in-situ-Zugversuchs zusammen.

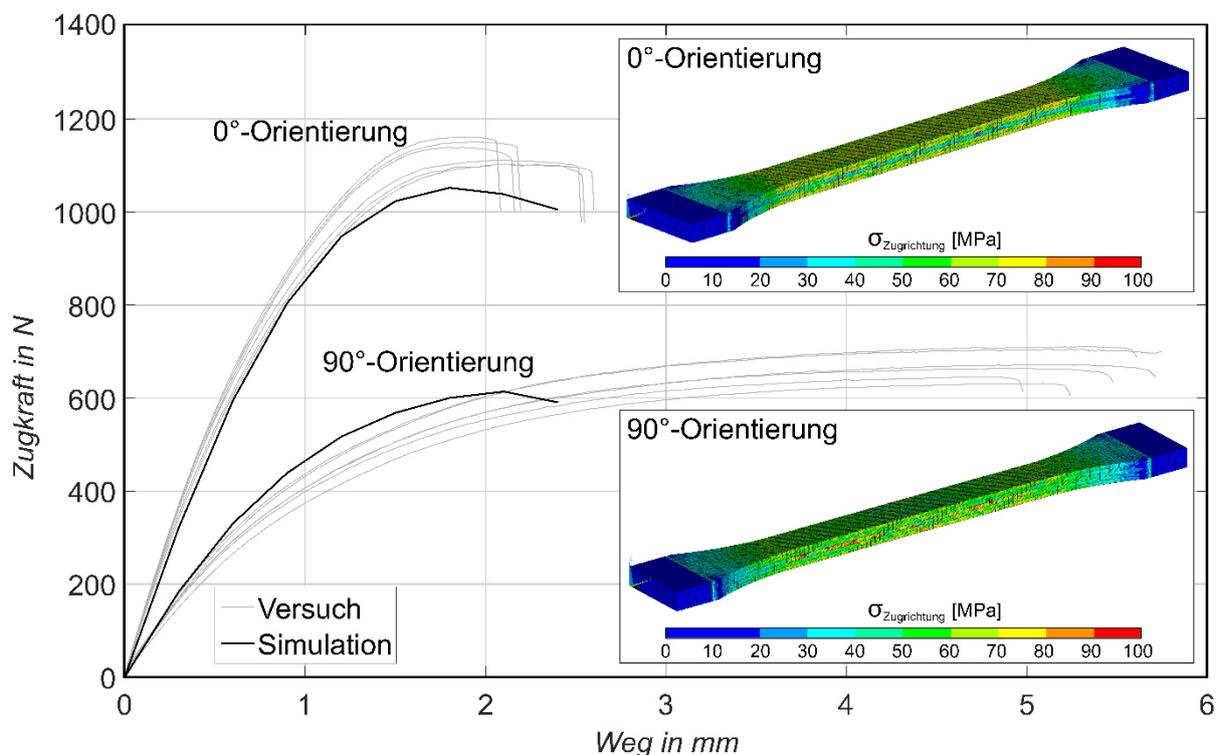
Der linke Bohrungsrand zeigt sowohl im Versuch als auch in der Simulation leicht erhöhte Dehnungswerte im Vergleich zur rechten Seite. Für die Asymmetrie der Simulation sind unterschiedliche Faserorientierungen an den Bohrungsändern und damit einhergehende Steifigkeitsunterschiede verantwortlich. Die Asymmetrie im Versuch ist durch die Überlagerung einer zusätzlichen Verdrillung des Probekörpers geringfügig größer. Diese Verdrillung kommt durch eine fehlerhafte Ausrichtung des oberen Spannzeugs zustande, da dieses lediglich über Bohrungen im Plexiglaszylinder zum unteren Spannzeug ausgerichtet wird. Diese Bohrungen zeigen aufgrund der geringen Festigkeit des Plexiglases mit steigender Versuchsanzahl eine gewisse Aufweitung worunter die Genauigkeit der Probekörperausrichtung leidet. Die hohe Auflösung der Bildkorrelation im  $\mu$ CT macht auch solche geringen Abweichungen sichtbar.

Die Abweichung steigt mit zunehmender Last, da das Kriechen im Versuch zunimmt und nicht in der Simulation abgebildet wird. Eine Identifikation von Schadensmechanismen kann aufgrund der geringen Auflösung nicht erfolgen. Hierfür wird an dieser Stelle auf die Arbeiten von *Rolland* [199] verwiesen, in denen Auflösungen von  $0,7\ \mu\text{m}$  realisiert werden. Mithilfe der in-situ-Zugversuche an PA6.6GF30 können hiermit sowohl Faserbrüche, als auch Schäden des Faser-Matrix-Interfaces visualisiert werden.

Im nächsten Schritt der Validierung des Werkstoffmodells werden die statischen Zugversuche der *Typ1BA* Probekörper simuliert und die Resultate mit den Versuchsergebnissen verglichen. Das FE-Volumenmodell entspricht dem bereits zur Faserorientierungsanalyse verwendeten Modell und ist aus dreidimensionalen vollintegrierten Tetraeder-Elementen des Typs *Solid187* mit einer quadratischen Ansatzfunktion aufgebaut. Zur vereinfachten Darstellung der Einspannung werden die Knoten der Einspannflächen in alle Raumrichtungen quer zur Zugrichtung gesperrt. Bei der festen Einspannung werden die Knoten zusätzlich in Zugrichtung festgehalten, während auf der gegenüberliegenden Seite eine Verschiebung aufgebracht wird. Ausgewertet wird die Reaktionskraft an den Knoten der Einspannfläche.

Die Versuchs- und Simulationsergebnisse der Zugversuche an  $0^\circ$ - und  $90^\circ$ -orientierten Zugprobekörpern sind in Abbildung 5.6 in Form von Kraft-Weg-Diagrammen dargestellt. Bis zu einer Verschiebung von etwa 2 mm bildet die

Simulation das reale Werkstoffverhalten sehr gut ab. Anschließend bildet sich in der Simulation eine lokale Werkstoffeinschnürung aus, wodurch es zu einem deutlichen Kraftabfall kommt. Zusätzlich ist die berechnete Spannungsverteilung in Zugrichtung der jeweiligen Simulation abgebildet. Die in *Kapitel 2.2* beschriebene, senkrecht zur Spritzrichtung verlaufende Kernschicht ist hier deutlich zu erkennen. So treten dort in den 90°-Versuchen die höchsten Spannungen auf, da die Kernschicht aufgrund ihrer erhöhten Steifigkeit als lasttragende Schicht fungiert. Umgekehrt zeigt die Kernschicht der 0°-Zugprobekörper eine deutlich geringere Zugspannung als die Randschichten. Somit kann die korrekte Portierung der Faserorientierung von der  $\mu$ CT-Software *VGStudio Max* zum FE-Löser *Ansys* bestätigt werden. Die Ermüdungs- und Lebensdauersimulation des PA6.6GF30, *Kapitel 5.4*, findet bis zu einer maximalen Zugkraft von 850 N ( $\approx 82$  MPa) für die 0°-Orientierung bzw. 570 N ( $\approx 55$  MPa) für die 90°-Orientierung statt. In diesen relevanten Bereichen bilden das Werkstoffmodell und die ermittelten Werkstoffparameter das Werkstoffverhalten sehr gut ab und können folglich für die Berechnung der Lebensdauer verwendet werden.



**Abbildung 5.6: Versuchs- und Simulationsergebnisse von Zugversuchen an *Typ1BA* Probekörpern aus PA6.6GF30 und Darstellung der Spannungsverteilung in Zugrichtung bei einer Verschiebung von 0,6 mm für die 0°-Probe und 1,8 mm für die 90°-Probe**

### 5.3 Methodik der Lebensdauerberechnung

Die Berechnung der Lebensdauer setzt sich aus mehreren Teilschritten zusammen, welche über verschiedene Einzelprogramme realisiert werden. Dieses Kapitel beschreibt zunächst die verwendeten Berechnungsmethodiken und erläutert abschließend den Ablauf der Lebensdauerberechnung. Zur Programmierung wird zum einen die Skriptsprache des FE-Lösers *APDL* und zum anderen die Programmiersprache *Fortran 90* verwendet. Die im Folgenden aufgeführten Berechnungen werden für jedes FE-Element durchgeführt. Als Berechnungsgrundlage dienen die Spannungstensoren der Lastzustände bei Oberkraft  $\sigma_{\text{ober}}$  und Unterkraft  $\sigma_{\text{unter}}$ . Diese werden von *ANSYS* in einer entsprechenden Textdatei zur Weiterverarbeitung gespeichert.

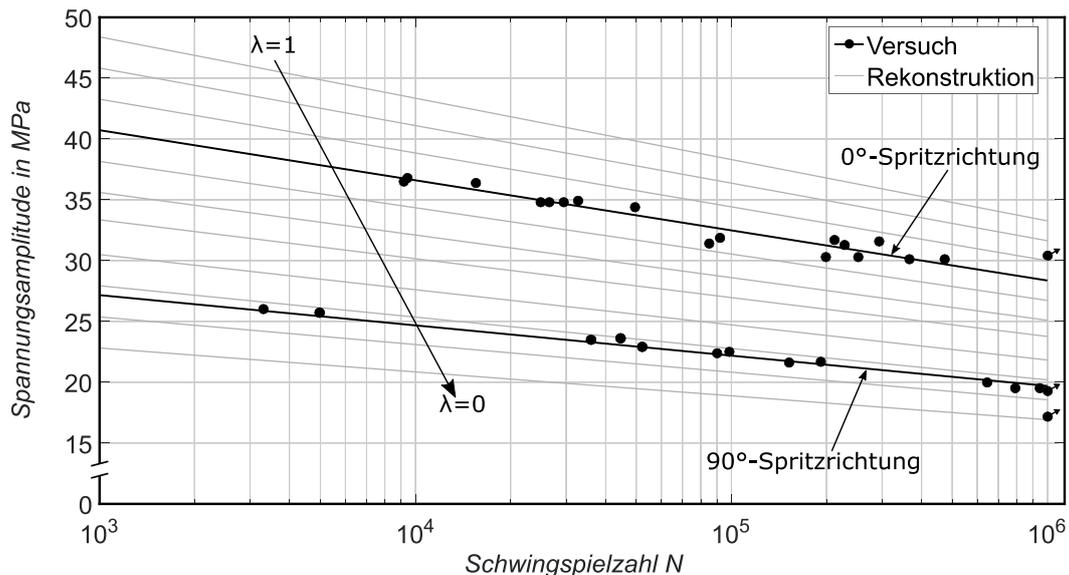
#### Berechnung der zyklischen Schädigung

Analog zur Rekonstruktion der Spannungs-Dehnungs-Kurven zur Werkstoffmodellierung in *Kapitel 5.1* werden die ermittelten Wöhlerlinien auf Basis ihrer Orientierungsgrade angepasst. Da zur zyklischen Charakterisierung des PA6.6GF30 ebenfalls *Typ1BA* Probekörper zum Einsatz kommen, wird die Faserorientierung aus den in *Kapitel 3.1* beschriebenen  $\mu\text{CT}$ -Untersuchungen übernommen. Die Probekörper weisen einen Faseranteil von etwa 70 % in Spritzrichtung auf. Mithilfe des bereits vorgestellten Rekonstruktionsansatzes werden mittels der im  $\mu\text{CT}$  bestimmten Faseranteile und der experimentell ermittelten Wöhlerlinien für eine 0°- und 90°-Orientierung zur Spritzrichtung die Wöhlerlinien anderer Orientierungsgrade abgeschätzt. Die so rekonstruierten Wöhlerkurven können über die Spannungsamplituden  $\sigma(\varepsilon)_{A,ii,\text{Rekonstr}}$  interpoliert werden. Diese resultieren aus der Lastspielzahl  $N$ , den Faseranteilen  $\varphi_{ii}$  und den Wöhlerparametern der Versuchskurven  $a_{ii,\text{Versuch}}$  und  $b_{ii,\text{Versuch}}$ . Ihre Berechnung erfolgt anhand der Gleichungen 5.19 und 5.20.

$$\sigma(\varepsilon)_{A,90^\circ,\text{Rekonstr}} = \frac{\phi_{0^\circ,\text{xx}} \cdot \frac{a_{0^\circ,\text{Versuch}} - \lg(N)}{b_{0^\circ,\text{Versuch}}} - \phi_{90^\circ,\text{yy}} \cdot \frac{a_{90^\circ,\text{Versuch}} - \lg(N)}{b_{90^\circ,\text{Versuch}}}}{\phi_{0^\circ,\text{xx}} \cdot (\phi_{90^\circ,\text{xx}} + \phi_{90^\circ,\text{zz}}) - \phi_{90^\circ,\text{yy}} \cdot (\phi_{0^\circ,\text{yy}} + \phi_{0^\circ,\text{zz}})} \quad (5.19)$$

$$\sigma(\varepsilon)_{A,0^\circ,\text{Rekonstr}} = \frac{\frac{a_{0^\circ,\text{Versuch}} - \lg(N)}{b_{0^\circ,\text{Versuch}}} - (\phi_{0^\circ,\text{yy}} + \phi_{0^\circ,\text{zz}}) \cdot \sigma(\varepsilon)_{90^\circ,\text{Rekonstr}}}{\phi_{0^\circ,\text{xx}}} \quad (5.20)$$

Mithilfe der bereits zur Werkstoffmodellierung angewandten Mischungsregel in Gleichung 5.18 können aus den rekonstruierten Wöhlerlinien für eine unidirektionale Faserorientierung Wöhlerkurven mit unterschiedlichen Orientierungsgraden  $\lambda$  berechnet werden. Abbildung 5.7 zeigt exemplarisch die Ergebnisse für ein Spannungsverhältnis von  $R=0,1$ . Die schwarzen Punkte geben die Versuchsergebnisse wieder und werden durch die ebenfalls schwarz eingezeichneten Wöhlerlinien interpoliert. Die obere Linie beschreibt die Versuche mit einer Orientierung von  $0^\circ$  zur Spritzrichtung und die untere Linie die Versuche mit einer  $90^\circ$ -Orientierung. In grau sind die rekonstruierten Wöhlerlinien eingezeichnet. Die oberste Linie ( $\lambda=1$ ) repräsentiert hierbei die Wöhlerkurve eines unidirektionalen Probekörpers unter faserparalleler Belastung. Konträr dazu beschreibt die unterste Linie ( $\lambda=0$ ) die Lebensdauer unter zyklischem Querkzug. Dazwischen liegen Linien unterschiedlicher Orientierungsgrade.



**Abbildung 5.7:** Wöhlerlinien für unterschiedliche Orientierungsgrade  $\lambda$  bei  $R=0,1$  (grau) und Versuchskurven von Typ1BA Probekörpern  $0^\circ$  und  $90^\circ$  zur Spritzrichtung orientiert (schwarz)

Zur Berechnung der zyklischen Schädigung werden im ersten Schritt mithilfe der *Potenzmethode nach von Mises* [200] der größte Eigenwert und der zugehörige Eigenvektor der Spannungstensoren  $\sigma_{\text{ober}}$  und  $\sigma_{\text{unter}}$  berechnet. Im Gegensatz zur direkten Betrachtung der Hauptspannungen erhält man somit unabhängig vom Spannungszustand – Druck- oder Zugspannung – die Richtung  $e_{\sigma, \text{max}}$  und die Größe  $\sigma_{\text{max}(|\text{ober}, \text{unter}|)}$  der betragsmäßig höchsten Hauptspannung. Anschließend werden die Winkel  $\alpha_i$  zwischen den Eigenvektoren des Faser-Orientierungstensors und der

ermittelten Richtung der Hauptspannung nach Gleichung 5.21 berechnet. Es wird die Wöhlerkurve für den Orientierungsgrad  $\lambda_i$  ausgewählt, dessen Eigenvektor  $\mathbf{e}_i$  den kleinsten Winkel  $\alpha_i$  zur Hauptspannungsrichtung aufweist. Somit findet keine direkte Unterscheidung der Faserorientierung, sondern eine lokale Betrachtung des Orientierungsgrades entlang der Belastungsrichtung statt.

$$\alpha_i = \arccos\left(\frac{\mathbf{e}_{\sigma,\max} \cdot \mathbf{e}_i}{|\mathbf{e}_{\sigma,\max}| \cdot |\mathbf{e}_i|}\right) \quad (5.21)$$

Anschließend erfolgt die Berechnung der kritischen Lastspielzahl  $N_{\text{krit}}$  für den gegebenen Spannungszustand durch Interpolation im *Haigh*-Diagramm des entsprechenden Orientierungsgrades. Dieser Spannungszustand ist durch das lokale Spannungsverhältnis  $R_{\text{lok}}$  und die Spannungsamplitude  $\sigma_{A,\text{lok}}$  bzw. Mittelspannung  $\sigma_{m,\text{lok}}$  im FE-Element definiert. Die Interpolation erfolgt iterativ und der Empfehlung von *Vassilopoulos* [74] folgend stückweise linear. Die Vorgehensweise ist in Abbildung 5.8 illustriert. Der im betrachteten Element vorliegende Spannungszustand kann durch Berechnung der Mittelspannung und Spannungsamplitude in das Diagramm eingezeichnet werden (vgl. roter Punkt). Hierdurch wird ebenfalls das lokale Spannungsverhältnis  $R_{\text{lok}}$  definiert. In diesem Beispiel liegt  $R_{\text{lok}}$  zwischen den Stützgeraden  $R1$  und  $R2$ . Zur Iteration der  $N_{\text{krit}}$  wird im ersten Schritt eine Linie konstanter Lebensdauer mit einer Spannungsamplitude  $\sigma_{A,i1}$  erstellt. Als Startpunkt wird die im Element auftretende Spannungsamplitude  $\sigma_{A,\text{lok}}$  gewählt. Mit den experimentell bestimmten Parametern  $a_{R1}$  und  $b_{R1}$  der Wöhlerlinie für das Spannungsverhältnis  $R1$  kann über Gleichung 5.22 die Lastspielzahl  $N_1$  berechnet werden.

$$N_1 = 10^{a_{R1} - b_{R1} \cdot \sigma_{A,i1}} \quad (5.22)$$

Daraufhin lässt sich die zu dieser Lastspielzahl  $N_1$  äquivalente Spannungsamplitude  $\sigma_{A,R2}$  für das Belastungsverhältnis  $R2$  berechnen (vgl. Gleichung 5.23).

$$\sigma_{A,R2} = \frac{a_{R2} - a_{R1} + b_{R1} \cdot \sigma_{A,i1}}{b_{R2}} \quad (5.23)$$

Mit den Spannungsamplituden und den Spannungsverhältnissen können die

zugehörigen Mittelspannungen Gleichung 5.24 folgend bestimmt werden.

$$\sigma_m = \sigma_A \cdot \frac{1 + R}{1 - R} \quad (5.24)$$

Die Spannungspaare – bestehend aus Spannungsamplitude und Mittelspannung – beschreiben den Anfangs- und Endpunkt der Linie konstanter Lebensdauer für die im ersten Iterationsschritt bestimmte Zyklenzahl  $N_1$ . Mithilfe der Steigung  $m$  (vgl. Gleichung 5.25) kann die Geradengleichung  $y_1(\sigma_m)$  in Gleichung 5.26 aufgestellt werden.

$$m = \frac{\sigma_{A,R2} - \sigma_{A,i1}}{\sigma_{m,R2} - \sigma_{m,R1}} \quad (5.25)$$

$$y_1(\sigma_m) = m \cdot \sigma_m + (\sigma_{A,i1} - \sigma_{m,R1} \cdot m) \quad (5.26)$$

Die Linie des konstanten lokalen Spannungsverhältnisses  $y_2(\sigma_m)$  lässt sich über Gleichung 5.27 darstellen. Durch Gleichsetzen der Geradengleichungen  $y_1(\sigma_m)$  und  $y_2(\sigma_m)$  lässt sich die Mittelspannung  $\sigma_{m,i1}$  des Schnittpunktes nach Gleichung 5.28 berechnen.

$$y_2(\sigma_m) = \sigma_m \cdot \frac{1 - R_{lok}}{1 + R_{lok}} \quad (5.27)$$

$$\sigma_{m,i1} = \frac{-\sigma_{A,R2}\sigma_{A,i1}(R_2 - R_1) \cdot (R_{lok} + 1)}{\sigma_{A,R2}(R_{lok} - R_2 - R_{lok}R_1 + R_1R_2) + \sigma_{A,i1}(R_1 - R_{lok} + R_{lok}R_2 - R_1R_2)} \quad (5.28)$$

Daraus kann die Abweichung  $\Delta\sigma_A$  ermittelt werden, welche als Iterationsgröße herangezogen wird. Im nächsten Iterationsschritt ergibt sich die neue Spannungsamplitude  $\sigma_{A,i2}$  nach Gleichung 5.29. Dieser Schritt ist in der Darstellung grün eingezeichnet.

$$\sigma_{A,i2} = \sigma_{A,i1} + \Delta\sigma_A \quad (5.29)$$

Erfüllt  $\Delta\sigma_A$  die Anforderungen an die Iterationsgüte – es wird eine maximale Abweichung von 0,1 MPa zugelassen – ist die Näherung abgeschlossen und die kritische Lastspielzahl  $N_{krit,i}$  für den lokal spezifischen Lastfall berechnet. Dies wird in

der Prozessskizze in Abbildung 5.8 im dritten Iterationsschritt (schwarz eingezeichnet) erreicht.

Die Lebensdauersimulation erfolgt iterativ in zuvor definierten Zykleninkrementen  $n_i$ . Die Berechnung und Akkumulation der zyklischen Schädigung  $D$  folgt der linearen *Miner*-Regel, dargestellt in Gleichung 5.30.

$$D = D_{i-1} + d_i = \sum_{k=1}^{i-1} \frac{n_k}{N_{\text{krit},k}} + \frac{n_i}{N_{\text{krit},i}} \quad (5.30)$$

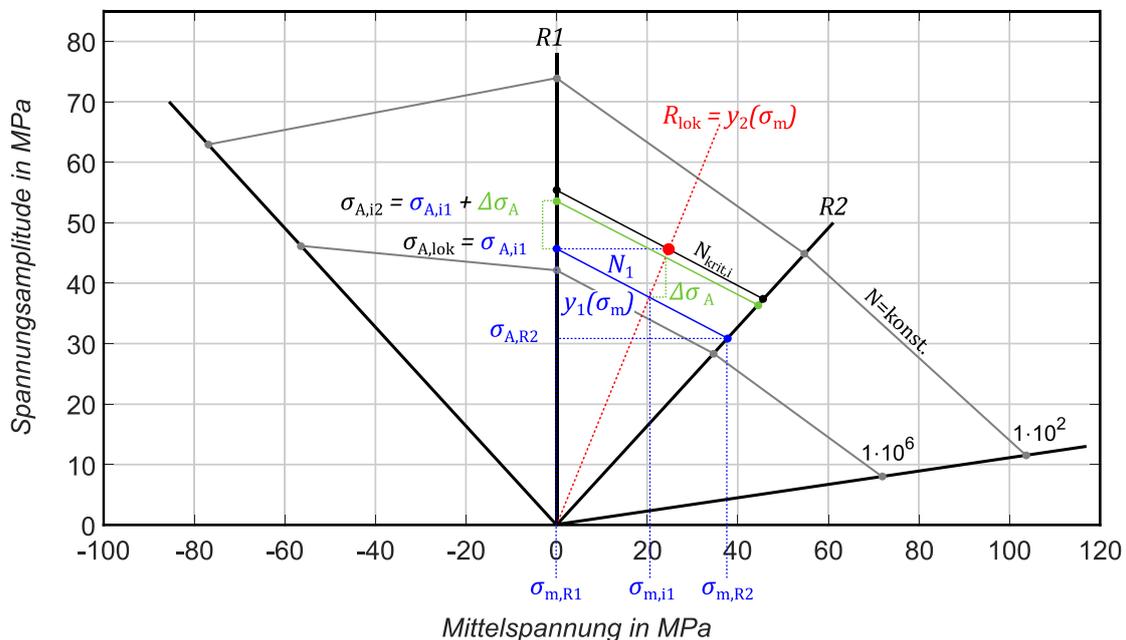


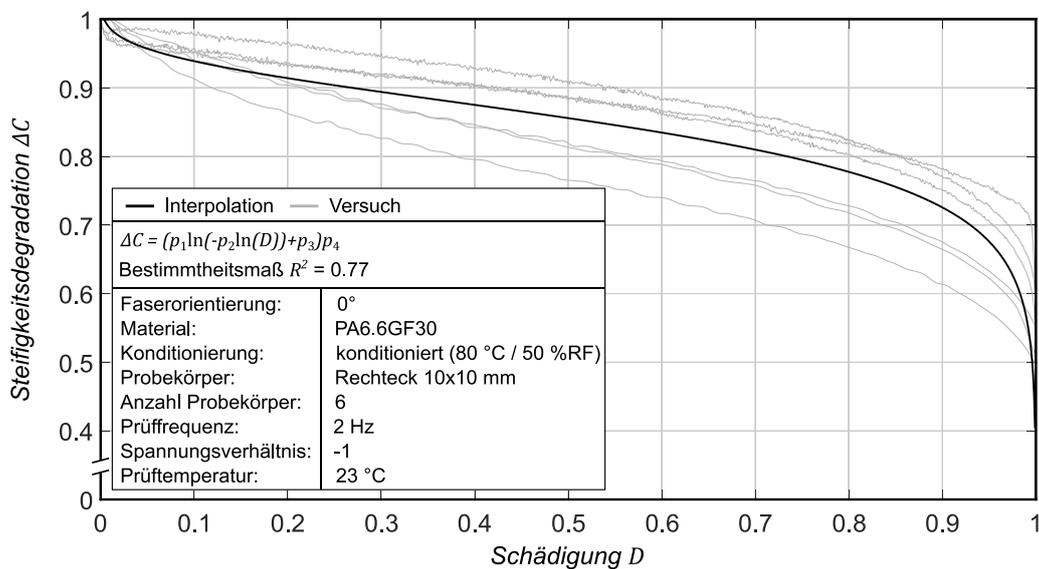
Abbildung 5.8: Skizze des Interpolationsprozesses im *Haigh*-Diagramm zur Bestimmung der kritischen Lastspielzahl  $N_{\text{krit},i}$

### Schädigungsabhängige Steifigkeitsdegradation

Nach jedem Zykleninkrement  $n_i$  wird die Elementsteifigkeit anhand der zuvor berechneten Gesamtschädigung  $D$  degradiert. Zur mathematischen Beschreibung des Degradationsverlaufs wird eine von *Tate* [201] verwendete Funktion zur Darstellung der Steifigkeitsdegradation  $\Delta C(D)$  von biaxial geflochtenem kohlenstofffaserverstärktem EP-Harz unter zyklischer Last genutzt und zur besseren Anpassung an die Versuchsergebnisse um den Term  $p_4$  erweitert. Die Funktion ist in Gleichung 5.31 dargestellt.

$$\Delta C(D) = \frac{C(n)}{C(N)} = (p_1 \cdot \ln(-p_2 \cdot \ln(D)) + p_3) \cdot p_4 \quad (5.31)$$

Alle in *Kapitel 3.4* gezeigten Degradationsverläufe werden mit dieser Funktion interpoliert und im Berechnungsmodell hinterlegt. Abhängig vom lokalen Spannungsverhältnis und der Winkelabweichung zwischen dem ersten Eigenvektor der Faserorientierung sowie der Hauptbelastungsrichtung werden die Funktionsparameter gewählt. Ist die Winkelabweichung kleiner als  $30^\circ$  werden die Funktionen der Versuche mit einer  $0^\circ$ -Faserorientierung verwendet, oberhalb der  $30^\circ$  die Parameter der  $90^\circ$ -Versuche.



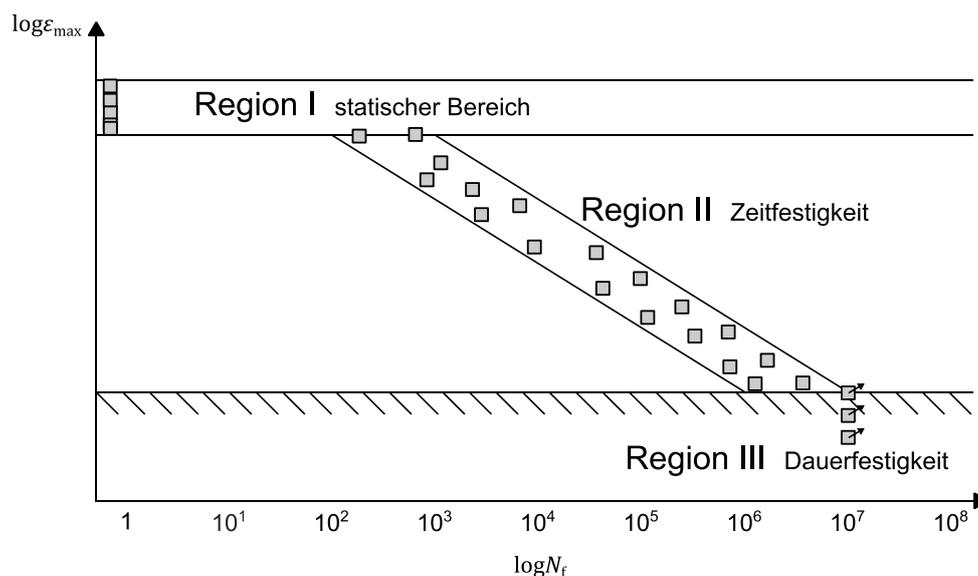
**Abbildung 5.9: Interpolation der Steifigkeitsdegradation von PA6.6GF30 am Beispiel einer  $0^\circ$ -Faserorientierung und einem Spannungsverhältnis von  $R = -1$**

In *Abbildung 5.9* ist beispielhaft eine solche Interpolation für eine  $0^\circ$ -Faserorientierung und ein Spannungsverhältnis von  $R = -1$  gezeigt. Die graue dargestellten Versuchskurven werden gut durch die schwarz eingezeichnete Degradationsfunktion abgebildet. Die berechnete Steifigkeitsdegradation findet im linear-elastischen Teil des Werkstoffmodells Anwendung. Sie wird direkt mit dem anfänglichen Zugmodul  $E_{0,\text{lin}}$  multipliziert und ergibt den reduzierten zyklischen Modul  $E_{\text{fat},\text{lin}}$  (vgl. Gleichung 5.32).

$$E_{\text{fat},\text{lin}}(D) = E_{0,\text{lin}} \cdot \Delta C(D) \quad (5.32)$$

### Schädigungsabhängige Restfestigkeitsbetrachtung

Einen Sonderfall der Ermüdungssimulation bildet die Restfestigkeitsbetrachtung in Abhängigkeit vom Schädigungsgrad. Diese Betrachtung erfolgt bei Zykleninkrementen kleiner  $1 \cdot 10^3$  Lastspielen und ersetzt die zuvor beschriebene zyklische Schadensakkumulation mittels Interpolation im *Haigh*-Diagramm. Kurzzeitige Spitzenbelastungen in komplexen Lastkollektiven werden durch diese Restfestigkeitsbetrachtung berücksichtigt. Diese Unterscheidung basiert auf dem von *Talreja* [202] entwickelten Lebensdauerdiagramm für faserverstärkte Verbundwerkstoffe (vgl. Abbildung 5.10). Darin ist die Maximaldehnung  $\varepsilon_{\max}$  des ersten Belastungszyklus eines spannungsgesteuerten Dauerschwingversuches über der ertragbaren Schwingspielzahl in doppelt logarithmischer Skalierung aufgetragen. Das Lebensdauerdiagramm wird abhängig von der Dehnungshöhe in drei verschiedene Bereiche eingeteilt.



**Abbildung 5.10: Lebensdauerdiagramm für Verbundwerkstoffe nach Talreja [202]**

Der Bereich statischer Versagensmechanismen (Region I) weist einen horizontalen Streubereich auf und endet bei  $1 \cdot 10^2$  bis  $1 \cdot 10^3$  Lastspielzahlen. Dieser Grenzwert wird in Untersuchungen verschiedener FKV aufgezeigt [203–206]. Region II beschreibt den Bereich der Zeitfestigkeit und zeichnet sich durch eine kontinuierliche Zunahme der Werkstoffschädigung aus. In diesem Bereich findet die zuvor beschriebene Interpolation im *Haigh*-Diagramm mit anschließender linearer Schadensakkumulation statt. Einen weiteren horizontalen Bereich stellt die

Dauerfestigkeit in Region III dar, ab  $1 \cdot 10^7$  Lastwechseln. Unterhalb dieser Dehngrenze reicht die Verformungsenergie nicht aus, um kritische Schädigungen hervorzurufen. In der Ermüdungssimulation wird dieser Bereich nicht betrachtet und fällt in den Bereich der zyklischen Schadensakkumulation.

Den Restfestigkeitsversuchen aus *Kapitel 3.4* folgend wird von einer linearen Festigkeitsabnahme ausgegangen. Die Berechnung des Schädigungsinkrementes  $d_i$  erfolgt gemäß der Fallunterscheidung in Gleichung 5.34. Die darin verwendete Restfestigkeit  $\sigma^*$  errechnet sich aus der Zugfestigkeit  $\sigma_M$  und der zyklischen Gesamtschädigung des vorhergehenden Zykleninkrementes  $D_{i-1}$ . Die Festigkeitsdegradation erfolgt mit der aus den Versuchen ermittelten Steigung von  $m = -0,1366$  und ist in Gleichung 5.33 dargestellt. Die Zugfestigkeit wiederum ist eine Funktion des Orientierungsgrades und nimmt mit fallenden Faseranteilen in Hauptspannungsrichtung ab (vgl. Abbildung 5.2).

$$\sigma^* = \sigma_M(\lambda) \cdot (1 - m \cdot D_{i-1}) \quad (5.33)$$

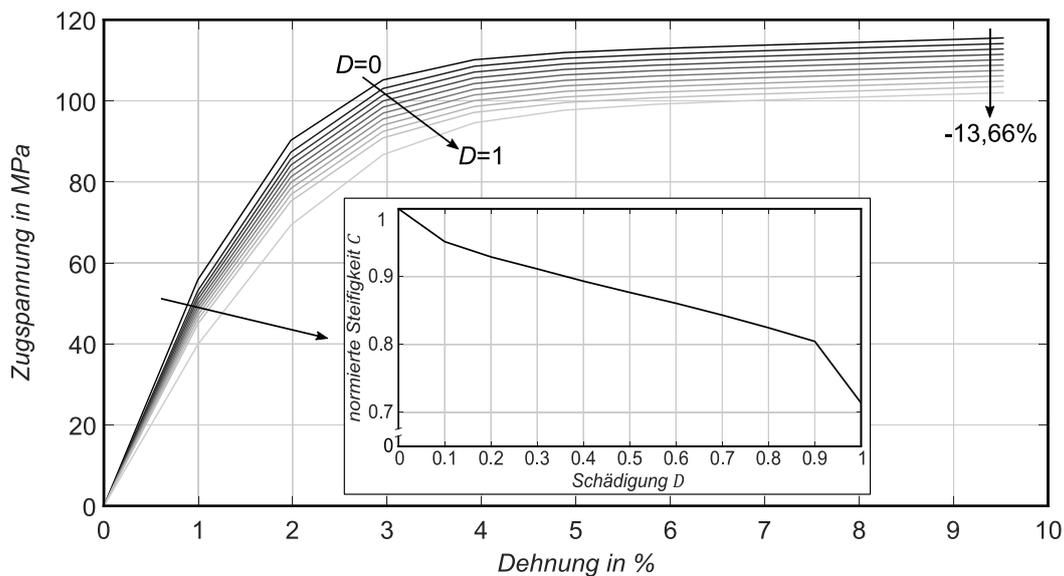
Liegt die Elementspannung  $\sigma_{\text{ober}}$  oberhalb der Restfestigkeit wird eine vollständige Schädigung angenommen und das Schädigungsinkrement  $d_i$  ergibt sich zu Eins. Ist die Belastung geringer als  $\sigma^*$  wird keine zyklische Schädigung akkumuliert.

$$d_i(D_{i-1}, \sigma_{\text{ober}}, \sigma_M) = \begin{cases} 1 & \text{für } \sigma_{\text{ober}} \geq \sigma^* \\ 0 & \text{für } \sigma_{\text{ober}} < \sigma^* \end{cases} \quad (5.34)$$

Abbildung 5.11 zeigt die Zugkurven eines FE-Elements im Spannungs-Dehnungs-Diagramm für ansteigende Schädigungsgrade. Die zuvor beschriebenen Degradationsmechanismen sind deutlich zu erkennen. So verläuft die Steifigkeitsdegradation bei geringen Schädigungen zunächst degressiv und geht anschließend in einen linearen Bereich über. Kurz vor Elementversagen ( $D=1$ ) kommt es zu einem progressiven Abfall der Steifigkeit. Das kleinere Diagramm zeigt die normierte lineare Anfangssteifigkeit des Elementes über der Lebensdauer bzw. Schädigung.

Die lineare Abnahme der Zugfestigkeit ist durch die reduzierten Maximalspannungen abgebildet. Das hier gezeigte Werkstoffverhalten ist in entscheidendem Maße vom Orientierungsgrad des Elements abhängig. Diese Spannungs-Dehnungs-Kurven ergeben sich für einen Orientierungsgrad von  $\lambda=0,8$ . Mithilfe der Simulation in

Zyklusinkrementen und der gezeigten Degradation der Werkstoffkennwerte ist die Abbildung von Spannungumlagerungen infolge zyklischer Schädigung möglich. Die Steifigkeitsdegradation stark beanspruchter Bereiche führt zu Verlagerungen des Kraftflusses hin zu intakten Bereichen höherer Steifigkeit. Hieraus resultiert ein realitätsnahes Abbilden des Werkstoffverhaltens unter zyklischen Lasten.



**Abbildung 5.11: schädigungsabhängige Steifigkeits- und Festigkeitsdegradation eines FE-Elementes**

### Berechnung der ertragbaren Lastspielzahl

Als Versagenskriterium wird lediglich die Schädigung der hochbelasteten Bereiche herangezogen. Dieser kritische Volumenansatz findet seinen Ursprung in der Lebensdauerberechnung von Metallen und wird begründet von *Siebel* und *Stieler* [207], *Peterson* [208] sowie *Neuber* [209]. Der Ansatz wird zur Berechnung von gekerbten Probekörpern bzw. Bauteilen verwendet. Darin wird nicht nur die auftretende Maximalspannung betrachtet, sondern alle Bereiche oberhalb eines definierten Spannungs-Schwellwertes. Dieser Schwellwert ist abhängig von der auftretenden Maximalspannung und liegt bei Metallen in der Regel bei 90 % dieser Maximalspannung. Daher wird der Ansatz auch häufig  $V_{90}$ -Konzept genannt. *Lazzarin* [210] verwendet den Ansatz zur Berechnung verschiedener gekerbter Probekörper aus unverstärktem Polymethylmethacrylat (PMMA). In Simulationen von taillierten und gelochten Flachzugprobekörpern aus PBTGF30 reduziert *Schaaf* [211] den Schwellwert auf 80 %. Dies wird mit der höheren Duktilität des Werkstoffes im

Vergleich zu Metallen begründet.

Der Schwellwert wird zur Kalibrierung des Ermüdungstools verwendet. Er stellt somit eine schnelle Anpassungsmöglichkeit der Simulation an die Versuchsergebnisse der durchgeführten Dauerschwingversuche an *Typ1BA* Probekörpern dar. Für das PA6.6GF30 zeigt ein Schwellwert von 55 % eine gute Übereinstimmung zwischen Simulation und Versuch. Der im Vergleich zu den oben genannten Arbeiten geringe Schwellwert ist zum einen durch die hohe Duktilität des konditionierten Werkstoffs zu begründen. Zum anderen bilden Versuche an ungekerbten Probekörpern die Datenbasis des Simulationstools. Ein kritisches Volumen mit einem Schwellwert von 55 % entspricht hierbei etwa der freien Probekörperlänge eines *Typ1BA* Prüfstabes und repräsentiert somit auch im Versuch den Bereich möglichen Versagens.

Zur Prüfung des Abbruchkriteriums wird zunächst das kritische Volumen  $V_{\text{krit}}$  Gleichung 5.35 folgend berechnet. Darin werden alle Einzelvolumina  $V_i$  bestimmt, deren Elementspannung  $\sigma_i$  den Schwellwert von 55 % der Maximalspannung  $\sigma_{\text{max}}$  überschreiten.

$$V_{\text{krit}} = \{V_i \mid \sigma_i \geq 0,55 \cdot \sigma_{\text{max}}\} \quad (5.35)$$

Die ertragbare Lastspielzahl gilt als erreicht, wenn 95 % des kritischen Volumens eine Schädigung von  $D=1$  aufweisen. Dieser Grenzwert kann ebenfalls zur Anpassung der Simulation an die Versuchsergebnisse genutzt werden. Der Ansatz des kritischen Volumens besitzt den Vorteil der Unabhängigkeit des Abbruchkriteriums von der Modellgröße. Es werden lediglich kritische Bereiche wie beispielsweise Lasteinleitungen oder Übergangsradien berücksichtigt. Abbruchkriterien basierend auf der Steifigkeitsdegradation oder der globalen Schädigung der Komponente bieten eine deutlich geringere Flexibilität und müssen immer der jeweiligen Aufgabenstellung angepasst werden.

### **Simulationsablauf**

Der Ablauf der Lebensdauerberechnung und die Schnittstellen zwischen den einzelnen Programmen sind in Abbildung 5.12 gezeigt. Zu Beginn erfolgt die Eingabe der Simulationsparameter durch den Benutzer. Hier wird die Ober- und Unterkraft  $F_o$  bzw.  $F_u$  und das zu verwendende Zykleninkrement  $n_i$  definiert. Die Benutzereingabe erfolgt in einem *APDL*-Skript, welches den gesamten Ablauf der Lebensdauer-

berechnung und den Aufruf der einzelnen Programme steuert. Im nächsten Schritt erfolgen das Laden des entsprechenden FE-Modells und die Werkstoffmodellierung. Die Werkstoffmodellierung verläuft gemäß dem bereits beschriebenen Ablaufdiagramm in Abbildung 5.3 und bezieht die Werkstoffdaten aus hinterlegten Textdateien. Im Anschluss werden die Randbedingungen der Simulation wie beispielsweise Einspannung und Kraftereinleitung definiert und die Berechnung gestartet. Gelöst werden hierbei der Lastfall der Unter- sowie der Oberkraft. Anschließend werden für jedes Element die Spannungstensoren der entsprechenden Lastfälle  $\sigma_o$  und  $\sigma_u$  in eine Textdatei exportiert. Das vorgegebene Zykleninkrement wird ebenfalls ausgegeben.

Im Folgenden werden diese Informationen von einem *Fortran*-Programm eingelesen und weiterverarbeitet. Zunächst erfolgt eine Fallunterscheidung in Abhängigkeit des Zykleninkrementes  $n_i$ . Liegt dieses oberhalb von  $1 \cdot 10^3$  Lastspielen, wird die zyklische Teilschädigung des zu berechnenden Inkrementes durch Interpolation im *Haigh*-Diagramm bestimmt. Dabei werden das lokal im Element vorherrschende Spannungsverhältnis  $R_{\text{lokal}}$  und der Orientierungsgrad  $\lambda$  des Werkstoffs in Richtung der Hauptbelastung berücksichtigt. Anschließend wird die Teilschädigung der linearen *Miner*-Regel folgend akkumuliert. Bei einem Zykleninkrement  $n_i$  unterhalb von  $1 \cdot 10^3$  Lastspielen wird die bereits erläuterte Restfestigkeitsberechnung durchgeführt. Darin erhalten Elemente, deren Festigkeit überschritten wird, eine Schädigung von  $D=1$ . Andernfalls wird keine Teilschädigung zugewiesen. Die elementweise berechnete Schädigung wird wiederum in eine Textdatei exportiert und zur späteren Identifikation und Auswertung nach der entsprechenden Gesamtzyklenzahl benannt. Anschließend erfolgt die Prüfung des Abbruchkriteriums durch eine eigenständige *Fortran*-Routine. Diese bestimmt zunächst das kritische Volumen  $V_{\text{krit}}$ , welches alle Elemente mit einer Spannung oberhalb von 55 % der Maximalspannung beinhaltet.

Sind 95 % dieses Volumens vollständig geschädigt ( $D=1$ ) wird die Simulation abgebrochen und die ertragbare Lastspielzahl  $N$  ist berechnet. Ist die Schädigung geringer, erfolgt die Berechnung der Steifigkeitsdegradation  $\Delta C$ . Die Degradation wird durch die in Gleichung 5.31 beschriebene modifizierte Funktion nach *Tate* beschrieben und ist vom Spannungsverhältnis und der Faserorientierung abhängig. Nach Auswahl der entsprechenden Funktionsparameter wird anhand der element-

spezifischen Schädigung die Steifigkeitsdegradation berechnet und wiederum in eine Textdatei ausgegeben.

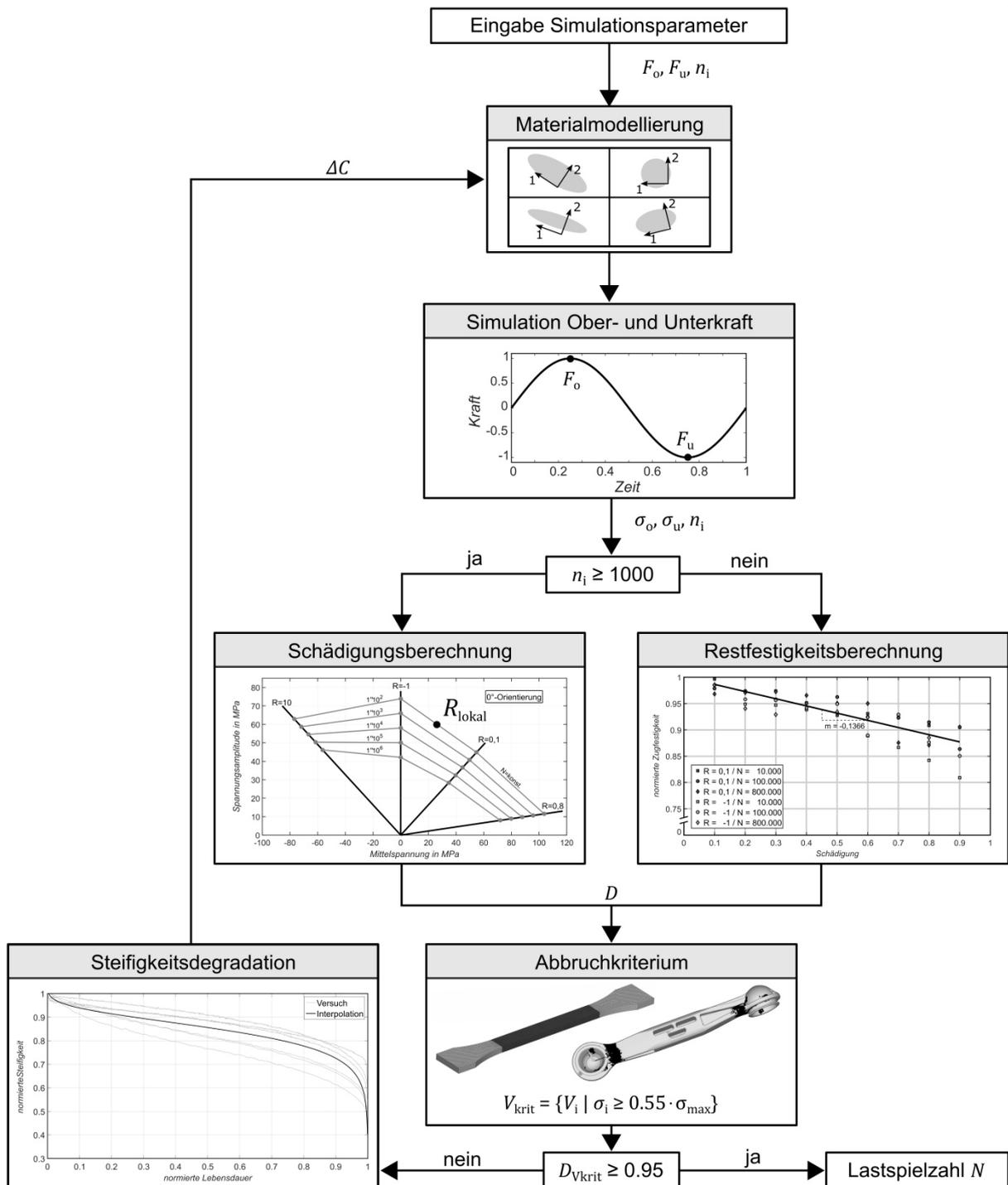


Abbildung 5.12: Ablaufdiagramm der Lebensdauersimulation

Im nachfolgenden Schleifendurchlauf wird diese Datei vom APDL-Skript eingelesen und die Werkstoffparameter gemäß der Degradation  $\Delta C$  angepasst. Es folgt ein

erneuter Durchlauf der Prozesskette, jedoch mit geänderten Elementsteifigkeiten. Hierdurch besteht die Möglichkeit Spannungsumlagerungen infolge der Werkstoffdegradation abbilden zu können und die Prognosequalität der Lebensdauerberechnung zu verbessern. Die Berechnung des kritischen Volumens erfolgt einmalig im ersten Durchlauf und bleibt in den folgenden Prüfungen des Abbruchkriteriums konstant.

#### 5.4 Simulation der zyklischen Versuche

Es werden die Dauerschwingversuche im Zugschwellbereich ( $R = 0,1$ ) an *Typ1BA* Probekörpern nachgerechnet. Zur Modellierung der Faserorientierung werden die Analysen der  $\mu$ CT-Scans  $\overline{A_{0^\circ/2}}$  und  $\overline{A_{90^\circ/3}}$  verwendet (vgl. Abbildung 3.2). Es wird das Berechnungsmodell entsprechend der Validierung der Werkstoffmodellierung genutzt (vgl. Abbildung 5.6). Es werden verschiedene Spannungsamplituden nachgerechnet. Dabei wird das Zykleninkrement  $n_i$  in den Grenzen von  $n_i = 1.000$  bis  $n_i = 40.000$  variiert. In Abbildung 5.13 sind die Simulationsergebnisse ( $\blacktriangle$ ) neben den Versuchsergebnissen ( $\bullet$ ) im Wöhlerdiagramm eingezeichnet.

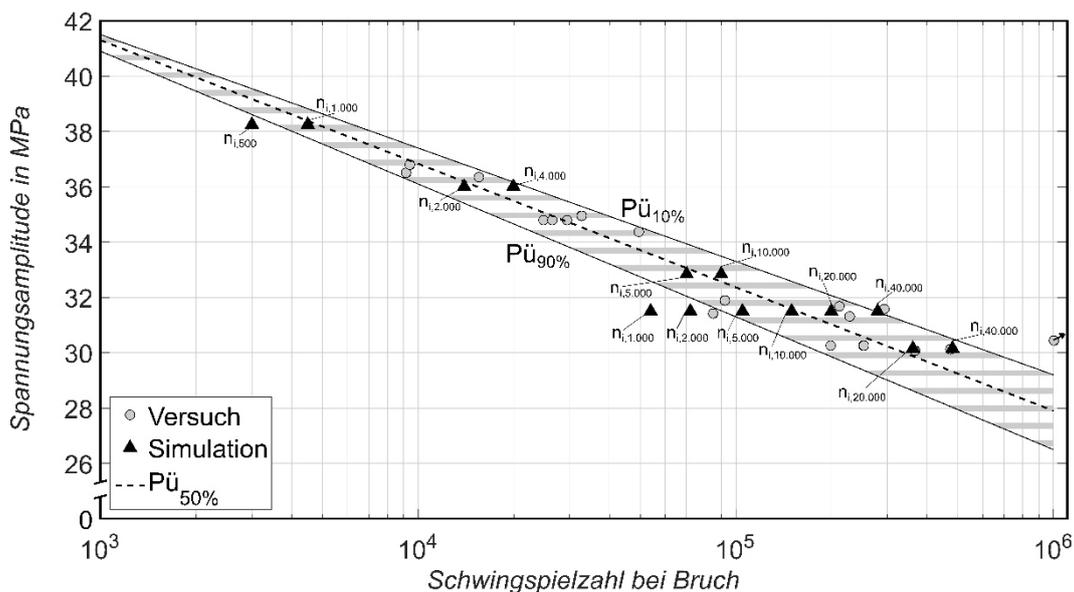
Ebenfalls dargestellt sind für die experimentellen Ergebnisse die Linien einer Überlebenswahrscheinlichkeit  $P_{\ddot{u}}$  von 10 %, 50 % und 90 %. Die  $P_{\ddot{u}90\%}$ - und  $P_{\ddot{u}10\%}$ -Linien grenzen den eingezeichneten Streubereich der Dauerschwingversuche ab. Durchläufer ( $n = 1 \cdot 10^6$ ) sind mit einem schräg nach oben gerichteten Pfeil gekennzeichnet. Der Mittelwert der Überlebenswahrscheinlichkeit  $P_{\ddot{u}50\%}$  lässt sich nach Gleichung 5.36 berechnen. [169].

$$\lg N_{50\%,n} = \frac{1}{n} \cdot \sum_{i=1}^n (\lg N_i) \quad (5.36)$$

Zur Berechnung der Streugrenzen wird die Standardabweichung  $s$ , welche die mittlere Überlebenswahrscheinlichkeit nutzt, benötigt (vgl. Gleichung 5.37). Wird von einer logarithmischen Normalverteilung der Versuchsergebnisse ausgegangen, liegen die obere bzw. die untere Streugrenze ( $P_{\ddot{u}10\%}$  bzw.  $P_{\ddot{u}90\%}$ ) in einem Abstand von  $1,28 \cdot s$  von der Mittelwertlinie entfernt. [169]

$$s = \sqrt{\frac{1}{n-1} \cdot \sum_{i=1}^n (\lg N_i - \lg N_{50\%,n})^2} \quad (5.37)$$

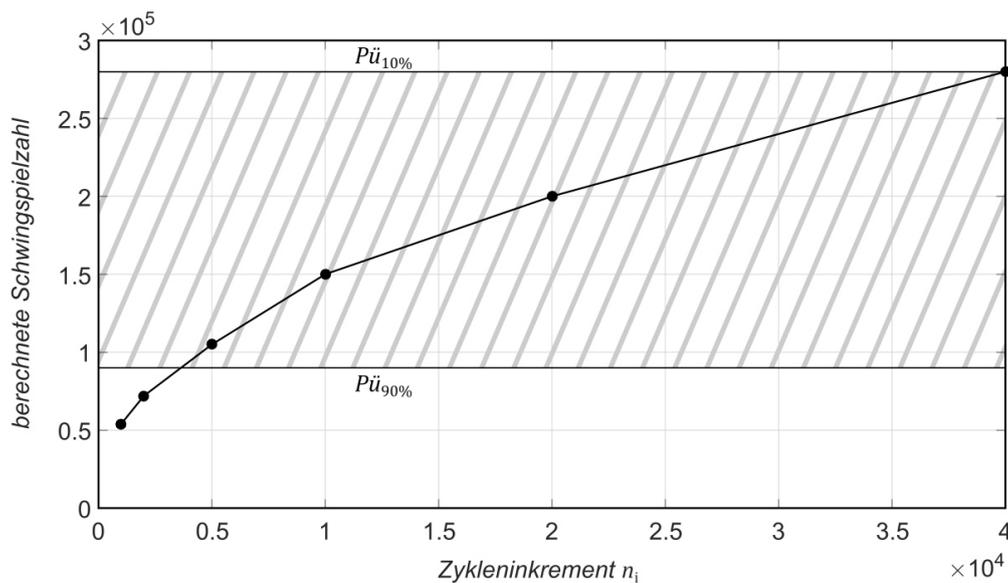
Die Simulationsergebnisse zeigen in Anbetracht der Versuchsstreuung eine gute Übereinstimmung und bilden den hier betrachteten Lastfall gut ab. So liegt ein Großteil der durchgeführten Berechnungen im eingezeichneten Streubereich. Auch werden keine optimistischen ertragbaren Lastspielzahlen – oberhalb der  $P\ddot{u}_{10\%}$ -Linie – berechnet. Diese tendenziell konservative Abschätzung der Lebensdauer ist ein notwendiges Charakteristikum eines Auslegungswerkzeuges, da eine Überschätzung der Werkstoffeigenschaften zu Ausfällen im späteren Betrieb der Komponente führen kann.



**Abbildung 5.13: Versuchs- und Simulationsergebnisse der Dauerschwingversuche an Typ1BA Probekörpern aus PA6.6GF30 mit einer 0°-Orientierung ( $R = 0,1$ )**

Auffällig an den Simulationsergebnissen ist die Abhängigkeit der berechneten Schwingspielzahl von dem gewählten Zykleninkrement  $m_i$ . Alle Laststufen werden mit mindestens zwei unterschiedlichen Zykleninkrementen berechnet. Da aus zwei Stützstellen keine Aussage über die Sensitivität der Lebensdauerberechnung bezüglich dieses Parameters getroffen werden kann, wird für eine Spannungsamplitude von 31,5 MPa eine Sensitivitätsanalyse durchgeführt. Hierzu wird dieses Lastniveau, welches im Versuch eine mittlere ertragbare Schwing-

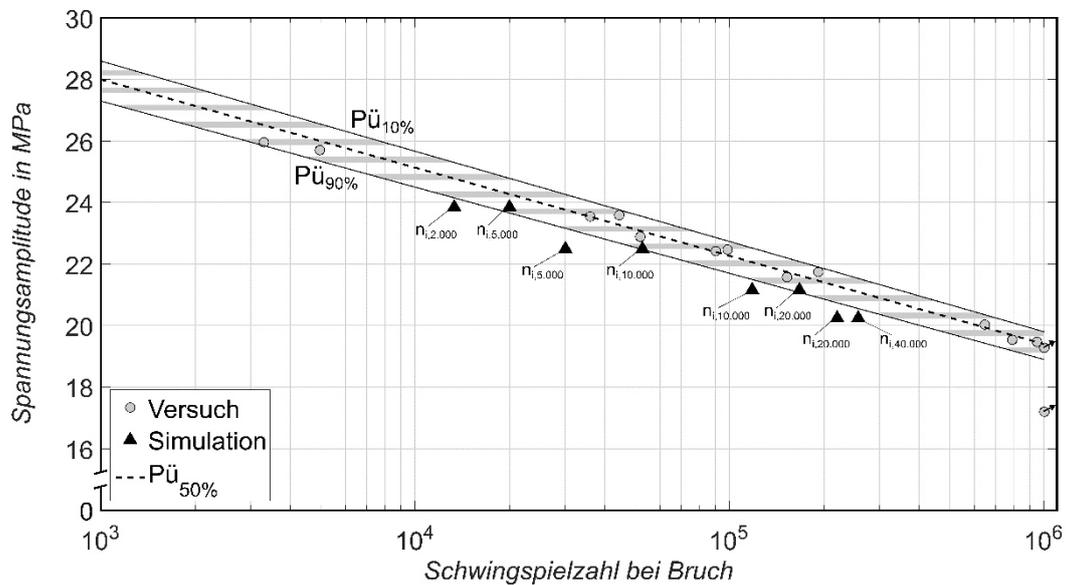
spielzahl von etwa 185.000 erreicht, mit insgesamt sechs verschiedenen Zykleninkrementen simuliert. Das kleinste Inkrement beträgt entsprechend der Unterscheidung in zyklischer Schädigungs- und Restfestigkeitsberechnung 1.000 Zyklen, die größte 40.000 Zyklen. In Abbildung 5.14 sind die berechneten Schwingspielzahlen über den verwendeten Zykleninkrementen aufgetragen. Zur Kennzeichnung des Streubereichs sind auch hier die  $P\ddot{u}_{10\%}$ - und  $P\ddot{u}_{90\%}$ -Linie eingezeichnet.



**Abbildung 5.14: Sensitivitätsanalyse der berechneten Schwingspielzahl gegenüber des Zykleninkrementes  $n_i$  bei einer Spannungsamplitude von 31,5 MPa**

Die berechneten Schwingspielzahlen liegen bei kleinen Zykleninkrementen ( $n_{\text{Inkr}} = 1.000$  und  $n_{\text{Inkr}} = 2.000$ ) unterhalb der  $P\ddot{u}_{90\%}$ -Grenze und geben somit eine zu konservative Lebensdauer des Werkstoffs an. Die vier darüber liegenden Zykleninkremente liegen alle im Streubereich der Versuche, wobei das Inkrement von 40.000 exakt auf der oberen Streugrenze  $P\ddot{u}_{10\%}$  liegt. Als Fazit dieser Sensitivitätsanalyse kann festgehalten werden, dass bei einer die Rechenzeit berücksichtigenden Wahl des Zykleninkrementes – diese sollte bei etwa einem Zehntel der mittleren Versuchsschwingspielzahl liegen – die berechnete Schwingspielzahl im Streubereich der Versuchsergebnisse liegt. Wird ein deutlich geringeres Zykleninkrement gewählt, erfolgt eine konservative Bauteilauslegung, welche jedoch nicht zu Ausfällen im späteren Betrieb führt. Zu groß gewählte Inkremente hingegen verursachen ein Überschreiten der oberen Streugrenze. Dies ist darin begründet, dass erst zu späteren Lastspielen Spannungsumlagerungen stattfinden und zuvor

wenig belastete Elemente geschädigt werden. Dies führt zu einer Überschätzung der zyklischen Werkstoffeigenschaften.



**Abbildung 5.15: Versuchs- und Simulationsergebnisse der Dauerschwingversuche an Typ1BA Probekörpern aus PA6.6GF30 mit einer 90°-Orientierung ( $R = 0,1$ )**

Abhilfe kann eine logarithmische Definition des Zykleninkrementes bieten. Mit steigender Zyklenzahl steigt auch das Inkrement entsprechend an. Dies ist im Hinblick auf die Rechenzeiten in Bereichen hoher Schwingspielzahlen notwendig. Mittels einer einmaligen werkstoffspezifischen Kalibrierung können die Zykleninkremente so angepasst werden, dass sowohl in allen Zeitfestigkeitsbereichen als auch Spannungsverhältnissen die Simulationsergebnisse eine möglichst geringe Abweichung von der  $P\ddot{u}_{50\%}$  Linie aufweisen. Dieses wohlgestellte Optimierungsproblem kann jedoch aufgrund der hohen Rechenzeiten im Rahmen dieser Arbeit nicht gelöst werden. Für diese Aufgabe ist eine Parallelisierung der zur Optimierung notwendigen Rechnungen zu empfehlen.

Die Simulationsergebnisse der Typ1BA Probekörper mit einer 90°-Orientierung, die im Zugschwellbereich ( $R = 0,1$ ) belastet werden, sind in Abbildung 5.15 gezeigt. Sie zeigen eine leicht konservativere Prognose als die Simulation der 0°-Probekörper. Die Berechnungsgüte ist auch in dieser Simulationsreihe sehr gut und die Steigung der Wöhlerlinie wird sehr gut nachgebildet. Die Simulationen der gezeigten Versuchsreihen dienen zur Kalibrierung des Modells. Die folgenden Lebensdauersimulationen der Koppelstange zur Modellvalidierung werden mit identischen Werkstoff- und Simulationsparametern durchgeführt.

## 6 Validierung des numerischen Modells

Die Validierung des in *Kapitel 5* dargestellten Simulationsmodells erfolgt an der Koppelstange. Sowohl die Koppelstange als auch die Normprobekörper werden aus dem gleichen PA6.6GF30 hergestellt. Analog zur Validierung der vorgestellten Werkstoffmodellierung anhand quasistatischer Zug- und Druckversuche wird die Lebensdauerberechnung an Dauerschwingversuchen im Zugschwell- und Wechsellastversuch validiert. Aufgrund der deutlich komplexeren Geometrie der Koppelstange im Vergleich zu den verwendeten Probekörpern und der Herstellung an unterschiedlichen Spritzgussmaschinen mit verschiedenen Fertigungsparametern wird zunächst die Schädigung der Matrix infolge des Fertigungsprozesses untersucht. Als Maß einer durch Fertigungs- oder Alterungsprozesse hervorgerufenen Werkstoffschädigung kann die Viskositätszahl  $VN$  herangezogen werden [212–214]. Diese Prüfung hat jedoch nur qualitativen Charakter und ist somit nur zum Vergleich unterschiedlicher Probenserien des identischen Werkstoffs anwendbar.

Die Prüfung erfolgt nach der *DIN EN ISO 307* [215] und wird an neuwertigem Granulat, einer ungeschädigten und eines durch zyklische Belastung vorgeschädigten *Typ1A* Probekörpers sowie einer ungeschädigten Koppelstange durchgeführt. Die Ergebnisse sind in Tabelle 10 aufgeführt und bilden den Mittelwert aus mindestens zwei Messungen je Versuchsreihe [216]. Die Viskositätszahlen der unterschiedlich verarbeiteten Proben zeigen nur geringe Abweichungen vom neuwertigen Granulat. Bildet man den Mittelwert der Messungen an den Probekörpern, ergibt sich eine Reduktion der  $VN$  um etwa 4,7 ml/g. Diese Abnahme weicht kaum von der Viskositätsminderung der Koppelstange (4,4 ml/g) ab. Für die Berechnung der Koppelstange können folglich die Werkstoffparameter der durchgeführten Werkstoffcharakterisierung verwendet werden. Eine Abweichung der Simulationsergebnisse aufgrund unterschiedlicher fertigungsprozessbedingter Werkstoffschädigung kann somit ausgeschlossen werden.

**Tabelle 10: Viskositätszahl  $VN$  von PA6.6GF30 in verschiedenen Verarbeitungszuständen**

|             | Granulat    | <i>Typ1A</i> neu | <i>Typ1A</i> geschädigt | Koppelstange |
|-------------|-------------|------------------|-------------------------|--------------|
| $VN$ [ml/g] | 150,1 ± 0,6 | 141,4 ± 0,4      | 149,5 ± 2,8             | 145,6 ± 0,2  |

## 6.1 Versuchsdurchführung

Aufgrund ihrer konstruktiven Gestaltung bildet die Koppelstange einen reinen Zug- bzw. Druckstab. Dies wird durch die oben- und untenliegenden Kugelgelenke zur Krafteinleitung erreicht. Hierdurch ist das Einleiten bzw. die Übertragung eines Biegemomentes nicht möglich. Die Kugelgelenke werden durch einen stählernen Kugelzapfen und einer in die Koppelstange integrierten Kugelschale gebildet. Zur Reduktion der Reibung ist das Kugelgelenk gefettet und in die Kugelschale ist ein Fettreservoir zur Gewährleistung der Schmierung über der gesamten Bauteillebensdauer integriert. Um während der zyklischen Versuche eine Beeinflussung der Prüfergebnisse durch Verschleiß oder Schädigung der Kugelzapfen zu verhindern, werden speziell angefertigte Zapfen aus hochfestem, oberflächengehärtetem Stahl zur Prüfung verwendet. Zur Montage der Koppelstange wird eine definierte Menge Fett in die Kugelschale gegeben und die Kugelzapfen mit einer hierfür angefertigten Vorrichtung eingepresst. Dieser Vorgang muss sehr behutsam durchgeführt werden, um eine Vorschädigung des Bauteils zu verhindern. Die Normkonditionierung der Koppelstangen erhöht die Duktilität des Werkstoffs und ermöglicht hierdurch den Einpressvorgang. Diese Eigenschaftsänderung wird auch in der industriellen Montage genutzt.

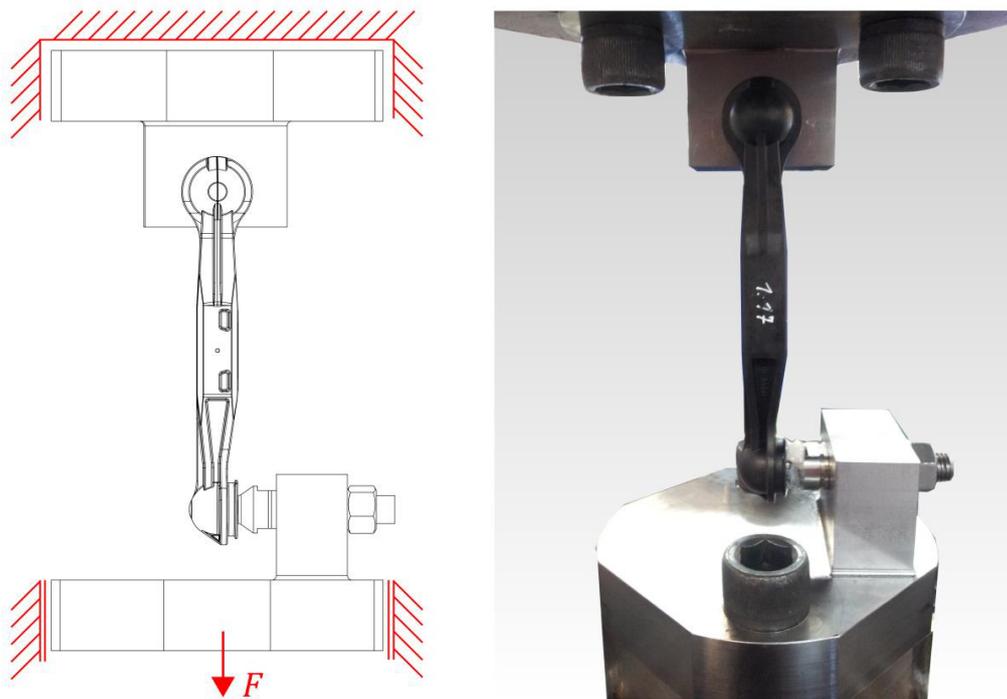


Abbildung 6.1: Skizze (links) und Umsetzung (rechts) der Koppelstangen-Prüfvorrichtung

Die in Abbildung 6.1 gezeigte Prüfvorrichtung ist auf einer hydraulischen Prüfmaschine der Firma *Instron* mit einer Maximalkraft von 40 kN montiert. Die Prüfmaschine verfügt, wie in der linken Skizze angedeutet, über eine seitliche Führung zur Abstützung etwaig auftretender Querkräfte. Dies ist notwendig, da sowohl quasistatische Druckversuche, als auch zyklische Versuche im Wechsellastbereich vorgesehen sind. Über die untere Einspannung wird die Kraft  $F$  in die Koppelstange eingeleitet und mittels einer  $\pm 40$  kN-Kraftmesszelle des Typs *PM 40 K* von *Schenck* an der oberen starren Einspannung gemessen und aufgezeichnet. Mittels einer Infrarotkamera des Typs *PI400* von *Optris* wird die Bauteiltemperatur überwacht und dokumentiert. Alle Versuche werden bei Raumtemperatur und an normkonditionierten Bauteilen durchgeführt.

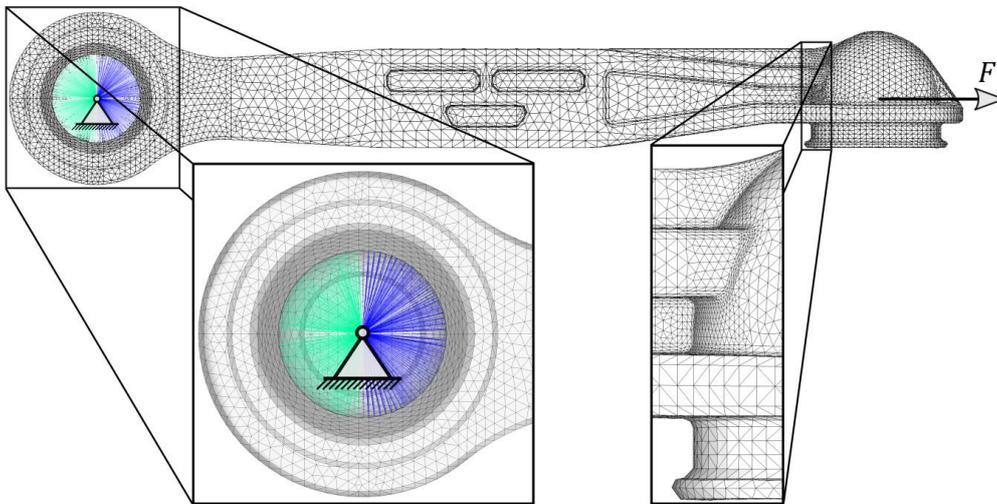
## 6.2 Simulationsmodell

Der Aufbau des Simulationsmodells der Koppelstange in *ANSYS* erfolgt nach zwei Gesichtspunkten. Aufgrund des iterativen Charakters der Lebensdauersimulation werden sehr viele Berechnungen durchgeführt. Daher ist das Simulationsmodell so zu gestalten, dass Vereinfachungen zwar die Rechenzeit reduzieren, jedoch nach Möglichkeit die Ergebnisgüte nicht beeinträchtigen. Zur Vernetzung werden die bereits in der Modellierung des *Typ1BA* Probekörpers genutzten, vollintegrierten Tetraeder-Elemente des Typs *Solid187* verwendet.

In Abbildung 6.2 ist das Finite-Elemente-Modell der Koppelstange dargestellt. Das FE-Netz ist identisch mit der in *Kapitel 3.1* verwendeten Vernetzung zur Bestimmung der Faserorientierung im  $\mu$ CT. Zur Rechenzeitoptimierung wird der Mittenbereich größer als die schadenskritischen Segmente im Kopfbereich vernetzt. Speziell der Übergangsbereich von Mittelteil zu Kugelschale (vgl. rechte Detailansicht in Abbildung 6.2) wird sehr fein vernetzt, da hier der Ausgangspunkt zyklischer Schädigungen in Form makroskopischer Risse in den durchgeführten Dauerschwingversuchen beobachtbar ist.

Die Modellierung des Kugelzapfens zur Lasteinleitung ist in der linken Detailansicht in Abbildung 6.2 dargestellt. Hier wird auf eine rechenintensive Kontaktmodellierung zwischen Kugelzapfen und Kugelschale verzichtet. Stattdessen werden Balkenelemente des Typs *Link180* verwendet. Es handelt sich hierbei um ein

dreidimensionales uniaxiales Zug-Druck-Element mit drei Freiheitsgraden an jedem Knoten: Verschiebung in x-, y- und z-Richtung. Jeder Knoten der Oberfläche der Kugelschale ist über ein solches Balkenelement mit einem zentrisch im Kugelgelenk angeordneten Masterknoten verbunden. Die Randbedingungen der Berechnung werden über diese Masterknoten definiert. Zur Abbildung der Einspannung werden alle translatorischen Freiheitsgrade des Knotens gesperrt. Gleiches gilt für die Krafteinleitung, wobei die Translation in Lastrichtung zugelassen werden muss. Beidseitig werden die rotatorischen Freiheitsgrade nicht gesperrt, um der Koppelstange die Möglichkeit zur Drehung zu geben. Aus der Bauteilgeometrie ergibt sich eine asymmetrische Steifigkeitsverteilung, welche bei hohen Verformungen ein Dreh- und Biegemoment im Bauteil erzeugt. Dies kann im Versuch durch ein Verdrehen der Koppelstange beobachtet werden. Diese Drehung muss auch in der Simulation zugelassen werden um das Einbringen von Zusatzlasten infolge einer Drehmomentabstützung zu vermeiden.

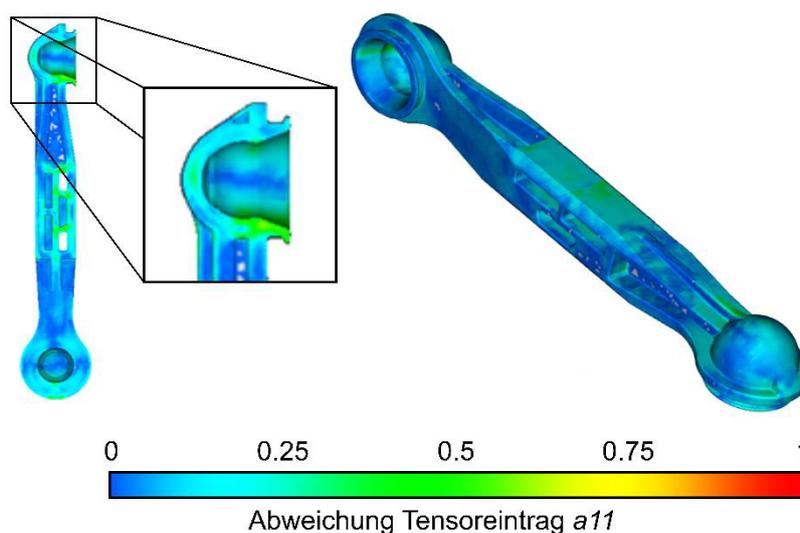


**Abbildung 6.2: Finite-Elemente-Modell der Koppelstange in ANSYS**

Die Balkenelemente einer Kugelschale sind in zwei Gruppen eingeteilt, was durch die unterschiedliche Farbgebung in Abbildung 6.2 verdeutlicht ist. In Abhängigkeit des Lastfalls wird die Steifigkeit der Elemente gesteuert. Wird beispielsweise eine Zugkraft aufgebracht, muss die Reaktionskraft in der Einspannung von den grünen Balkenelementen übertragen werden. Die Steifigkeit der blauen Elemente wird minimiert, da diese auch real im Zuglastfall nicht an der Kraftübertragung beteiligt sind. Die Balkenspinne der Lasteinleitung – in Abbildung 6.2 nicht zu sehen – besitzt eine gegenteilige Gruppierung der Balkenelemente. Durch diese Vereinfachung des

Drehgelenkes wird die Rechenzeit erheblich reduziert.

Vor der strukturmechanischen Simulation werden die mittels  $\mu$ CT bestimmten Faserorientierungsdaten visuell überprüft, um daraus folgende Berechnungsfehler ausschließen zu können. Ein speziell geschriebenes Programm extrahiert aus den Orientierungsdaten den ersten Eigenvektor und ermittelt aus dem vorgegebenen FE-Netz den Schwerpunkt jedes Elementes. Diese Informationen werden so aufbereitet, dass sie von der wissenschaftlichen Visualisierungssoftware *ParaView* [217] verarbeitet werden können. Mithilfe der Software wird die Hauptfaserorientierung in Form eines Vektors in den Schwerpunkt des jeweiligen Elementes geplottet. Die Möglichkeit der dreidimensionalen Darstellung ermöglicht eine deutlich bessere Begutachtung der Orientierungsinformationen, als die zweidimensionale Schnittebenenendarstellung der  $\mu$ CT-Software. Unregelmäßigkeiten in den Orientierungsinformationen, wie beispielsweise ein falsch definiertes Koordinatensystem, können somit direkt identifiziert werden.



**Abbildung 6.3: Abweichung der Faserorientierung Spritzgussimulation und  $\mu$ CT-Messung**

Im Rahmen dieser Arbeit wird erstmalig die Faserorientierung eines kompletten Bauteils mittels  $\mu$ CT-Analyse bestimmt und somit die Eignung einer Fertigungssimulation zur Bestimmung der Faserorientierung abgeschätzt. Bisherige Forschungsarbeiten führen solche Untersuchungen lediglich auf Probekörperebene durch. Daher wird parallel zur strukturmechanischen Simulation eine Spritzgussimulation mittels der Berechnungssoftware *Moldex 3D* [218] durchgeführt. Zur Bewertung der Simulationsgüte werden die Abweichungen bzw. die Differenz der

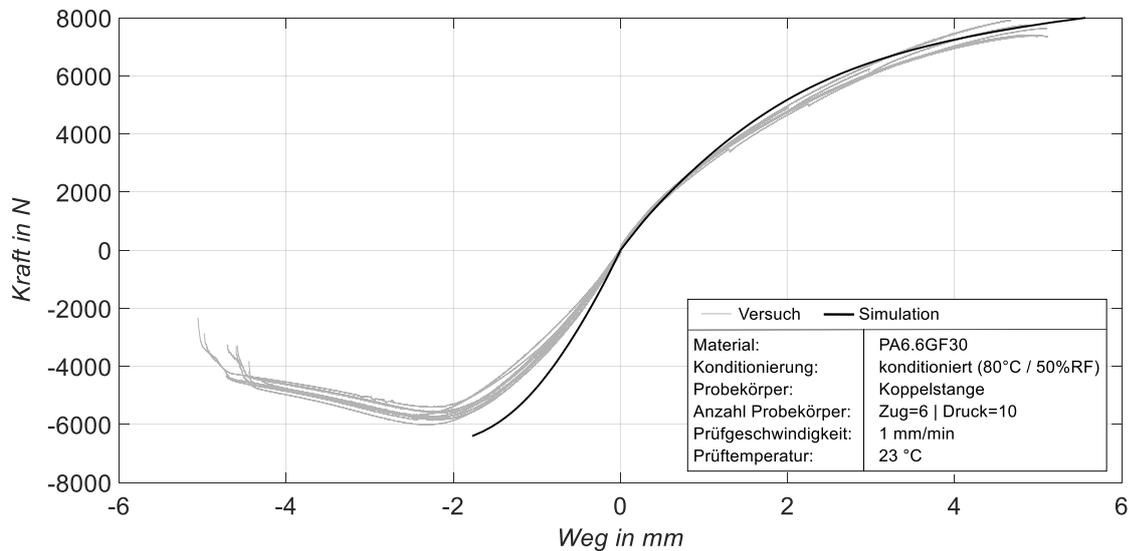
Einträge der Orientierungstensoren herangezogen. Für den Tensoreintrag  $a_{11}$  ist diese Abweichung beispielhaft in Abbildung 6.3 dargestellt. Es sind eine Schnittdarstellung und eine dreidimensionale Darstellung gezeigt. Deutlich zu erkennen sind Abweichungen in Bereichen enger Radien. So zeigt die Simulation im kritischen Kugelschalenbereich deutliche Abweichungen von der gemessenen Orientierung. Aufgrund dieser Differenzen kann zum jetzigen Zeitpunkt die mittels Spritzgussimulation berechnete Faserorientierung zur strukturmechanischen Betrachtung komplexer Bauteile nicht herangezogen werden.

### **6.3 Prüf- und Simulationsergebnisse**

Die Simulation der quasistatischen Zug- und Druckversuche dient der Kontrolle mehrerer Aspekte. So werden zum einen das Werkstoffmodell und der korrekte Import der Faserorientierungsdaten an einer komplexen Geometrie getestet. Zum anderen kann eine Bestätigung der Gültigkeit der vorgenommenen Vereinfachungen des Berechnungsmodells erfolgen. Die Prüfungen werden an der in *Kapitel 3.2* beschriebenen Vorrichtung durchgeführt und erfolgen mit einer konstanten Prüfgeschwindigkeit. Diese wird in Anlehnung an die *DIN EN ISO 527-1* [161] auf 1 mm/min festgelegt. Für jeden Lastfall werden mindestens sechs gültige Versuche vorgenommen.

Die Versuchs- und Simulationsergebnisse der quasistatischen Versuche sind in Abbildung 6.4 dargestellt. Die Prüfungen auf Bauteilebene bestätigen die bereits aus der Materiacharakterisierung (vgl. *Kapitel 3*) bekannte geringe Versuchsstreuung. Sowohl im Zug- als auch im Drucklastfall streuen die Kraft-Weg-Verläufe nur gering. Die Zugversuche weisen ein Bauteilversagen im Bereich des Kugelgelenkes auf, wohingegen bei den Druckversuchen ein Ausknicken der Koppelstange zum Bruch im Mittenteil führt. An den schwarz eingezeichneten Simulationsverläufen ist eine sehr gute Übereinstimmung der Ergebnisse im Zugbereich festzustellen. Im Druckfall zeigt das Berechnungsmodell eine etwas zu hohe Bauteilsteifigkeit. Das Beulen der Struktur oberhalb von 2 mm Verformungsweg kann vom Simulationsmodell nicht abgebildet werden. Hier führt das globale Stabilitätsversagen der Koppelstange in Form des Ausknickens zu Instabilitäten im Werkstoffmodell und die Simulation erreicht keine Konvergenz. Zur Berechnung der zyklischen Zeitfestigkeit ist dieser

Bereich jedoch nicht von Interesse. Der stark nichtlineare Werkstoffcharakter ist im Zug- und Druckbereich deutlich zu erkennen und wird von der verwendeten Werkstoffmodellierung gut abgebildet. Die vorgenommenen Modellvereinfachungen können ebenso für die Lebensdauerberechnung übernommen werden.

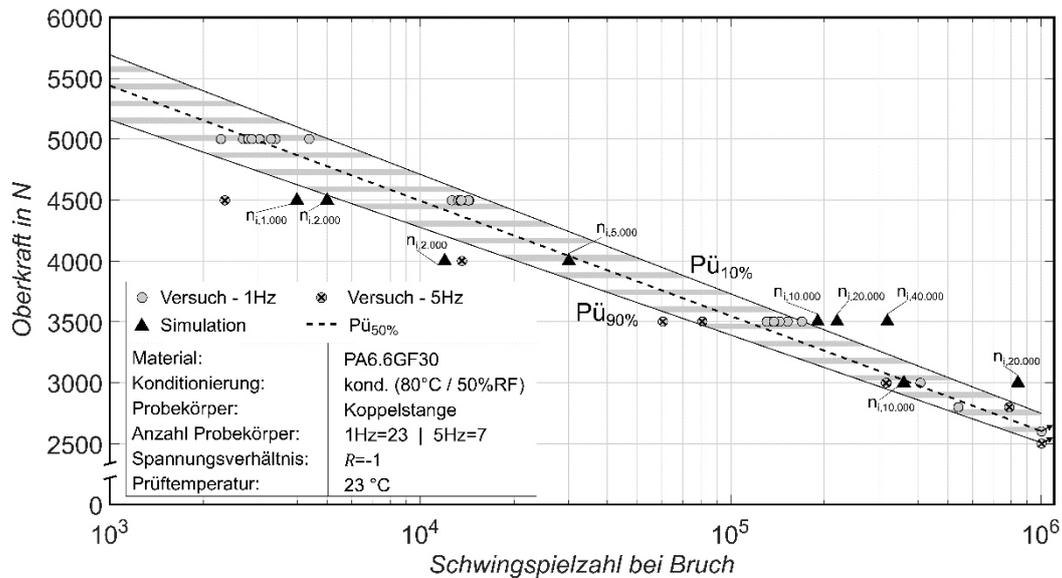


**Abbildung 6.4: Versuchs- und Simulationsergebnisse der quasistatischen Zug- und Druckversuche an der Koppelstange**

In der ersten zyklischen Versuchsreihe werden die Koppelstangen bei einer Prüffrequenz  $f$  von 1 Hz im Wechsellastbereich ( $R = -1$ ) geprüft. Die Prüfung erfolgt in Anlehnung an die *ISO 13003* [166] im Horizontenverfahren. Die Versuchsergebnisse bei einer Prüffrequenz von  $f = 1$  Hz ( $\bullet$ ) sind in Abbildung 6.5 im Wöhlerdiagramm dargestellt. Zur besseren Beurteilung der Simulationsgüte ist ebenfalls der statistische Streubereich ( $P_{\ddot{u}10\%}$  und  $P_{\ddot{u}90\%}$ ), berechnet nach den Gleichungen 5.36 und 5.37, eingezeichnet. Für die Lastniveaus unterhalb einer Oberkraft von 5000 N liegt die Probekörpererwärmung mit durchschnittlich 4 °C im gültigen Normbereich. Wohingegen das Lastniveau mit einer Amplitude von 5000 N eine Erwärmung von 13 °C aufweist und somit 3 °C oberhalb der zulässigen Erwärmung liegt.

Zur Untersuchung des Frequenzeinflusses werden stichpunktartig Prüfungen mit einer Prüffrequenz von 5 Hz ( $\otimes$ ) durchgeführt. In den hohen Lastbereichen führt die Frequenzerhöhung zu einer deutlichen Abnahme der ertragbaren Schwingspielzahl. Dies geht mit einer ausgeprägten Temperaturzunahme einher. Unmittelbar nach Versagen der Koppelstangen können auf den Bruchflächen, mittels der parallel zum Versuch mitlaufenden Infrarotkamera, teilweise Temperaturen von bis zu 100 °C

gemessen werden. Mit fallender Kraftamplitude sinkt auch die Temperaturzunahme. Bei einer Oberkraft von 3000 N beträgt der Temperaturunterschied zwischen den Prüfungen mit 1 Hz und 5 Hz noch 12 °C und nimmt weiter ab auf 3 °C bei einer Kraftamplitude von 2800 N. Unterhalb dieses Lastniveaus ist kein Einfluss der Prüffrequenz auf die Probekörpertemperatur und die Lebensdauer mehr feststellbar.

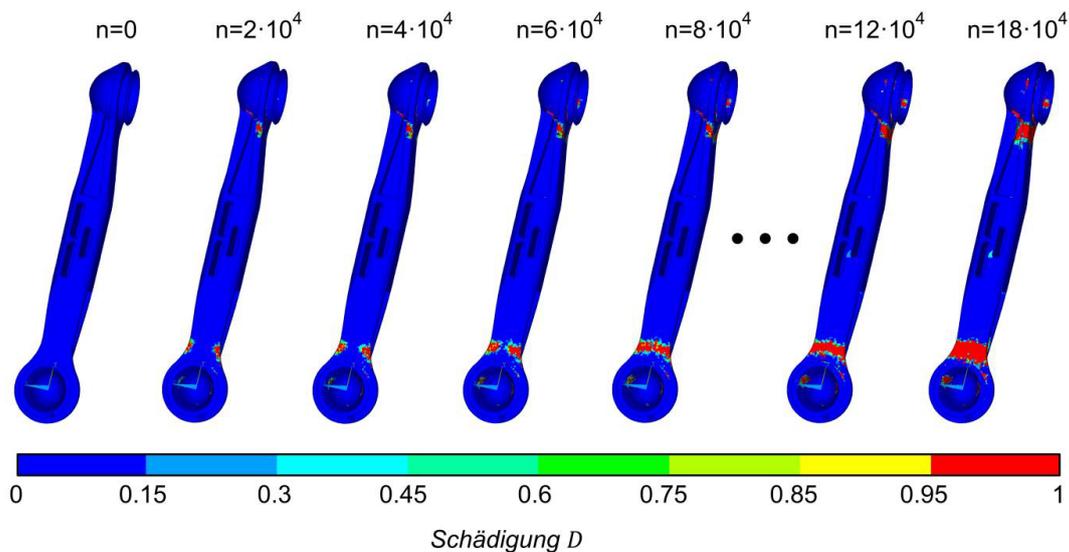


**Abbildung 6.5: Versuchs- und Simulationsergebnisse der Dauerschwingversuche an der Koppelstange im Wechsellastbereich ( $R = -1$ )**

Die Simulationsergebnisse (▲) sind ebenfalls in Abbildung 6.5 eingezeichnet. Analog zu den Berechnungen der *Typ1BA* Probekörper werden unterschiedliche Lastniveaus mit mindestens zwei verschiedenen Zykleninkrementen  $n_i$  berechnet. Auch hier kann man erkennen, dass die Wahl des Zykleninkrementes einen Einfluss auf die berechnete Schwingspielzahl hat. Die Simulation zeigt eine geringere Steigung der Wöhlerlinie im Vergleich zu den Versuchen. So werden in den Bereichen hoher Last konservative Ergebnisse berechnet. In den niedrigen Lastbereichen hingegen wird die Lebensdauer leicht überschätzt. Aufgrund der lediglich geringen Abweichungen zwischen Simulations- und Versuchsergebnissen kann die Simulationsgüte jedoch als sehr gut angesehen werden.

Zur nachfolgenden Auswertung wird nach jedem Zykleninkrement die berechnete Schädigungssumme der Elemente exportiert und abgespeichert. Mittels eines *APDL*-Skriptes kann die Schädigungsverteilung für eine gewünschte Schwingspielzahl in einem farblich kodierten Plot dargestellt werden. In Abbildung 6.6 ist eine Reihe solcher Schädigungsplots über der Lebensdauer der Koppelstange dargestellt.

Beginnend beim intakten Ausgangszustand sind bis zum Versagen bei 180.000 Schwingspielen verschiedene Stadien der Lebensdauer gezeigt. Es handelt sich hierbei um die Simulation eines Wechsellastversuchs mit einer Kraftamplitude von 3.500 N. Mit fortschreitender Zyklenzahl nimmt die Schädigung im Bereich der Kugelschale zu, bis sie den gesamten Kopfbereich der Koppelstange umschließt. Dieser umfangreiche Schaden im Kopfbereich führt zum Bauteilversagen, wobei das Schadensbild der Simulation mit den Bruchbildern der Versuche übereinstimmt.



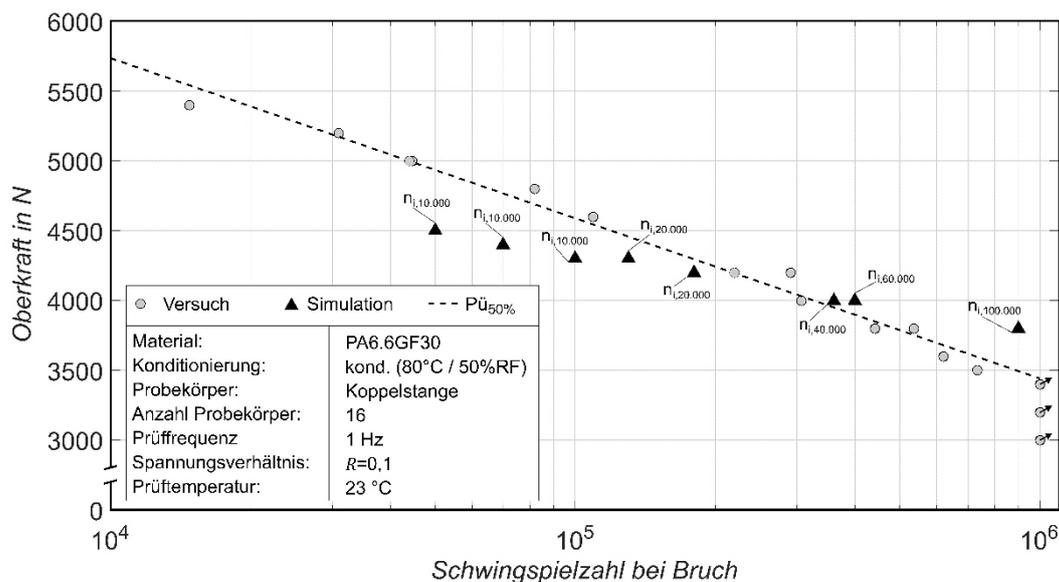
**Abbildung 6.6: Schädigungsentwicklung an der Koppelstange für  $R = -1$ ,  $F_a = 3500$  N und  $N = 180.000$**

Die Bruchbilder zyklischer Versuche sind in Abbildung 6.7 für verschiedene Spannungsverhältnisse zu sehen. Der obere Teil zeigt das Versagensbild im Zugschwellbereich, der untere Teil das Bruchbild eines Wechsellastversuches. Unabhängig vom Spannungsverhältnis weisen alle Koppelstangen ein ähnliches Bruchbild auf. Im Übergangsbereich von Mittenteil zu Kugelschalenkopf beginnt die makroskopisch sichtbare Rissinitiation. Die Risse breiten sich von diesen Kugelkopfanbindungen aus und reduzieren kontinuierlich den tragenden Restquerschnitt. Wird eine kritische Querschnittsfläche unterschritten, kommt es zum (Gewalt-) Bruch und somit zum Bauteilversagen. Die Bruchfläche verläuft dabei entlang der Kugelschale und trennt den Lasteinleitungsbereich vom mittleren Teil der Koppelstange ab.



**Abbildung 6.7: Bruchbild der Koppelstange unter zyklischer Last bei Spannungsverhältnissen von  $R=0,1$  (oben) und  $R=-1$  (unten)**

Zur Reduktion des Prüfaufwandes werden die Dauerschwingversuche im Zugschwellbereich analog zu den Versuchen an den *Typ1BA* Probekörpern im Perlschnurverfahren (vgl. *DIN 50100* [168]) durchgeführt. Dies erscheint aufgrund der geringen Versuchsstreuung der Wechsellastversuche als zulässig. Zur Vermeidung einer unzulässigen Erwärmung werden die Prüfungen mit einer Frequenz von 1 Hz durchgeführt. In Abbildung 6.8 sind sowohl die Versuchs- (●) als auch die Simulationsergebnisse (▲) im Wöhlerdiagramm gezeigt. Das Perlschnurverfahren lässt lediglich eine Berechnung der mittleren Überlebenswahrscheinlichkeit  $P_{\bar{u}50\%}$  zu. Diese Interpolationslinie ist zusätzlich für die Versuchsergebnisse eingezeichnet.



**Abbildung 6.8: Versuchs- und Simulationsergebnisse der Dauerschwingversuche an der Koppelstange im Zugschwellbereich ( $R=0,1$ )**

Die Berechnungsergebnisse der Zugschwellversuche zeigen eine ähnliche Güte wie die Simulationen im Wechsellastbereich. Die Versuchsergebnisse werden sehr gut abgebildet, jedoch zeigt auch hier die Simulation eine leicht geringere Steigung der Wöhlerlinie. Dies führt zu einer konservativen Lebensdauerabschätzung im Bereich hoher Lasten und einer Überschätzung der ertragbaren Schwingspielzahl bei niedrigen Kräften. Die dargestellten Untersuchungen haben gezeigt, dass sowohl die quasistatischen als auch das zyklische Werkstoffverhalten der Koppelstange sehr gut abgebildet werden kann. Somit ist die Validierung des Werkstoffmodells und der Lebensdauerberechnung erfolgt.



## 7 Zusammenfassung und Ausblick

Das hochgradig nichtlineare Werkstoffverhalten und die lokal sehr unterschiedliche Faserorientierung erschweren die strukturmechanische Berechnung kurzfaserverstärkter Thermoplaste erheblich. Stehen für die statische Festigkeitsbetrachtung kommerzielle Softwarelösungen zur Verfügung, existiert derzeit keine Lösung zur Berechnung der Bauteillebensdauer. Ziel dieser Arbeit ist es, diese Lücke zu schließen und am Beispiel einer Koppelstange aus PA6.6GF30 die gesamte Prozesskette von der Werkstoffcharakterisierung, über die Bestimmung der Faserorientierung bis hin zur Berechnung statischer und zyklischer Lastfälle aufzuzeigen.

Die umfangreiche Werkstoffcharakterisierung wird an konditioniertem Werkstoff durchgeführt, um einen realitätsnahen Werkstoffzustand abzubilden. Die Feuchtigkeitsaufnahme führt hierbei zu einer Erhöhung der Matrixduktilität, wodurch die Nichtlinearität des Werkstoffs zunimmt. An wasserstrahlgeschnittenen taillierten *Typ1BA* Probekörpern werden in quasistatischen Zug-, Druck- und Schubversuchen, parallel und senkrecht zur Spritzgussrichtung, die grundlegenden Kennwerte zur Beschreibung des Werkstoffverhaltens bestimmt. Dynamische Zugversuche liefern zusätzliche Informationen über das dehnratenabhängige Werkstoffverhalten und Zeitstandzugversuche über das Kriechverhalten des PA6.6GF30. Die zyklischen Werkstoffkennwerte werden im Druckschwell-, Wechsellast- und Zugschwellbereich jeweils für eine 0°- und 90°-Faserorientierung bestimmt. Eine umfangreiche Versuchsreihe bestimmt die Restfestigkeit infolge definierter zyklischer Vorschädigung. Zur Analyse der Faserorientierung mittels  $\mu$ CT wird zunächst eine Studie zur minimal erforderlichen Auflösung durchgeführt. Hier zeigen Scans mit einer Auflösung von 10  $\mu$ m eine ausreichende Genauigkeit. Anschließend werden drei verschiedene Probekörper vollständig im  $\mu$ CT gescannt und die Faserorientierung bestimmt.

Das hier untersuchte PA6.6GF30 wird häufig im Fahrwerksbereich und Motorraum von Fahrzeugen eingesetzt. An diesen Einsatzorten wird der Werkstoff zusätzlich zu den mechanischen Lasten verschiedenen Umweltbedingungen ausgesetzt. Eine gesonderte Versuchsreihe untersucht den Einfluss der Einsatzbedingungen auf die Werkstoffeigenschaften. Im Fahrwerksbereich ist der Werkstoff ständig Spritzwasser bzw. im Winter verschiedenen Tausalzen ausgesetzt. Ein Auslagerungsversuch über

einen Zeitraum von etwa einem Jahr charakterisiert zunächst die Fluidaufnahme des PA6.6GF30 gegenüber vollentsalztem Wasser, gesättigter wässriger Natriumchlorid- und gesättigter wässriger Calciumchloridlösung. Mittels der dynamisch mechanischen Thermo-Analyse wird die Reduktion der Glasübergangstemperatur durch erhöhte Feuchtigkeitsgehalte festgestellt. Eine Quantifizierung der Degradation der Werkstoffkennwerte durch die Aufnahme der verschiedenen Fluide erfolgt durch Zugversuche an Probekörpern unterschiedlicher Auslagerungszeit. Unabhängig vom Auslagerungsmedium zeigt der Werkstoff eine vollständige Reversibilität der Werkstoffkennwerte durch die Rücktrocknung im Vakuumofen. Die Untersuchung der Bruchflächen im Rasterelektronenmikroskop ergibt eine Duktilitätssteigerung der Matrix und eine Verschlechterung der Faser-Matrix-Haftung bei Feuchtigkeitsaufnahme. Dies kann durch eine ausgeprägte Zipfelbildung der Matrix und vermehrten Faser-pull-out bestätigt werden. Erstmals in dieser Forschungsarbeit wird zur Untersuchung der Spannungsrisskorrosion von Spritzgussmaterial ein speziell entwickelter Prüfstand verwendet, der zyklische Dauerschwingversuche unter Medieneinfluss ermöglicht. Die Probekörper werden hierzu während der Schwingbeanspruchung mit den verschiedenen Fluiden besprüht. Eine Abhängigkeit der Lebensdauer vom verwendeten Fluid kann nicht festgestellt werden. Als weiteren Einfluss wird die erhöhte Oberflächenrauheit infolge kontinuierlicher Abrasion durch Mikro-Steinschläge untersucht. Sowohl die statischen als auch zyklischen Untersuchungen zeigen nur eine geringfügig reduzierte Festigkeit des PA6.6GF30. Dies ist auf die hohe Duktilität zurückzuführen, wodurch der Werkstoff unempfindlicher gegenüber Kerben wird.

Auf Basis einer umfangreichen Literaturstudie erfolgt die Entwicklung eines Berechnungsansatzes für das PA6.6GF30 auf der Meso-Skalenebene. Die  $\mu$ CT-Software bestimmt die Faserorientierung auf Basis eines importierten FE-Netztes. Die ermittelten Orientierungsdaten werden exportiert und mithilfe eines *Fortran*-Programms für den Löser *ANSYS* aufbereitet. Zur Werkstoffmodellierung wird ein Rekonstruktionsansatz auf Basis einer allgemeinen Mischungsregel entwickelt, welcher aus den durchgeführten Versuchen und den vorliegenden  $\mu$ CT-Daten auf Spannungs-Dehnungs-Kurven beliebiger Orientierungsgrade schließt. Um das nichtlineare anisotrope Werkstoffverhalten abbilden zu können wird ein nichtlinearer Modellansatz nach *Voce* mit einem anisotropen *Hill*-Fließkriterium kombiniert. Jedem

FE-Element wird entsprechend der Orientierungsgrade bzw. der Eigenwerte des Orientierungstensors ein Werkstoffmodell zugordnet. Zusätzlich werden die Elementkoordinatensysteme an den elementspezifischen Eigenvektoren des Orientierungstensors, den Hauptfaserrichtungen, ausgerichtet. Durch diese Vorgehensweise erhält jedes Element seine lokal spezifischen anisotropen Werkstoffeigenschaften. Die Simulation der Zugversuche an 0°- und 90°-orientierten *Typ1BA* Probekörpern und eines in-situ-Zugversuches eines gelochten 0°-Probekörpers zeigen sehr gute Übereinstimmungen mit den Versuchsergebnissen. Zur Lebensdauerberechnung wird ein ähnlicher Rekonstruktionsansatz genutzt. Dieser berechnet aus den vorliegenden Wöhlerlinien und den  $\mu$ CT-Daten wiederum Wöhlerlinien unterschiedlicher Orientierungsgrade. Somit entfällt in der späteren Berechnung die Notwendigkeit der Unterteilung des Belastungszustandes in eine faserparallele bzw. senkrecht zur Faser orientierte Belastung, da entsprechend der Faseranteile in Belastungsrichtung eine Wöhlerlinie generiert wird. Die Lebensdauerberechnung erfolgt inkrementell in einem vom Nutzer definierten Zykleninkrement. Nach der elementweisen Berechnung des lokalen Spannungsverhältnisses wird mittels einer linearen Interpolation im *Haigh*-Diagramm die kritische Schwingspielzahl für den vorliegenden Lastfall bestimmt. Auf Basis der linearen Schadensakkumulation nach *Miner* wird die Schädigungssumme berechnet und anhand dieser die Elementsteifigkeit für das folgende Berechnungssinkrement degradiert. Hierdurch ist es möglich die Lastumlagerung infolge der zyklischen Werkstoffdegradation zu berücksichtigen. Zur Definition des Bauteilversagens dient ein Ansatz basierend auf der Berechnung eines kritischen Volumens. Sind 95 % aller Elemente mit einem Spannungswert oberhalb von 55 % der auftretenden Maximalspannung vollkommen geschädigt, wird die Berechnung abgebrochen und die ertragbare Schwingspielzahl ist erreicht. Über das Abbruchkriterium wird das Berechnungsmodell an den Versuchsergebnissen auf Probekörpererebene kalibriert und zeigt sehr gute Ergebnisse.

Die Validierung der Methodik erfolgt anschließend an der Simulation einer Koppelstange ohne eine Veränderung der Simulationsparameter. Hierzu wird erstmalig ein  $\mu$ CT-Scan eines vollständigen Bauteils zur Analyse der Faserorientierung durchgeführt. Ein Vergleich der Messergebnisse mit einer Spritzgussimulation zeigt, dass aufgrund der hohen Abweichungen in kritischen

Bereichen des Bauteils ein  $\mu$ CT-Scan zur realitätsnahen Berechnung notwendig ist. Die Simulation statischer Zug- und Druckversuche zeigt sehr gute Übereinstimmung mit den Versuchsergebnissen. Zur Beurteilung der Lebensdauerberechnung werden Versuche im Zugschwell- und Wechsellastbereich nachgerechnet. Obwohl die Simulationsparameter lediglich an Versuchen im Zugschwellbereich kalibriert werden, sind die Ergebnisse der Berechnungen der Koppelstange bei allen Spannungsverhältnissen sehr gut. In beiden Fällen sind die Abweichungen der berechneten ertragbaren Schwingspielzahlen von den Versuchsergebnissen nur gering. Somit wurde ein Berechnungswerkzeug für kurzfaserverstärkte Thermoplaste entwickelt, das erstmals eine statische und zyklische Werkstoffcharakterisierung unter Berücksichtigung der im  $\mu$ CT bestimmten Faserorientierungsgrade zur Berechnung der Lebensdauer auf Bauteilebene nutzt.

Optimierungspotential zeigt die Berechnungsmethodik in der Wahl des Zykleninkrementes. Hier weist die Lebensdauerberechnung eine gewisse Sensitivität auf, da die berechneten ertragbaren Schwingspielzahlen sich mit der Wahl des Inkrementes ändern. Eine unveränderbare logarithmische Einteilung, auf deren Basis das Modell einmalig kalibriert wird, kann hier Abhilfe schaffen. So unterliegt die Wahl des Zykleninkrementes nicht mehr dem Benutzer und durch die logarithmische Skalierung sind die vordefinierten Inkremente sowohl für die Berechnung von Lastniveaus kleiner als auch großer Schwingspielzahlen geeignet.

Desweiteren könnte die Prognosequalität durch das Implementieren der Dehnratenabhängigkeit und der Berücksichtigung des Kriechverhaltens weiter gesteigert werden. Der Löser *ANSYS* lässt die Kombination mehrerer Werkstoffmodelle zu. Dies wird bereits für die beschriebene Werkstoffmodellierung genutzt. Eine zusätzliche Berücksichtigung des viskoplastischen Werkstoffverhaltens ist mit den bereits verwendeten Modellen möglich. Hierfür ist bereits ein dehnratenabhängiges Modell mit *Perzyna* und *Perice* Optionen in *ANSYS* implementiert. Gleiches gilt für die Integration eines Kriechmodells. Hierfür steht eine Vielzahl an kombinierbaren Modellen bereit. Probleme bei diesen Erweiterungen können hinsichtlich der Stabilität des Werkstoffmodells auftreten, da diese bereits in der hier verwendeten Kombination beeinträchtigt ist. Um diese Stabilitätsprobleme zu umgehen, könnte auch ein benutzerdefiniertes Materialmodell mittels einer eigenen Routine, der sogenannten UMAT, definiert werden.

## Literaturverzeichnis

- [1] Ernst, C. S.; Harter, C.; Olschewski, I. et al.: CO<sub>2</sub>-Emissionsreduktion bei Pkw und leichten Nutzfahrzeugen nach 2020. Abschlussbericht 123320, 2014.
- [2] Europäisches Parlament und Rat: Verordnung zur Festsetzung von Emissionsnormen für neue Personenkraftwagen im Rahmen des Gesamtkonzepts der Gemeinschaft zur Verringerung der CO<sub>2</sub>-Emissionen von Personenkraftwagen und leichten Nutzfahrzeugen. Verordnung (EG) Nr. 443/2009, 2009.
- [3] Kraus, T.; Kühnel, M.; Witten, E.: Composites-Marktbericht 2016: Marktentwicklungen, Trends, Ausblicke und Herausforderungen, 2016.
- [4] Scheibnitz, M., Kaenko, R., Spies, P.: Polyamid 6 und 66 (PA6 und PA66). Asien und die Automobilindustrie prägen die Nachfrage an Polyamiden. Kunststoffe 2016, Heft 10, S. 62–67.
- [5] Rau, W.: Leichtbau mit angepassten Motorenkonzepten. Kunststoffe 2009, Heft 3, S. 70–74.
- [6] Bernasconi, A.; Davoli, P.; Armanni, C.: Fatigue strength of a clutch pedal made of reprocessed short glass fibre reinforced polyamide. International Journal of Fatigue 32 (2010), Heft 1, S. 100–107.
- [7] Schürmann, H.: Konstruieren mit Faser-Kunststoff-Verbunden. VDI-Buch. Springer-Verlag Berlin Heidelberg, Berlin, Heidelberg, 2007.
- [8] Eyerer, P.; Elsner, P.; Hirth, T.: Polymer Engineering. Technologien und Praxis. VDI-Buch. Springer, Berlin, Heidelberg, 2008.
- [9] Alewelt, W.; Bottenbruch, L.; Becker, G. W.: Polyamide. Kunststoff-Handbuch Technische Thermoplaste, Hanser, München, 1998.
- [10] Ehrenstein, G. W.: Faserverbund-Kunststoffe. Werkstoffe - Verarbeitung - Eigenschaften. Hanser, München, 2006.
- [11] Neitzel, M.; Mitschang, P.; Beresheim, G. (Hrsg.): Handbuch Verbundwerkstoffe. Werkstoffe, Verarbeitung, Anwendung. Hanser, München, 2004.
- [12] Datenblatt – PA6.6GF30, genaue Materialbezeichnung aus Geheimhaltungsgründen nicht angegeben, 2016.
- [13] BASF Corporation Engineering Plastics: Product Information - Ultramid® Structure A2WG12 LFX BK23215. Polyamide 66. Wyandotte, MI 48192 (USA), 2016.
- [14] Polynt GmbH: Technisches Datenblatt - HUP 17/30 RB-7035/39637. D-56357 Miehlen, 2014.
- [15] Polynt GmbH: Technisches Datenblatt - HUP 17/30 RB-7035/39639. D-56357 Miehlen, 2014.
- [16] Weber, T.: AlfaLam. Advanced Layerwise Failure Analysis of Laminates. Technische Universität Darmstadt - Fachgebiet Konstruktiver Leichtbau und Bauweisen.
- [17] Einkauf ZF Friedrichshafen AG (Silva, A. J.): Materialpreise für Abnahmemengen von 20 t, Email (vertraulich), 2016.

- 
- [18] Crowson, R. J.; Folkes, M. J.; Bright, P. F.: Rheology of short glass fiber-reinforced thermoplastics and its application to injection molding I. Fiber motion and viscosity measurement. *Polymer Engineering and Science* 20 (1980), Heft 14, S. 925–933.
- [19] Crowson, R. J.; Folkes, M. J.: Rheology of short glass fiber-reinforced thermoplastics and its application to injection molding. II. The effect of material parameters. *Polymer Engineering and Science* 20 (1980), Heft 14, S. 934–940.
- [20] Laun, H. M.: Orientation effects and rheology of short glass fiber-reinforced thermoplastics. *Colloid & Polymer Science* 262 (1984), Heft 4, S. 257–269.
- [21] Thomas, S.; Joseph, K. (Hrsg.): *Polymer composites*. Wiley-VCH, Weinheim, 2012.
- [22] Xavier, S. F.; Tyagi, D.; Misra, A.: Influence of injection-molding parameters on the morphology and mechanical properties of glass fiber-reinforced polypropylene composites. *Polymer Composites* 3 (1982), Heft 2, S. 88–96.
- [23] Vincent, M.; Giroud, T.; Clarke, A. et al.: Description and modeling of fiber orientation in injection molding of fiber reinforced thermoplastics. *Polymer* 46 (2005), Heft 17, S. 6719–6725.
- [24] Advani, S. G.; Tucker, C. L.: The Use of Tensors to Describe and Predict Fiber Orientation in Short Fiber Composites. *Journal of Rheology* 31 (1987), Heft 8, S. 751.
- [25] Mlekusch, B.: Fibre orientation in short-fibre-reinforced thermoplastics II. Quantitative measurements by image analysis. *Composites Science and Technology* 59 (1999), Heft 4, S. 547–560.
- [26] Lee, K. S.; Lee, S. W.; Youn, J. R. et al.: Confocal microscopy measurement of the fiber orientation in short fiber reinforced plastics. *Fibers and Polymers* 2 (2001), Heft 1, S. 41–50.
- [27] Bernasconi, A.; Cosmi, F.; Dreossi, D.: Local anisotropy analysis of injection moulded fibre reinforced polymer composites. *Composites Science and Technology* 68 (2008), Heft 12, S. 2574–2581.
- [28] Nguyen Thi, T. B.; Morioka, M.; Yokoyama, A. et al.: Measurement of fiber orientation distribution in injection-molded short-glass-fiber composites using X-ray computed tomography. *Journal of Materials Processing Technology* 219 (2015), S. 1–9.
- [29] Wirjadi, O.; Godehardt, M.; Schladitz, K. et al.: Characterization of multilayer structures in fiber reinforced polymer employing synchrotron and laboratory X-ray CT. *International Journal of Materials Research* 105 (2014), Heft 7, S. 645–654.
- [30] Bernasconi, A.; Cosmi, F.; Hine, P. J.: Analysis of fibre orientation distribution in short fibre reinforced polymers. A comparison between optical and tomographic methods. *Composites Science and Technology* 72 (2012), Heft 16, S. 2002–2008.
- [31] Schweizer, R. A.: Glass Fiber Length Degradation in Thermoplastics Processing. *Polymer-Plastics Technology and Engineering* 18 (1982), Heft 1, S. 81–91.

- [32] Fisa, B.: Mechanical degradation of glass fibers during compounding with polypropylene. *Polymer Composites* 6 (1985), Heft 4, S. 232–241.
- [33] Gupta, V. B.; Mittal, R. K.; Sharma, P. K. et al.: Some studies on glass fiber-reinforced polypropylene. Part I. Reduction in fiber length during processing. *Polymer Composites* 10 (1989), Heft 1, S. 8–15.
- [34] Carling, M. J.; Williams, J. G.: Fiber length distribution effects on the fracture of short-fiber composites. *Polymer Composites* 11 (1990), Heft 6, S. 307–313.
- [35] Hassan, A.; Yahya, R.; Yahaya, A. H. et al.: Tensile, Impact and Fiber Length Properties of Injection-Molded Short and Long Glass Fiber-Reinforced Polyamide 6,6 Composites. *Journal of Reinforced Plastics and Composites* 23 (2004), Heft 9, S. 969–986.
- [36] Launay, A.; Maitournam, M. H.; Marco, Y. et al.: Multiaxial fatigue models for short glass fiber reinforced polyamide – Part I. Nonlinear anisotropic constitutive behavior for cyclic response. *International Journal of Fatigue* 47 (2013), S. 382–389.
- [37] Bernasconi, A.; Davoli, P.; Basile, A. et al.: Effect of fibre orientation on the fatigue behaviour of a short glass fibre reinforced polyamide-6. *International Journal of Fatigue* 29 (2007), Heft 2, S. 199–208.
- [38] Pan, Y.; Iorga, L.; Pelegri, A. A.: Numerical generation of a random chopped fiber composite RVE and its elastic properties. *Composites Science and Technology* 68 (2008), Heft 13, S. 2792–2798.
- [39] Tian, W.; Qi, L.; Zhou, J. et al.: Representative volume element for composites reinforced by spatially randomly distributed discontinuous fibers and its applications. *Composite Structures* 131 (2015), S. 366–373.
- [40] Fliegner, S.; Luke, M.; Gumbsch, P.: 3D microstructure modeling of long fiber reinforced thermoplastics. *Composites Science and Technology* 104 (2014), S. 136–145.
- [41] Fliegner, S.; Hohe, J.; Haspel, B. et al.: Micromechanical Modeling of the Nonlinear Deformation of LFTS Under Consideration of the Effects of Interface Damage, 20th International Conference on Composite Materials. Copenhagen, Dänemark, 2016.
- [42] Hill, R.: A Theory of the Yielding and Plastic Flow of Anisotropic Metals. *Proceedings of the Royal Society A: Mathematical, Physical and Engineering Sciences* 193 (1948), Heft 1033, S. 281–297.
- [43] Acton, K.; Graham-Brady, L.: Meso-scale modeling of plasticity in composites. *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering* 198 (2009), 9-12, S. 920–932.
- [44] Stommel, M.; Stojek, M.; Korte, W.: FEM zur Berechnung von Kunststoff- und Elastomerbauteilen. Hanser Carl, München, 2011.
- [45] Allix, O.; Lévêque, D.; Perret, L.: Identification and forecast of delamination in composite laminates by an interlaminar interface model. *Composites Science and Technology* 58 (1998), Heft 5, S. 671–678.
- [46] Bordeu, F.; Boucard, P. A.: A Mesoscale Model for the Prediction of Composite Materials Until Final Failure, 20th International Conference on Composite Materials. Copenhagen, Dänemark, 2016.

- [47] Eshelby, J. D.: The Determination of the Elastic Field of an Ellipsoidal Inclusion, and Related Problems. *Proceedings of the Royal Society A: Mathematical, Physical and Engineering Sciences* 241 (1957), Heft 1226, S. 376–396.
- [48] Mori, T.; Tanaka, K.: Average stress in matrix and average elastic energy of materials with misfitting inclusions. *Acta Metallurgica* 21 (1973), Heft 5, S. 571–574.
- [49] Chow, T. S.: Elastic moduli of filled polymers. The effect of particle shape. *Journal of Applied Physics* 48 (1977), Heft 10, S. 4072.
- [50] Tandon, G. P.; Weng, G. J.: The effect of aspect ratio of inclusions on the elastic properties of unidirectionally aligned composites. *Polymer Composites* 5 (1984), Heft 4, S. 327–333.
- [51] Halpin, J. C.: Stiffness and Expansion Estimates for Oriented Short Fiber Composites. *Journal of Composite Materials* 3 (1969), Heft 4, S. 732–734.
- [52] Halpin, J. C.; Kardos, J. L.: The Halpin-Tsai equations. A review. *Polymer Engineering and Science* 16 (1976), Heft 5, S. 344–352.
- [53] Cox, H. L.: The elasticity and strength of paper and other fibrous materials. *British Journal of Applied Physics* 3 (1952), Heft 3, S. 72.
- [54] Carman, G. P.; Reifsnider, K. L.: Micromechanics of short-fiber composites. *Composites Science and Technology* 43 (1992), Heft 2, S. 137–146.
- [55] Mondali, M.; Abedian, A.; Ghavami, A.: A new analytical shear-lag based model for prediction of the steady state creep deformations of some short fiber composites. *Materials & Design* 30 (2009), Heft 4, S. 1075–1084.
- [56] Monfared, V.; Mondali, M.: Semi-analytically presenting the creep strain rate and quasi shear-lag model as well as finite element method prediction of creep debonding in short fiber composites. *Materials & Design* (1980-2015) 54 (2014), S. 368–374.
- [57] Okabe, T.; Takeda, N.; Kamoshida, Y. et al.: A 3D shear-lag model considering micro-damage and statistical strength prediction of unidirectional fiber-reinforced composites. *Composites Science and Technology* 61 (2001), Heft 12, S. 1773–1787.
- [58] Okabe, T.; Takeda, N.: Estimation of strength distribution for a fiber embedded in a single-fiber composite. Experiments and statistical simulation based on the elasto-plastic shear-lag approach. *Composites Science and Technology* 61 (2001), Heft 12, S. 1789–1800.
- [59] Tucker, C. L.; Liang, E.: Stiffness predictions for unidirectional short-fiber composites. Review and evaluation. *Composites Science and Technology* 59 (1999), Heft 5, S. 655–671.
- [60] Degrieck, J.; van Paepegem, W.: Fatigue damage modeling of fibre-reinforced composite materials. Review. *Applied Mechanics Reviews* 54 (2001), Heft 4, S. 279.
- [61] Jen, M.; Lee, C. H.: Strength and life in thermoplastic composite laminates under static and fatigue loads. Part II: Formulation. *International Journal of Fatigue* 20 (1998), Heft 9, S. 617–629.

- [62] Azzi, V. D.; Tsai, S. W.: Anisotropic strength of composites. *Experimental Mechanics* 5 (1965), Heft 9, S. 283–288.
- [63] De Monte, M.; Moosbrugger, E.; Quaresimin, M.: Influence of temperature and thickness on the off-axis behaviour of short glass fibre reinforced polyamide 6.6 – cyclic loading. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 41 (2010), Heft 10, S. 1368–1379.
- [64] Fatemi, A.; Mortazavian, S.; Khosrovaneh, A.: Fatigue Behavior and Predictive Modeling of Short Fiber Thermoplastic Composites. *Procedia Engineering* 133 (2015), S. 5–20.
- [65] e-Xstream engineering SA: Digimat, 2014.
- [66] Lindhult, J. A.: Fatigue Analysis of Anisotropic Short Fibre Reinforced Polymers. - by Use of Digimat and nCode DesignLife. Masterarbeit, Chalmers University of Technologie, Department of Applied Mechanics, Göteborg, Schweden, 2015.
- [67] Sonsino, C. M.; Moosbrugger, E.: Fatigue design of highly loaded short-glass-fibre reinforced polyamide parts in engine compartments. *International Journal of Fatigue* 30 (2008), Heft 7, S. 1279–1288.
- [68] Radaj, D.; Vormwald, M.: Ermüdungsfestigkeit. Grundlagen für Ingenieure. Springer-Verlag Berlin Heidelberg, Berlin, Heidelberg, 2007.
- [69] Klimkeit, B.; Nadot, Y.; Castagnet, S. et al.: Multiaxial fatigue life assessment for reinforced polymers. *International Journal of Fatigue* 33 (2011), Heft 6, S. 766–780.
- [70] Kujawski, D.; Ellyin, F.: A unified approach to mean stress effect on fatigue threshold conditions. *International Journal of Fatigue* 17 (1995), Heft 2, S. 101–106.
- [71] Zago, A.; Springer, G. S.: Constant Amplitude Fatigue of Short Glass and Carbon Fiber Reinforced Thermoplastics. *Journal of Reinforced Plastics and Composites* 20 (2001), Heft 7, S. 564–595.
- [72] Zago, A.; Springer, G. S.: Fatigue Lives of Short Fiber Reinforced Thermoplastics Parts. *Journal of Reinforced Plastics and Composites* 20 (2001), Heft 7, S. 606–620.
- [73] Macherauch, E.; Zoch, H. W.: *Praktikum in Werkstoffkunde. 91 ausführliche Versuche aus wichtigen Gebieten der Werkstofftechnik.* Studium. Vieweg+Teubner Verlag / Springer Fachmedien Wiesbaden GmbH Wiesbaden, Wiesbaden, 2011.
- [74] Vassilopoulos, A. P.; Manshadi, B. D.; Keller, T.: Influence of the constant life diagram formulation on the fatigue life prediction of composite materials. *International Journal of Fatigue* 32 (2010), Heft 4, S. 659–669.
- [75] Dover, W. D.: Variable amplitude fatigue of welded structures.
- [76] Amijima, S.; Tanimoto, T.; Matsuoka, T.: A study on the fatigue life estimation of FRP under random loading. *Progress in science and engineering of composites* (1982), S. 701–708.
- [77] Brøndsted, P.; Andersen, S. I.; Lilholt, H.: Fatigue damage accumulation and lifetime prediction of GFRP materials under block loading and stochastic loading. *Polymeric Composites-Expanding the Limits* (1997).

- [78] Philippidis, T. P.; Vassilopoulos, A. P.: Life prediction methodology for GFRP laminates under spectrum loading. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 35 (2004), Heft 6, S. 657–666.
- [79] Harris, B.: A parametric constant-life model for prediction of the fatigue lives of fibre-reinforced plastics. *Fatigue in composites*. Woodhead Publishing Limited (2003), S. 546–568.
- [80] Gathercole, N.; Riter, H.; Adam, T. et al.: Life prediction for fatigue of T800/5245 carbon-fibre composites. I. Constant-amplitude loading. *International Journal of Fatigue* 16 (1994), Heft 8, S. 523–532.
- [81] Beheshty, M. H.; Harris, B.: A constant-life model of fatigue behaviour for carbon-fibre composites. The effect of impact damage. *Composites Science and Technology* 58 (1998), Heft 1, S. 9–18.
- [82] Kawai, M.; Koizumi, M.: Nonlinear constant fatigue life diagrams for carbon/epoxy laminates at room temperature. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 38 (2007), Heft 11, S. 2342–2353.
- [83] Kawai, M.: A Method for Identifying Asymmetric Dissimilar Constant Fatigue Life Diagrams for CFRP Laminates. *Key Engineering Materials* 334-335 (2007), S. 61–64.
- [84] Boerstra, G.: The Multislope model. A new description for the fatigue strength of glass fibre reinforced plastic. *International Journal of Fatigue* 29 (2007), Heft 8, S. 1571–1576.
- [85] Kassapoglou, C.: Fatigue Life Prediction of Composite Structures Under Constant Amplitude Loading. *Journal of Composite Materials* 41 (2007), Heft 22, S. 2737–2754.
- [86] Broutman, L. J.; Sahu, S.: A New Theory to Predict Cumulative Fatigue Damage in Fiberglass Reinforced Plastics. In: Corten, H. T. (Hrsg.): *Composite Materials: Testing and Design (Second Conference)*, 170-170-19. ASTM International, 100 Barr Harbor Drive, PO Box C700, West Conshohocken, PA 19428-2959, 1972.
- [87] Hahn, H. T.; Tsai, S. W.: On the Behavior of Composite Laminates After Initial Failures. *Journal of Composite Materials* 8 (1974), Heft 3, S. 288–305.
- [88] Hahn, H. T.; Kim, R. Y.: Fatigue Behavior of Composite Laminate. *Journal of Composite Materials* 10 (1976), Heft 2, S. 156–180.
- [89] Nouri, H.; Meraghni, F.; Lory, P.: Fatigue damage model for injection-molded short glass fibre reinforced thermoplastics. *International Journal of Fatigue* 31 (2009), Heft 5, S. 934–942.
- [90] Ladeveze, P.; Ledantec, E.: Damage modelling of the elementary ply for laminated composites. *Composites Science and Technology* 43 (1992), Heft 3, S. 257–267.
- [91] Meraghni, F.; Nouri, H.; Bourgeois, N. et al.: Parameters identification of fatigue damage model for short glass fiber reinforced polyamide (PA6-GF30) using digital image correlation. *Procedia Engineering* 10 (2011), S. 2110–2116.

- [92] Meuwissen, M.; Oomens, C.; Baaijens, F. et al.: Determination of the elasto-plastic properties of aluminium using a mixed numerical–experimental method. *Journal of Materials Processing Technology* 75 (1998), 1-3, S. 204–211.
- [93] Avanzini, A.; Donzella, G.; Gallina, D.: Fatigue damage modelling of PEEK short fibre composites. *Procedia Engineering* 10 (2011), S. 2052–2057.
- [94] Launay, A.; Maitournam, M. H.; Marco, Y. et al.: Cyclic behaviour of short glass fibre reinforced polyamide. Experimental study and constitutive equations. *International Journal of Plasticity* 27 (2011), Heft 8, S. 1267–1293.
- [95] Launay, A.; Marco, Y.; Maitournam, M. H. et al.: Modelling the influence of temperature and relative humidity on the time-dependent mechanical behaviour of a short glass fibre reinforced polyamide. *Mechanics of Materials* 56 (2013), S. 1–10.
- [96] Launay, A.; Maitournam, M. H.; Marco, Y. et al.: Multiaxial fatigue models for short glass fibre reinforced polyamide. Part II. Fatigue life estimation. *International Journal of Fatigue* 47 (2013), S. 390–406.
- [97] Launay, A.; Marco, Y.; Maitournam, M. H. et al.: Cyclic behavior of short glass fiber reinforced polyamide for fatigue life prediction of automotive components. *Procedia Engineering* 2 (2010), Heft 1, S. 901–910.
- [98] Kabir, M. R.; Lutz, W.; Zhu, K. et al.: Fatigue modeling of short fiber reinforced composites with ductile matrix under cyclic loading. *Computational Materials Science* 36 (2006), Heft 4, S. 361–366.
- [99] Ha, J. C.; Yokobori, Jr., A. T.; Takeda, H.: The effect of fatigue damage on toughening of short-fiber-reinforced polymer composites. *Journal of Materials Science* 34 (1999), Heft 9, S. 2103–2111.
- [100] Nishikawa, M.; Okabe, T.: Microstructure-dependent fatigue damage process in short fiber reinforced plastics. *International Journal of Solids and Structures* 47 (2010), 3-4, S. 398–406.
- [101] Brighenti, R.; Carpinteri, A.; Scorza, D.: Micromechanical model for preferentially-oriented short-fibre-reinforced materials under cyclic loading. *Engineering Fracture Mechanics* (2016).
- [102] Krairi, A.; Doghri, I.; Robert, G.: Multiscale high cycle fatigue models for neat and short fiber reinforced thermoplastic polymers. *International Journal of Fatigue* 92 (2016), S. 179–192.
- [103] Pegoretti, A.; Riccò, T.: Fatigue crack propagation in polypropylene reinforced with short glass fibres. *Composites Science and Technology* 59 (1999), Heft 7, S. 1055–1062.
- [104] Pegoretti, A.; Ricco, T.: Fatigue Fracture of Neat and Short Glass Fiber Reinforced Polypropylene. Effect of Frequency and Material Orientation. *Journal of Composite Materials* 34 (2000), Heft 12, S. 1009–1027.
- [105] Pegoretti, A.; Ricco, T.: Crack growth in discontinuous glass fibre reinforced polypropylene under dynamic and static loading conditions. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 33 (2002), Heft 11, S. 1539–1547.
- [106] Hertzberg, R. W.; Manson, J. A.; Skibo, M.: Frequency sensitivity of fatigue processes in polymeric solids. *Polymer Engineering and Science* 15 (1975), Heft 4, S. 252–260.

- 
- [107] Jain, A.; Veas, J. M.; Straesser, S. et al.: The Master SN curve approach – A hybrid multi-scale fatigue simulation of short fiber reinforced composites. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* (2015).
- [108] Jain, A.; van Paepegem, W.; Verpoest, I. et al.: A feasibility study of the Master SN curve approach for short fiber reinforced composites. *International Journal of Fatigue* 91 (2016), S. 264–274.
- [109] Jain, A.; Lomov, S. V.; Abdin, Y. et al.: Pseudo-grain discretization and full Mori Tanaka formulation for random heterogeneous media. Predictive abilities for stresses in individual inclusions and the matrix. *Composites Science and Technology* 87 (2013), S. 86–93.
- [110] Jain, A.; Abdin, Y.; van Paepegem, W. et al.: Effective anisotropic stiffness of inclusions with debonded interface for Eshelby-based models. *Composite Structures* 131 (2015), S. 692–706.
- [111] Palmgren, A.: Die Lebensdauer von Kugellagern. *VDI-Z* 58 (1924), S. 339–341.
- [112] Miner, M. A.: Cumulative damage in fatigue. *Journal of Applied Mechanics* 12 (1945), Heft 3, S. 159–164.
- [113] Dreißig, J.; Jaschek, K.; Büter, A. et al.: Fatigue life estimation for short fibre reinforced polyamide components under variable amplitude loading. In: 2nd International Conference of Material and Component Performance under Variable Amplitude loading, Darmstadt, 23.-26.März, 2009.
- [114] Yao, W. X.; Himmel, N.: A new cumulative fatigue damage model for fibre-reinforced plastics. *Composites Science and Technology* 60 (2000), Heft 1, S. 59–64.
- [115] Zago, A.; Springer, G. S.; Quaresimin, M.: Cumulative Damage of Short Glass Fiber Reinforced Thermoplastics. *Journal of Reinforced Plastics and Composites* 20 (2001), Heft 7, S. 596–605.
- [116] Hashin, Z. V.; Laird, C.: Cumulative Damage Under two Level Cycling. Some Theoretical Predictions and Test Data. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials and Structures* 2 (1979), Heft 4, S. 345–350.
- [117] Manson, S. S.; Halford, G. R.: Re-examination of cumulative fatigue damage analysis—an engineering perspective. *Engineering Fracture Mechanics* 25 (1986), Heft 5, S. 539–571.
- [118] Siemon, A.: Qualitative und quantitative Analysen der linearen und nichtlinearen Schadensakkumulationshypothesen unter Einbeziehung der statistischen Versuchsplanung, Univ., Diss--Kassel, 2006. Kassel Univ. Press, Kassel, 2008.
- [119] Ertel, W.: Grundkurs Künstliche Intelligenz. Eine praxisorientierte Einführung. Springer Fachmedien Wiesbaden, Wiesbaden, s.l., 2013.
- [120] Kruse, R.; Borgelt, C.; Braune, C. et al.: Computational Intelligence. Eine methodische Einführung in künstliche neuronale Netze, evolutionäre Algorithmen, Fuzzy-Systeme und Bayes-Netze. *Computational Intelligence*. Springer Vieweg, Wiesbaden, 2015.

- [121] Lippe, W. M.: Soft-Computing. Mit Neuronalen Netzen, Fuzzy-Logic und Evolutionären Algorithmen ; mit 27 Tabellen. eXamen.press. Springer-Verlag Berlin Heidelberg, Berlin, Heidelberg, 2006.
- [122] Vassilopoulos, A. P.; Georgopoulos, E.; Dionysopoulos, V.: Artificial neural networks in spectrum fatigue life prediction of composite materials. *International Journal of Fatigue* 29 (2007), Heft 1, S. 20–29.
- [123] Reimschüssel, H. K.: Relationships on the effect of water on glass transition temperature and young's modulus of nylon 6. *Journal of Polymer Science: Polymer Chemistry Edition* 16 (1978), Heft 6, S. 1229–1236.
- [124] Vallés-Lluch, A.; Camacho, W.; Ribes-Greus, A. et al.: Influence of water on the viscoelastic behavior of recycled nylon 6,6. *Journal of Applied Polymer Science* 85 (2002), Heft 10, S. 2211–2218.
- [125] Ishak, Z. A. M.; Berry, J. P.: Hygrothermal aging studies of short carbon fiber reinforced nylon 6.6. *Journal of Applied Polymer Science* 51 (1994), Heft 13, S. 2145–2155.
- [126] Bergeret, A.; Pires, I.; Foulc, M. P. et al.: The hygrothermal behaviour of glass-fibre-reinforced thermoplastic composites. A prediction of the composite lifetime. *Polymer Testing* 20 (2001), Heft 7, S. 753–763.
- [127] Ishak, Z. A. M.; Lim, N. C.: Effect of moisture absorption on the tensile properties of short glass fiber reinforced poly(butylene terephthalate). *Polymer Engineering and Science* 34 (1994), Heft 22, S. 1645–1655.
- [128] Mortazavian, S.; Fatemi, A.; Khosrovaneh, A.: Effect of Water Absorption on Tensile and Fatigue Behaviors of Two Short Glass Fiber Reinforced Thermoplastics. *SAE International Journal of Materials and Manufacturing* 8 (2015), Heft 2.
- [129] Hassan, A.; Rahman, N. A.; Yahya, R.: Moisture absorption effect on thermal, dynamic mechanical and mechanical properties of injection-molded short glass-fiber/polyamide 6,6 composites. *Fibers and Polymers* 13 (2012), Heft 7, S. 899–906.
- [130] Günzel, S.; Hickmann, S.; Wittemeyer, C. et al.: Effects of Fiber Orientation and Moisture on the Crack Growth in Short Glass Fiber Reinforced Polyamide. *Advanced Engineering Materials* 14 (2012), Heft 10, S. 867–872.
- [131] Bernasconi, A.; Davoli, P.; Basile, A. et al.: Temperature and Frequency Effect on the Fatigue Behaviour of Short Glass Fibre Reinforced Polyamide 6. In: *Atti Del Workshop "Frattura Di Polimeri, Adesivi E Compositi A Matrice Polimerica"*, Mailand, 2008.
- [132] Handa, K.; Kato, A.; Narisawa, I.: Fatigue characteristics of a glass-fiber-reinforced polyamide. *Journal of Applied Polymer Science* 72 (1999), Heft 13, S. 1783–1793.
- [133] Noda, K.; Takahara, A.; Kajiyama, T.: Fatigue failure mechanisms of short glass-fiber reinforced nylon 66 based on nonlinear dynamic viscoelastic measurement. *Polymer* 42 (2001), Heft 13, S. 5803–5811.
- [134] Jia, N.; Kagan, V. A.: Effects of time and temperature on the tension-tension fatigue behavior of short fiber reinforced polyamides. *Polymer Composites* 19 (1998), Heft 4, S. 408–414.

- [135] Bernasconi, A.; Kulin, R. M.: Effect of frequency upon fatigue strength of a short glass fiber reinforced polyamide 6. A superposition method based on cyclic creep parameters. *Polymer Composites* 30 (2009), Heft 2, S. 154–161.
- [136] Pegoretti, A.; Ricco, T.: Creep crack growth in a short glass fibres reinforced polypropylene composite. *Journal of Materials Science* 36 (2001), Heft 19, S. 4637–4641.
- [137] Fischer, H.; Schafer, M.; Marx, R.: Effect of surface roughness on flexural strength of veneer ceramics. *Journal of dental research* 82 (2003), Heft 12, S. 972–975.
- [138] Lohbauer, U.; Müller, F. A.; Petschelt, A.: Influence of surface roughness on mechanical strength of resin composite versus glass ceramic materials. *Dental materials : official publication of the Academy of Dental Materials* 24 (2008), Heft 2, S. 250–256.
- [139] Ramulu, M.; Paul, G.; Patel, J.: EDM surface effects on the fatigue strength of a 15 vol% SiCp/Al metal matrix composite material. *Composite Structures* 54 (2001), Heft 1, S. 79–86.
- [140] Alang, N. A.; Razak, N. A.; Miskam, A. K.: Effect of surface roughness on fatigue life of notched carbon steel. *International Journal of Engineering & Technology* 11 (2011), Heft 1, S. 160–163.
- [141] Itoga, H.: Effect of surface roughness on step-wise S–N characteristics in high strength steel. *International Journal of Fatigue* 25 (2003), Heft 5, S. 379–385.
- [142] Taylor, D.; Clancy, O. M.: The Fatigue Performance of Machined Surfaces. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials and Structures* 14 (1991), 2-3, S. 329–336.
- [143] Bayoumi, M. R.; Abdellatif, A. K.: Effect of surface finish on fatigue strength. *Engineering Fracture Mechanics* 51 (1995), Heft 5, S. 861–870.
- [144] Suraratchai, M.; Limido, J.; Mabru, C. et al.: Modelling the influence of machined surface roughness on the fatigue life of aluminium alloy. *International Journal of Fatigue* 30 (2008), Heft 12, S. 2119–2126.
- [145] Sharman, A.; Aspinwall, D.; Dewes, R. et al.: The effects of machined workpiece surface integrity on the fatigue life of  $\gamma$ -titanium aluminide. *International Journal of Machine Tools and Manufacture* 41 (2001), Heft 11, S. 1681–1685.
- [146] Häußler, M.: Oberflächen- und Spritzrichtungseinfluss auf das Schwingfestigkeitsverhalten von glasfaserverstärktem Polyamid. Bachelorarbeit, Duale Hochschule Baden-Württemberg, Ravensburg, 2012.
- [147] Eriksen, E.: The influence of surface roughness on the mechanical strength properties of machined short-fibre-reinforced thermoplastics. *Composites Science and Technology* 60 (2000), Heft 1, S. 107–113.
- [148] BASF Corporation Engineering Plastics: Ultramid, Ultradur und Ultraform: Verhalten gegenüber Chemikalien, 2013.
- [149] Bayrisches Landesamt für Wasserwirtschaft: Salzstreuung - Auswirkungen auf die Gewässer, 1999.

- [150] Kiefer, R.; Boese, E.; Heyn, A. et al.: Korrosion verchromter Kunststoffanbauteile unter verschärfter Streusalzbelastung mit CaCl<sub>2</sub>. In: 14. Sommerkurs Werkstoffe und Fügen.
- [151] Schönberger, A.: Prognose des Steinschlags und der induzierten Korrosion am Fahrzeug. Dissertation, Universität Erlangen, Technische Fakultät, Erlangen, 2012.
- [152] Miller, D.; Mandell, J.; Samborsky, D. et al.: Performance of Composite Materials Subjected to Salt Water Environments. 53rd AIAA/ASME/ASCE/AHS/ASC Structures, Structural Dynamics and Materials Conference 2012.
- [153] Hammami, A.; Al-Ghuilani, N.: Durability and environmental degradation of glass-vinylester composites. *Polymer Composites* 25 (2004), Heft 6, S. 609–616.
- [154] Merah, N.; Nizamuddin, S.; Khan, Z. et al.: Effects of harsh weather and seawater on glass fiber reinforced epoxy composite. *Journal of Reinforced Plastics and Composites* 29 (2010), Heft 20, S. 3104–3110.
- [155] Mourad, A.-H. I.; Abdel-Magid, B. M.; El-Maaddawy, T. et al.: Effect of Seawater and Warm Environment on Glass/Epoxy and Glass/Polyurethane Composites. *Applied Composite Materials* 17 (2010), Heft 5, S. 557–573.
- [156] Nogueira, P.; Ramírez, C.; Torres, A. et al.: Effect of water sorption on the structure and mechanical properties of an epoxy resin system. *Journal of Applied Polymer Science* 80 (2001), Heft 1, S. 71–80.
- [157] Volume Graphics GmbH: VGStudio MAX. Volume Graphics GmbH, 2013.
- [158] DIN EN ISO 527-2: Kunststoffe - Bestimmung der Zugeigenschaften - Teil 2: Prüfbedingungen für Form- und Extrusionsmassen.
- [159] DIN EN ISO 1110: Kunststoffe - Polyamide - Beschleunigte Konditionierung von Probekörpern.
- [160] DIN EN ISO 291: Kunststoffe - Normalklimate für Konditionierung und Prüfung.
- [161] DIN EN ISO 527-1: Kunststoffe - Bestimmung der Zugeigenschaften - Teil 1: Allgemeine Grundsätze.
- [162] DIN EN ISO 604: Kunststoffe - Bestimmung von Druckeigenschaften.
- [163] D5379: Test Method for Shear Properties of Composite Materials by the V-Notched Beam Method.
- [164] DIN EN ISO 899-1: Kunststoffe – Bestimmung des Kriechverhaltens –Teil 1: Zeitstand-Zugversuch.
- [165] Subramanian, C.; Senthilvelan, S.: Effect of Fiber Length on Hysteretic Heating of Discontinuous Fiber-Reinforced Polypropylene. *International Journal of Polymeric Materials* 58 (2009), Heft 7, S. 347–354.
- [166] ISO 13003: Fibre-reinforced plastics - Determination of fatigue properties under cyclic loading conditions.
- [167] Arif, M. F.; Saintier, N.; Meraghni, F. et al.: Multiscale fatigue damage characterization in short glass fiber reinforced polyamide-66. *Composites Part B: Engineering* 61 (2014), S. 55–65.

- [168] DIN 50100: Schwingfestigkeitsversuch – Durchführung und Auswertung von zyklischen Versuchen mit konstanter Lastamplitude für metallische Werkstoffproben und Bauteile.
- [169] Haibach, E.: Betriebsfestigkeit. Verfahren und Daten zur Bauteilberechnung. VDI-Buch. Springer, Berlin, 2006.
- [170] Jain, A.; van Paepegem, W.; Verpoest, I. et al.: A statistical treatment of the loss of stiffness during cyclic loading for short fiber reinforced injection molded composites. *Composites Part B: Engineering* 103 (2016), S. 40–50.
- [171] Treffler, R.; Fröschl, J.; Ladstätter, E.: Einsatz wirrfaserverstärkter Duroplaste in thermomechanisch belasteten Strukturbauteilen im Fahrzeugbau. *Materials Testing* 58 (2016), 7-8, S. 644–651.
- [172] Hitchen, S. A.; Ogin, S. L.: Damage accumulation during the fatigue of an injection moulded glass/nylon composite. *Composites Science and Technology* 47 (1993), Heft 1, S. 83–89.
- [173] Klimkeit, B.; Castagnet, S.; Nadot, Y. et al.: Fatigue damage mechanisms in short fiber reinforced PBT+PET GF30. *Materials Science and Engineering: A* 528 (2011), Heft 3, S. 1577–1588.
- [174] Esmaeillou, B.; Fitoussi, J.; Lucas, A. et al.: Multi-scale experimental analysis of the tension-tension fatigue behavior of a short glass fiber reinforced polyamide composite. *Procedia Engineering* 10 (2011), S. 2117–2122.
- [175] Philippidis, T. P.; Passipoularidis, V.: Residual strength after fatigue in composites. Theory vs. experiment. *International Journal of Fatigue* 29 (2007), Heft 12, S. 2104–2116.
- [176] Whitworth, H.: Evaluation of the residual strength degradation in composite laminates under fatigue loading. *Composite Structures* 48 (2000), Heft 4, S. 261–264.
- [177] Yang, J. N.: Fatigue and Residual Strength Degradation for Graphite/Epoxy Composites Under Tension-Compression Cyclic Loadings. *Journal of Composite Materials* 12 (1978), Heft 1, S. 19–39.
- [178] Yang, J. N.; Liu, M. D.: Residual Strength Degradation Model and Theory of Periodic Proof Tests for Graphite/Epoxy Laminates. *Journal of Composite Materials* 11 (1977), Heft 2, S. 176–203.
- [179] Ishak, Z.; Ariffin, A.; Senawi, R.: Effects of hygrothermal aging and a silane coupling agent on the tensile properties of injection molded short glass fiber reinforced poly(butylene terephthalate) composites. *European Polymer Journal* 37 (2001), Heft 8, S. 1635–1647.
- [180] Valentin, D.; Paray, F.; Guetta, B.: The hygrothermal behaviour of glass fibre reinforced Pa66 composites. A study of the effect of water absorption on their mechanical properties. *Journal of Materials Science* 22 (1987), Heft 1, S. 46–56.
- [181] Bian, X. S.; Ambrosio, L.; Kenny, J. M. et al.: Effect of water absorption on the behavior of E-glass fiber/nylon-6 composites. *Polymer Composites* 12 (1991), Heft 5, S. 333–337.
- [182] DIN EN ISO 62: Kunststoffe - Bestimmung der Wasseraufnahme.

- [183] DIN EN 6032: Luft- und Raumfahrt - Faserverstärkte Kunststoffe - Prüfverfahren - Bestimmung der Glasübergangstemperatur.
- [184] Ehrenstein, G. W.; Riedel, G.; Trawiel, P.: Praxis der thermischen Analyse von Kunststoffen. Hanser, München, 1998.
- [185] Ehrenstein, G. W.; Bittmann, E.; Hoffmann, L.: Duroplaste. Aushärtung - Prüfung - Eigenschaften. Hanser, München, 1997.
- [186] Frick, A.; Stern, C.: DSC-Prüfung in der Anwendung. Hanser, München, 2013.
- [187] Brunbauer, J.; Mösenbacher, A.; Guster, C. et al.: Fundamental influences on quasistatic and cyclic material behavior of short glass fiber reinforced polyamide illustrated on microscopic scale. *Journal of Applied Polymer Science* 131 (2014), Heft 19, S. n/a-n/a.
- [188] Brodowsky, H. M.; Jenschke, W.; Mäder, E.: Characterization of interphase properties. Microfatigue of single fibre model composites. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 41 (2010), Heft 11, S. 1579–1586.
- [189] DIN EN ISO 527-3: Kunststoffe - Bestimmung der Zugeigenschaften - Teil 3: Prüfbedingungen für Folien und Tafeln.
- [190] DIN EN ISO 527-4: Kunststoffe - Bestimmung der Zugeigenschaften - Teil 4: Prüfbedingungen für isotrop und anisotrop faserverstärkte Kunststoffverbundwerkstoffe.
- [191] DIN EN ISO 527-5: Kunststoffe - Bestimmung der Zugeigenschaften - Teil 5: Prüfbedingungen für unidirektional faserverstärkte Kunststoffverbundwerkstoffe.
- [192] Trumbach, N.: Prüfbericht D-16-00664-a. Essen, 2016.
- [193] Bertau, M.; Müller, A.; Fröhlich, P. et al.: Industrielle Anorganische Chemie. Wiley, Weinheim, 2013.
- [194] ANSYS Inc.: Mechanical APDL, 2015.
- [195] Zeidler, E.; Bronštejn, I. N.; Semendjaev, K. A. et al.: Springer-Handbuch der Mathematik. Springer Spektrum, Wiesbaden, 2013.
- [196] Voce, E.: A practical strain hardening function. *Metallurgia* 51 (1955), S. 219–226.
- [197] Matlab. The MathWorks Inc.
- [198] Test Method for Open-Hole Tensile Strength of Polymer Matrix Composite Laminates.
- [199] Rolland, H.; Saintier, N.; Robert, G.: Damage mechanisms in short glass fibre reinforced thermoplastic during in situ microtomography tensile tests. *Composites Part B: Engineering* 90 (2016), S. 365–377.
- [200] Hanke-Bourgeois, M.: Grundlagen der Numerischen Mathematik und des Wissenschaftlichen Rechnens. Mathematische Leitfäden. Vieweg+Teubner Verlag, Wiesbaden, 2002.
- [201] Tate, J. S.; Kelkar, A. D.: Stiffness degradation model for biaxial braided composites under fatigue loading. *Composites Part B: Engineering* 39 (2008), Heft 3, S. 548–555.

- [202] Talreja, R.: Fatigue of Composite Materials. Damage Mechanisms and Fatigue-Life Diagrams. Proceedings of the Royal Society A: Mathematical, Physical and Engineering Sciences 378 (1981), Heft 1775, S. 461–475.
- [203] Gamstedt, E. K.; Talreja, R.: Fatigue damage mechanisms in unidirectional carbon-fibre-reinforced plastics. Journal of Materials Science 34 (1999), Heft 11, S. 2535–2546.
- [204] Akshantala, N. V.; Talreja, R.: A micromechanics based model for predicting fatigue life of composite laminates. Materials Science and Engineering: A 285 (2000), 1-2, S. 303–313.
- [205] Talreja, R.: Damage and fatigue in composites – A personal account. Composites Science and Technology 68 (2008), Heft 13, S. 2585–2591.
- [206] Shah, D. U.; Schubel, P. J.; Clifford, M. J. et al.: Fatigue life evaluation of aligned plant fibre composites through S–N curves and constant-life diagrams. Composites Science and Technology 74 (2013), S. 139–149.
- [207] Siebel, E.; Stieler, M.: Ungleichförmige Spannungsverteilung bei schwingender Beanspruchung. VDI-Z 97 (1955), Heft 5, S. 121–126.
- [208] Peterson, R. E.: Notch sensitivity. Metal fatigue (1959), S. 293–306.
- [209] Neuber, H.: Theory of Notch Stresses: Principles for Exact Calculation of Strength with Reference to Structural Form and Material. Translation series. USAEC Office of Technical Information, 1961.
- [210] Lazzarin, P.; Zambardi, R.: The Equivalent Strain Energy Density approach reformulated and applied to sharp V-shaped notches under localized and generalized plasticity. Fatigue & Fracture of Engineering Materials and Structures 25 (2002), Heft 10, S. 917–928.
- [211] Schaaf, A.; De Monte, M.; Moosbrugger, E. et al.: Life estimation methodology for short fiber reinforced polymers under thermo-mechanical loading in automotive applications. Materialwissenschaft und Werkstofftechnik 46 (2015), Heft 2, S. 214–228.
- [212] Klun, U.; Friedrich, J.; Kržan, A.: Polyamide-6 fibre degradation by a lignolytic fungus. Polymer Degradation and Stability 79 (2003), Heft 1, S. 99–104.
- [213] Schmiederer, D.; Kühnert, I.; Schmachtenberg, E.: Schonende Spritzgießverarbeitung durch lokalen Ausschluss von Sauerstoff. Zeitschrift Kunststofftechnik 4 (2008), Heft 2, S. 1–22.
- [214] Heyn, J.; Bonten, C.: Feuchtigkeitseinfluss auf die fließbruchmechanischen Eigenschaften von PA6-Kautschuk-Blends. Zeitschrift Kunststofftechnik 10 (2014), Heft 4, S. 176–194.
- [215] DIN EN ISO 307: Kunststoffe - Polyamide - Bestimmung der Viskositätszahl.
- [216] Brummel, K.: VZ-Analyse von Normproben, Koppelstange und Granulat. F00005898. Werkstofftechnik, Friedrichshafen, 2016.
- [217] SNL, LANL und Kitware Inc: ParaView, 2015.
- [218] SimpaTec Simulation & Technology Consulting GmbH: Moldex 3D. Aachen, 2016.

## Eigene Veröffentlichungen

- [219] Bauer, C., Hausmann, J., Schalk, T. Influence of the specimen preparation and geometry on the measured static tensile properties of a woven fabric-reinforced thermoplastic. *Materials Science & Engineering Technology*, 47 (2016), S. 980-988.
- [220] Bauer, C., Rief, T., Hausmann, J., Schalk, T. A Comparative Study of the Static and Cyclic Acoustic Emission Behavior of Fiber Reinforced Thermoplastics. In: 17<sup>th</sup> European Conference on Composite Materials. München, Deutschland, 2016.
- [221] Bauer, C., Magin, M., Schalk, T. Influence of the Service Environment on the Material Properties of Short- and Endless-Fiber Reinforced Thermoplastics. In: 20<sup>th</sup> International Conference on Composite Materials. Kopenhagen, Dänemark, 2015.
- [222] Bauer, C., Magin, M. Fatigue Analysis of Short Fiber Reinforced Plastics Using  $\mu$ CT Scanned Fiber Orientations. In: 25<sup>th</sup> Anniversary IVW Colloquium, Kaiserslautern, Deutschland, 2015.
- [223] Bauer, C., Magin, M., Schalk, T. Influence of Different Thawing Salts on the Material Properties of PA66GF30. *Materials Science Forum*, 825-826 (2015), S. 28-35.
- [224] Bauer, C., Magin, M., Schalk, T. Influence of the Surface Finish on Fatigue Properties of SFRP Under Mechanical and Environmental Loads. In: 6<sup>th</sup> International Conference on Fatigue of Composites, Paris, Frankreich, 2015.



## Liste betreuter Abschlussarbeiten

Quadrizius, A.: Identifikation des Einflusses von Betriebsstoffen auf die Werkstoffeigenschaften von PA66GF30. Kaiserslautern, Technische Universität, Bachelorarbeit, 2014.

Rothhaar, M.: Zugversuche an PA66GF30 / Aufbau und Inbetriebnahme einer Zeitstand-Prüfmaschine. Kaiserslautern, Technische Universität, Bericht zur Praxisphase, 2014.

Golam, M.: Identifikation und analytische Beschreibung des Feuchtegehalteinflusses auf die Werkstoffkennwerte von Organoblech. Kaiserslautern, Technische Universität, Bachelorarbeit, 2014.

Rothhaar, M.: Konstruktion eines Prüfrahmens für Zeitstand-Zugversuche und Werkstoffcharakterisierung von PA66GF30. Kaiserslautern, Technische Universität, Bachelorarbeit, 2014.

Schessler, D.: Korrelation statischer und zyklischer Zugversuche mittels Schallemissionsanalyse. Kaiserslautern, Technische Universität, Bachelorarbeit, 2015.

Thum, F.: Untersuchung des Reihenfolgeeffektes bei Ermüdungsversuchen von PA66GF30 am Beispiel einer PKW-Fahrwerkskomponente. Kaiserslautern, Technische Universität, Studienarbeit, 2014.

Thum, F.: Aufbau und Validierung eines Ermüdungsmodells für den Werkstoff PA66GF30. Kaiserslautern, Technische Universität, Diplomarbeit, 2015.

Denzer, Y.: Einfluss von Salzlösungen und Tensiden auf das Ermüdungsverhalten von PA66GF30. Kaiserslautern, Technische Universität, Diplomarbeit, 2014.

Sehnm, M.: Validierung eines Materialmodells zur Lebensdauersimulation von kurzglasfaserverstärkten thermoplastischen Kunststoffen. Kaiserslautern, Technische Universität, Studienarbeit, 2016.

Clemens, O.: Entwicklung von Querlenkern in FVK-Bauweise für einen Rennwagen der Formula Student. Kaiserslautern, Technische Universität, Studienarbeit, 2016.



# IVW-Schriftenreihe

---

## bereits veröffentlicht wurden u. a.

- 112 Brzeski M.: Experimental and Analytical Investigation of Deconsolidation for Fiber Reinforced Thermoplastic Composites Euro 30.00  
2014. ISBN 978-3-944440-08-8
- 113 Ziermaier M.: Festigkeit von FKV-Bauteilen mit Faserwelligkeiten Euro 30.00  
2014. ISBN 978-3-944440-09-5
- 114 Christmann M.: 2D-Imprägnierung Euro 30.00  
2014. ISBN 978-3-944440-10-1
- 115 Mack J.: Entwicklung eines adaptiven Bebinderungsprozesses für die Preformherstellung Euro 30.00  
2015. ISBN 978-3-944440-11-8
- 116 Hildebrandt, K.: Einflüsse auf thermoplastische FKV-Oberflächen Euro 30.00  
2015. ISBN 978-3-944440-12-5
- 117 Becker, D.: Transversales Imprägnierverhalten textiler Verstärkungsstrukturen für Faser-Kunststoff-Verbunde Euro 30.00  
2015. ISBN 978-3-944440-13-2
- 118 Hübler, M.: Methodik zur Auslegung und Herstellung von aktiven SMA-FKV-Hybridverbunden Euro 30.00  
2015. ISBN 978-3-944440-14-9
- 119 Schieler, O.: Auswahl einer Fügetechnologie für faserverstärkte Thermoplaste im Helikopterbau von aktiven SMA-FKV-Hybridverbunden Euro 30.00  
2016. ISBN 978-3-944440-15-6
- 120 Bücken, M.: Lasteinleitung in dickwandige GFK-Rotorglocke Euro 30.00  
2016. ISBN 978-3-944440-16-3
- 121 Grieser, T.: Textiles Formgebungsverhalten beim kontinuierlichen Preforming Euro 30.00  
2016. ISBN 978-3-944440-17-0
- 122 Bergmann, T.: Beitrag zur Charakterisierung und Auslegung zugbelasteter Energieabsorberkonzepte mittels experimenteller, analytischer und numerischer Methoden Euro 30.00  
2016. ISBN 978-3-944440-18-7
- 123 Helfrich, B.: Untersuchungen des Reibwerteinflusses auf die Krafteinleitung in endloskohlenstofffaserverstärkte Polymerwerkstoffe Euro 30.00  
2016. ISBN 978-3-944440-19-4
- 124 Neumann, U. H.: Kontinuierliches Ultraschall-Preformen zur Fertigung von CFK-Bauteilen in der Luftfahrt Euro 30.00  
2017. ISBN 978-3-944440-20-0

---

ISBN 978-3-944440-22-4  
ISSN 1615-021X