

Vorhersage des dehnratenabhängigen Schädigungsverhaltens von
endlosfaserverstärkten Kunststoffen unter fasersenkrechter Belastung

Prediction of The Strain Rate-Dependent Damage Behaviour of Continuous
Fibre Reinforced Plastics under Fibre Perpendicular Loading

Von der Fakultät für Maschinenwesen der Rheinisch-Westfälischen Technischen Hochschule
Aachen zur Erlangung des akademischen Grades eines Doktors der Ingenieurwissenschaften
genehmigte Dissertation

vorgelegt von
Jonas Maximilian Müller

Berichter/in: Universitätsprofessor Dr.-Ing. Christian Hopmann
apl. Prof. Dr. rer. nat. Rainer Dahlmann

Tag der mündlichen Prüfung: 03.08.2023

Diese Dissertation ist auf den Internetseiten der Universitätsbibliothek online verfügbar.

Impressum

IKV-Berichte aus der Kunststoffverarbeitung

Band: 401

Jahr: 2023

Autor: Jonas Maximilian Müller

Titel: Vorhersage des dehnratenabhängigen Schädigungsverhaltens von endlosfaserverstärkten Kunststoffen unter fasersenkrechter Belastung

Herausgeber:

Institut für Kunststoffverarbeitung (IKV) in Industrie und Handwerk an der RWTH Aachen
Univ.-Prof. Dr.-Ing. Ch. Hopmann

Herstellung & Druck:

WIRmachenDRUCK GmbH
Mühlbachstraße 7, 71522 Backnang

Dieser Titel ist als digitale Version auf den Internetseiten der Universitätsbibliothek der RWTH Aachen University verfügbar.

Vorwort

Die vorliegende Arbeit entstand während meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter in der Abteilung Strukturberechnung und Werkstofftechnik am Institut für Kunststoffverarbeitung in Industrie und Handwerk (IKV) an der Rheinisch-Westfälischen Technischen Hochschule Aachen in den Jahren 2018 bis 2023.

Herrn Prof. Dr.-Ing. Christian Hopmann, dem Leiter des IKV, gilt mein herzlicher Dank für die Möglichkeit zur Durchführung dieser Arbeit, die Betreuung und die gewährten Freiräume sowie für das Vertrauen in meine Arbeit. Besonders danken möchte ich außerdem Herrn Prof. Dr. rer. nat. Rainer Dahlmann für die Übernahme des Koreferats und Herrn Prof. Dr.-Ing. Christian Brecher für die Übernahme des Prüfungsvorsitzes sowie Prof. Dr. Ingrid Isenhardt für die Übernahme des Pflichtbeisitzes.

Weiterhin danke ich allen Mitarbeiterinnen und Mitarbeitern des IKV für die fachlichen Diskussionen, die große Hilfsbereitschaft und die angenehme Arbeitsatmosphäre. Hervorzuheben sind insbesondere die Kolleginnen und Kollegen der Abteilung Strukturberechnung und Werkstofftechnik, die die gemeinsame Zeit am IKV wertvoll und unvergesslich gemacht haben. Vor allem Nuno Correia als möchte ich meinen Dank für die unzähligen Stunden bei der Fehlersuche und Fehlerbehebung aussprechen. Danken möchte ich auch den Angestellten der Werkstatt und Verwaltung des IKV für ihre Unterstützung.

Großer Dank gebührt auch allen studentischen Hilfskräften und Abschlussarbeitern für ihre Beiträge zu dieser Arbeit. Ohne den großen Einsatz von Fabian Breer, Martin Giersberg, Hannes Gläßner, Johannes Häner, Mats Hermes, Leo Hysky, Alexander Klein, Sard Kosova, Mindy Lin, Johannes Prinz, Benedikt Scherf wäre diese Arbeit nicht möglich gewesen.

Allen genannten gilt mein persönlicher Dank für die gemeinsame Zeit und die unvergleichliche Unterstützung!

Teile der in dieser Arbeit dargestellten Forschungsergebnisse wurden von der Deutschen Forschungsgemeinschaft (DFG) unter der Förderkennziffer 404502442 finanziell unterstützt. Der DFG gilt mein ausdrücklicher Dank.

Aachen im Oktober 2023

Jonas Maximilian Müller

1	EINLEITUNG	1
2	STAND DER TECHNIK	2
2.1	Experimentelle Bestimmung des dehnratenabhängigen Schädigungsverhaltens von FVK	2
2.2	Modellierung des Schädigungsverhalten von FVK auf der Mikroebene.....	6
3	ZIELSETZUNG DER ARBEIT	8
4	NUTZUNG DES FALLTURMS ZUR BESTIMMUNG DES DEHNATENABHÄNGIGEN WERKSTOFFVERHALTENS	10
4.1	Versuchsaufbau	10
4.2	Verwendete Materialien.....	12
4.3	Matrix.....	13
4.3.1	Druckbelastung.....	13
4.3.1.1	Prüfaufbau	15
4.3.1.2	Experimentelle Ergebnisse	15
4.3.1.3	Diskussion	18
4.3.2	Zugbelastung	18
4.3.2.1	Prüfaufbau	19
4.3.2.2	Experimentelle Ergebnisse	20
4.3.2.3	Diskussion	22
4.4	Verbund	22
4.4.1	Druckbelastung.....	23
4.4.1.1	Prüfaufbau	25
4.4.1.2	Experimentelle Ergebnisse	26
4.4.1.3	Diskussion	28
4.4.2	Zugbelastung	29
4.4.2.1	Prüfaufbau	30
4.4.2.2	Experimentelle Ergebnisse	31
4.4.2.3	Diskussion	33
4.4.3	Schubbelastung.....	34
4.4.3.1	Prüfaufbau	35
4.4.3.2	Experimentelle Ergebnisse	36
4.4.3.3	Diskussion	39
4.5	Zwischenfazit	39
5	ANALYSE DES EINFLUSSES DER MASSE ZWISCHEN PROBEKÖRPER UND KRAFTMESSDOSE AUF DIE KRAFTMESSUNG	41
5.1	Experimentelle Bestimmung des Einflusses der Massenträgheit	41
5.2	Numerische Bestimmung des Einflusses der Massenträgheit.....	43
5.3	Zwischenfazit	49
6	MODELLIERUNG DER MECHANISCHEN EIGENSCHAFTEN DER KONSTITUENTEN	51

6.1	Einfluss der Definition des Schädigungsmodells auf die homogenisierten, dehnratenabhängigen Eigenschaften des Mikromodells.....	52
6.1.1	Verifizierung des implementierten Materialmodells	57
6.1.2	Untersuchung zum Einfluss der nicht-physikalischen Parameter des Modells.....	58
6.1.3	Einfluss des anisotropen Schädigungsmodell mittels Mikromodell	60
6.2	Einfluss von Kohäsivzonenelementen auf die dehnratenabhängigen Verbundeigenschaften	66
6.2.1	Untersuchungen zum Einfluss des Schädigungsmodells auf das Verbundverhalten	67
6.3	Zwischenfazit	71
7	REPRÄSENTATIVE VOLUMENELEMENTE ZUR BESCHREIBUNG DER SCHÄDIGUNG DES VERBUNDS	73
7.1	Bestimmung repräsentativer Mikromodelle	75
7.1.1	Failure Zone Averaging.....	79
7.2	Modellaufbau	81
7.3	Bestimmung eines RVE für das postkritische Materialverhalten mittels FZA.....	82
7.3.1	Klassische Homogenisierung und <i>Failure Zone Averaging</i> im Vergleich	82
7.3.2	Diskussion zur Größe des repräsentativen Volumenelements	85
7.4	Einfluss der Dehnrate auf die Größe repräsentativer Mikromodelle	87
7.5	Zwischenfazit	92
8	FAZIT UND AUSBLICK	94
9	ZUSAMMENFASSUNG & SUMMARY.....	96
9.1	Zusammenfassung.....	96
9.2	Summary	97
10	ABKÜRZUNGEN, FORMELZEICHEN, INDIZES.....	98
10.1	Abkürzungen	98
10.2	Formelzeichen.....	98
10.3	Indizes.....	102
11	LITERATUR.....	103
12	ANHANG.....	114
12.1	Bestimmung der Eingangsparameter des Feder-Masse-Modells	114
12.2	Anhang zu Kapitel 4.....	119
12.3	Anhang zu Kapitel 5.....	121
12.4	Anhang zu Kapitel 7.....	121

1 EINLEITUNG

Trotz der immer hohen Materialkosten ist die Nachfrage nach Bauteilen aus kohlenstofffaserverstärkten Kunststoffen (CFK) in den vergangenen Jahren in vielen Industriezweigen stark angestiegen. Besonders in der Luftfahrtindustrie werden große Mengen CFK eingesetzt. Passagierflugzeuge wie Boeing 787 und Airbus A350 erreichen 30 % bzw. 50 % Anteil CFK am Strukturgewicht. Im Automobilbau finden CFK vor allem in Sportwagen und Kleinserienfahrzeugen Anwendung [Sch19].

Die mechanische Auslegung von Automobil- und Flugzeugstrukturen erfordert unter anderem die Berücksichtigung des sogenannten Crash-Lastfalls, bei dem weitaus höhere Belastungsgeschwindigkeiten auftreten als bei statischer Belastung. Dabei beinhaltet der Begriff „Crash“ immer sowohl Belastungen in der Schichtebene – wie beispielsweise beim axialen Kompressionsversuch von Bauteilen (crushing) – als auch Belastungen quer dazu (impact). Bei dieser hochdynamischen Belastung treten für die meisten Anwendungen die maximalen Massenbeschleunigungen und damit häufig die maximalen Dehnraten und Kräfte auf. Aufgrund des anisotropen Materialcharakters und des schichtweisen Laminataufbaus des Verbundwerkstoffs versagt die Struktur durch eine Vielzahl von komplexen mikro- und makromechanischen Bruchvorgängen, verbunden mit Beul- und Faltvorgängen. Um das Potenzial von CFK in solch anspruchsvollen Anwendungen vollständig ausschöpfen zu können, ist ein tiefes Werkstoffverständnis über das Verformungs- und Versagensverhalten unter quasistatischer sowie hochdynamischer Belastung unerlässlich.

In der vorliegenden Arbeit wird daher das Verhalten von CFK-Bauteilen bei Crash-Beanspruchungen experimentell und numerisch untersucht werden. Der Fokus der Arbeit liegt auf der Untersuchung der unidirektionalen (UD) Einzelschicht eines Verbundes, welche die kleinste Wiederholeinheit eines FVK-Bauteils darstellt. Mit Hinblick auf die Untersuchungen wird das Verhalten unter fasersenkrechter Belastung experimentell untersucht und numerisch modelliert werden.

2 STAND DER TECHNIK

Im Folgend soll ein Überblick über das dehnratenabhängige Materialverhalten von FVK gegeben werden. Im zweiten Teil wird der aktuelle Stand im Bereich der Modellierung von FVK auf der Mikroebene aufgezeigt. Ausgehend vom Stand der Technik wird in Kapitel 3 die Zielstellung der Arbeit definiert.

2.1 Experimentelle Bestimmung des dehnratenabhängigen Schädigungsverhaltens von FVK

In der Literatur wird der Split Hopkins Pressure Bar (SHPB) häufig zur Bestimmung von Kennwerten bei hohen bis sehr hohen Dehnraten (bis zu 5000 s^{-1}) verwendet. Bei der Druckprüfung mit dem SHPB werden zwei symmetrische Stangen in Reihe geschaltet, zwischen denen sich der Probekörper befindet. Im Verlauf des Versuchs wird ein Projektil auf die Erregerstange geschossen. Zur Steuerung der Impulswandlung (Projektil: geringe Masse, sehr hohe Geschwindigkeit; Erregerstange: hohe Masse, hohe Geschwindigkeit) kommt ein Impulsformer z.B. aus Kupfer zum Einsatz. Dies ermöglicht die Beeinflussung des zeitlichen Verlaufs der Belastung im Probekörper (vgl. Bild 2.1). Einen Überblick über die Einsatzgrenzen des SHPB geben *Al-Mousawi et al.* [ARD97].

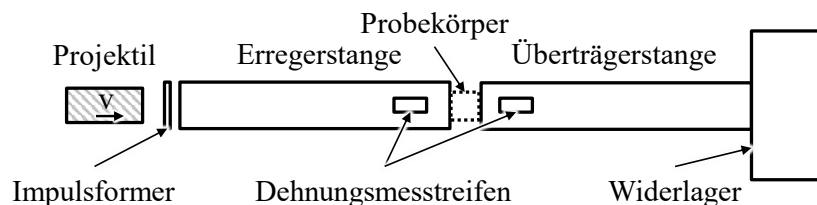


Bild 2.1: Prinzip des SHPB

Figure 2.1: Principle of the SHPB

Hochbeanspruchte Bauteile aus CFK bestehen in der Regel aus Laminaten mehrerer unidirektionaler (UD) Einzelschichten (ES) verschiedener Orientierung. Das Festigkeitsversagen einer UD-ES lässt sich in Faserbruch und Zwischenfaserbruch unterscheiden [Kno08b].

Das Versagen aufgrund von faserparalleler Zugbeanspruchung wird durch das Versagen einzelner Filamente der UD-ES initiiert, bevor je nach Eigenschaften der Fasern, der Matrix und des Interfaces weitere Filamente oder schlagartig alle Filamente versagen [PP14]. Für das Versagen unter faserparalleler Druckbeanspruchung können verschiedene Mechanismen ursächlich sein [Pre11]. Ein Festigkeitsversagen der Fasern selbst ist nur bei sehr hochmoduligen Kohlenstofffasern mit geringer Festigkeit zu beobachten. Die meisten Kohlenstofffasertypen weisen allerdings eine sehr hohe Festigkeit auf. Der am häufigsten

auftretende Mechanismus ist ein lokales Stabilitätsversagen der schlanken Fasern, wenn die Stützwirkung der Matrix nicht mehr ausreicht [PCM06, PIR06]. Dieser Versagensmechanismus wird als Schubknicken bzw. Kinking bezeichnet. Das Versagensverhalten aufgrund faserparalleler Druckbeanspruchung wird somit ebenfalls von der polymeren Matrix dominiert. Das Verformungsverhalten von CFK unter faserparalleler Beanspruchung wird von dem linear elastischen Verhalten der Kohlenstofffasern dominiert. Obwohl unter faserparalleler Druckbeanspruchung ein leicht degressives Spannungs-Dehnungs-Verhalten [Pre11] festgestellt wird, kann das Verbundverhalten in guter Näherung als linear elastisch angesehen werden.

Bei Quer- und Längsschubbelastung wird das Werkstoffverhalten vom nichtlinearen Verhalten der polymeren Matrix [FHO+01] und der Tragfähigkeit der Faser-Matrix-Grenzfläche bestimmt [Krü12]. So tritt insbesondere bei Querdruck- und Schubbeanspruchung ab einem bestimmten Belastungsschwellwert bis zum Erreichen der Festigkeitsgrenze nichtlineares Verhalten auf [PM07]. Verursacht wird der degressive Verlauf einerseits durch das Entstehen von Mikroschädigung [Kop00] als auch durch plastische Verformung der Matrix [SP08].

Für Polymere ist bekannt, dass ihr Verformungsverhalten und ihre Festigkeit einem starken Einfluss der Beanspruchungsgeschwindigkeit unterliegen. Zur realitätsnahen Abbildung des Materialverhaltens in Crashberechnungen von dehnratenabhängigen Materialien werden neben den quasistatischen auch Kennwerte bei crashrelevanten Dehnraten benötigt, die z. B. im Automobilbau im Bereich von $10 - 1.000 \text{ s}^{-1}$ liegen [Das19, Lar10]. Bei CFK ist die Dehnratenabhängigkeit auf die Matrix zurückzuführen. Einige Arbeiten [CLC02, CZ98, EZB+22, FK22, GGR07, GSPW08, JFS08, NSK+11] zeigen anhand von Zug-, Druck- und Schubversuchen mit reinem Epoxidharz, dass die Matrix eine ausgeprägte Abhängigkeit der Verformung und Festigkeit von der Dehnrate aufweist. Im Gegensatz dazu kann bei Untersuchungen der Zugeigenschaften von reinen Kohlenstofffasern keine Dehnratenabhängigkeit festgestellt werden [KCHL17]. Entsprechend spielt die Dehnratenabhängigkeit bei faserparalleler Zugbelastung nur eine untergeordnete Rolle [TNK07].

Im Falle der faserparallelen Druckbelastung sind die vorhandenen Daten jedoch nicht einheitlich, obwohl ähnliche Prüfmethode mit dem Split-Hopkinson-Pressure-Bar (SPHB) in allen Fällen – mit Ausnahme von *Hsiao et al.* [HDC98] – verwendet werden. *Hosur et al.* [HAVJ01] sowie *Yokoyama et al.* [YNI09] stellen einen erhöhten Elastizitätsmodul mit erhöhter Dehnrate fest, wogegen *Koerber et al.* [KC11] und *Hsiao et al.* [HDC98] keinen Einfluss messen. *Koerber et al.*, *Hsiao et al.* sowie *Wiegand* [Wie08] stellen eine signifikante Erhöhung der Festigkeit mit steigender Dehnrate fest, *Yokoyama et al.* sowie *Hall und Guden* [HG01] dagegen nicht. Für fasersenkrechten Elastizitätsmodul $E_{\perp}$, Schubmodul $G_{\perp\parallel}$ sowie die fasersenkrechten Festigkeiten unter Druck $R_{\perp}^c$, unter Zug $R_{\perp}^t$ und unter Schub $R_{\perp\parallel}$ werden

ebenfalls deutliche Unterschiede sowie hohe Streuungen im Dehnratenbereich von $\dot{\epsilon} = 10 - 1.000 \text{ s}^{-1}$ gemessen [CR14, Koe10, Wie08], wodurch Verbesserungsbedarf bei der Prüfungsmethoden aufgezeigt wird.

Die am häufigsten verwendete Prüfmethode ist der Split-Hopkinson-Pressure-Bar, welcher für Zug-, Schub- und Druckbeanspruchung eingesetzt wird. Weiterhin werden Schnellzerreißmaschinen und Fallwerke verwendet. Heutige Schnellzerreißmaschinen und Fallwerke ermöglichen Prüfgeschwindigkeiten bis ca. 25 m/s und sind damit bei geeigneter Messwerterfassung auch für hohe nominelle Dehnraten bis ca. 2.000 s^{-1} einsetzbar. Beispielsweise haben *Kleiner et al.* [KTD+09] mit einem Fallwerk bei der Prüfung einer Aluminiumlegierung Dehnraten von 2.200 s^{-1} erreicht. *Radford et al.* [RWCF03] haben hochdynamische Drucktests an Stahlprobekörpern mittels Fallwerk und SPHB bei Dehnraten von $500 - 1.000 \text{ s}^{-1}$ durchgeführt und konnten zeigen, dass die Qualität der ermittelten Kennwerte bei geeigneter Messwerterfassung für beide Versuchstechniken gleichwertig ist. Nachteilig hinsichtlich einer gleichmäßigen Krafteinleitung und eines gleichförmigen Spannungszustands im Probekörper bei SPHB ist, dass keine komplexen Vorrichtungen zur Probekörpereinspannung verwendet werden können, da sonst der Stoßimpuls nicht ordnungsgemäß auf die Materialprobe übertragen werden kann. Dieser Umstand kann mit Hilfe des Fallturms umgangen werden, sodass komplexe Einspannungskonzepte realisierbar sind. *Gurusidewar et al.* [GSVG17] untersuchen einen glasfaserverstärkten Kunststoff auf dem Fallturm unter Zugbelastung bei Dehnraten bis 450 s^{-1} . *Schmack* [Sch19] weist in seiner Arbeit die Eignung einer servohydraulischen Prüfanlage für die Druckprüfung von FVK-Stabprobekörper (DIN EN ISO 14126 [NN00]) nach. Jedoch beschäftigt sich die Arbeit mit geringen Dehnraten von bis zu 100 s^{-1} .

Zur Ermittlung geeigneter Kennwerte existieren im quasi-statischen Bereich genormte Prüfmethoden. Für die Kennwertermittlung unter Druckbelastung hat sich beispielsweise die Verwendung einer sogenannten Combined Loading Compression-Prüfvorrichtung [NN01] etabliert. Hierbei wird die Prüfkraft in die Flachprobekörper sowohl über die Stirnflächen als auch über die Aufleimer eingeleitet. Für die hochdynamische Kennwertermittlung an CFK existieren dagegen bisher keine genormten Prüfmethoden. Bei den oben aufgeführten dynamischen Untersuchungen unter Druckbeanspruchung wird in allen Fällen – mit Ausnahme von *Wiegand* [Wie08] – die Kraft ausschließlich über die Stirnflächen eingeleitet. Dies führt, wie in [KC11] dargestellt, oftmals zu einem Versagen der Stirnflächen und damit zu für die Dimensionierung ungeeigneten Festigkeitskennwerten. Das ist eine mögliche Ursache für die unterschiedlichen Untersuchungsergebnisse in der Literatur. *Wiegand* verwendet geschlitzte Endkappen, wobei zusätzliches Klemmen ein Aufspießen des Verbundes im

Einspannungsbereich verhindern sollen, die aber keine ausreichende Kraftübertragung über die Seitenflächen ermöglichen.

Für die Ermittlung von Schubkennwerten an UD-ES werden oftmals quaderförmigen 45°-Off-Axis-Probekörper verwendet [CTPT16]. Dieser eignet sich nach Meinung des Autors nicht für die hochdynamischen Dimensionierungskennwerte, da die anliegenden Krafteinleitungsflächen eine Verkipfung der Probekörperstirnflächen verhindern, womit sich kein reiner und zudem ein sich während der Prüfung verändernder Schubbeanspruchungszustand einstellt. Ansätze zur Übertragung quasi-statischer Prüfkonzeppte (V-notched Rail Shear-Test [RDT08] und Iosipescu Shear-Test [OS00]) zur Schubkennwertermittlung finden sich für gewebeverstärkte Probekörper. Des Weiteren wird in einer detaillierten Übersicht [KGN17] über dehnratenabhängige Schubkennwerte von FVK gezeigt, dass unterschiedliche Prüfmethoden und veränderte Prüfkörpergeometrie eine starke Diskrepanz in den Prüfergebnissen aufweisen können.

Neben dem intralaminaren Versagen innerhalb einer UD-Schicht kann auch Delamination auftreten. Das Delaminationsverhalten wurde in zahlreichen Arbeiten hinsichtlich der Dehnratenabhängigkeit untersucht. Eine Übersicht wird etwa in [JSF+05] gegeben, in der sich zeigt, dass in den vorliegenden Untersuchungen kein einheitlicher Einfluss der Dehnungsgeschwindigkeit auf das Delaminationsverhalten festgestellt werden konnte. Untersuchungen von *Wiegand et al.* [WHG+15] zeigen, dass Delamination aufgrund dominierender Schubbeanspruchung als dehnratenunabhängig angenommen werden kann.

Feraboli [Fer06] und *Horsfall et al.* [HWC03] zeigen in ihren Arbeiten im Rahmen der Impaktprüfung von FVK den Einfluss der Masse zwischen Probekörper und Kraftmessdose. Die Autoren zeigen, dass die Ergebnisse einem signifikanten Einfluss der Masse unterliegen, was zu einer Verfälschung der Ergebnisse führt. *Klein* [Kle17] führt Zugversuche von technischen Thermoplasten mittels servohydraulischer Schnellzerreißanlage durch. Durch die große plastische Verformung des Materials ergibt sich über einen großen Zeitbereich eine konstante Kraft. Die Ergebnisse der Prüfungen sind geprägt von überlagerten Schwingungen. *Klein* erklärt die Signalschwingung durch die Ausbreitung von Schallwellen im Prüfaufbau, bedingt durch die schlagartige Krafteinbringung durch die Prüfanlage. Die überlagerte Schwingung ist primär im Bereich konstanter Kraft zu identifizieren. Aus weiteren Untersuchungen [FBM13, Xia08] lässt sich ableiten, dass das Schwingungsverhalten von Prüfsystem und Material abhängt und stark variiert. Im Speziellen spiegeln die Ergebnisse bei Prüfung eines spröden Materials von *Fitoussi et al.* [FBM13] die oben genannten Effekte nicht wider.

Zur Untersuchung des dynamischen Verhaltens von hochdynamischen Prüfungen wird in verschiedenen Untersuchungen [PD00, SEI85, WB89, WCK+21, Wil87] ein Feder-Masse-

Modell verwendet. *Weerts et al.* [WCK+21] nutzen ein Feder-Masse-Modell, um Messdaten bei der direkten Impaktierung von zylindrischen Probekörpern zu bereinigen. Dazu wird das Materialverhalten des Probekörpers mittels quasi-statischer Vorversuche als bi-lineare Federsteifigkeit approximiert. Die Ergebnisse zeigen eine gute Bereinigung der Daten. Die Untersuchungen haben gemein, dass es sich bei den Prüfungen um direkte Impaktprüfungen handelt. Generell werden Feder-Masse-Systeme zur Abbildung von Schwingungssystemen eingesetzt und bestehen grundsätzlich aus einer Kombination von mindestens einer Masse und Feder sowie ergänzend eines Dämpfers [DD13, GF14].

2.2 Modellierung des Schädigungsverhalten von FVK auf der Mikroebene

Das Materialverhalten von CFK wird bei der strukturmechanischen Berechnung maßgeblich durch die zugrundeliegende Mikrostruktur beeinflusst. Bei der mikromechanischen Betrachtung wird das Materialverhalten des Verbundwerkstoffs anhand der Eigenschaften der einzelnen Komponenten des heterogenen Werkstoffs bestimmt. Das Materialverhalten der Verstärkungsfasern wird dabei meist als linear-elastisch angenommen. Bei der Modellierung des mechanischen Verhaltens von duroplastischen Matrixsystemen hat sich das Materialmodell nach *Goldberg* bewährt, das schrittweise erweitert wurde [FK22, GSPW08, SBVL09, TA08, Zhe06]. Der Schlüsselaspekt des Goldberg-Modells liegt in der Beschreibung des isotropen, unelastischen Materialverhaltens in Abhängigkeit der Dehnrates [GS98]. Das Goldberg-Modell basiert auf der von *Bodner et al.* [Bod02] beschriebenen viskoplastischen Verformung von erwärmten Metallen. Da sich die Materialeigenschaften von Kunststoffen und Metallen in vielerlei Hinsicht unterscheiden, scheint die Verwendung widersprüchlich. Es gibt jedoch einige Eigenschaften, in denen sich Kunststoffe und erwärmte Metalle ähnlich sind. Ein Beispiel dafür ist die Spannungssättigung bei hohen Dehnungen [GS02]. Darüber hinaus wird das Bodner-Modell u. a. um den Einfluss des hydrostatischen Drucks auf die plastische Dehnung [GRG05] ergänzt.

Im Bereich der Schädigungsmodellierung von Beton-Werkstoffen hat sich gezeigt, dass anisotrope Schädigungsmodelle das Normalspannungsversagen von spröden Werkstoffen besser abbilden als isotrope Schädigungsmodelle [Bor02, BRNA04, CC06]. In [CMD07, PBWA12] konnten bereits erfolgreich die Anwendung von anisotropen Schädigungsmodellen nachgewiesen werden. Bei anisotropen Schädigungsmodellen findet die Degradation des Materials durch eine richtungsabhängige Abnahme der Steifigkeit statt. Bei isotropen Modellen werden alle Steifigkeitskomponenten gleichermaßen degradiert.

Eine realitätsnahe Abbildung des Schädigungsverhaltens unter fasersenkrechtlicher Belastung ist mit repräsentativen Volumenelementen (RVE) möglich, die Fasern und Matrix explizit mit Hilfe der FEM abbilden. Zur Berechnung von Steifigkeiten von mikroskopisch heterogenen

Werkstoffen können RVE gebildet werden und die resultierenden Eigenschaften des Verbunds können berechnet werden. Die Bestimmung der Mindestgröße eines Mikromodells, ab der es repräsentative Eigenschaften besitzt und somit als ein repräsentatives Volumenelement bezeichnet werden kann, ist von besonderem Interesse. Aus Gründen der Rechenzeit wird die Simulation des kleinstmöglichen repräsentativen Mikromodells angestrebt. Bisher existiert keine einheitliche Definition für ein solches RVE [GAS07, MAS16]. Dabei kann nicht grundsätzlich angenommen werden, dass für einen gegebenen Werkstoff unabhängig von seinem Belastungszustand ein solches RVE existiert [GAS07]. Zudem gibt es kein einheitliches und trennscharfes Kriterium, ab welcher Mindestgröße ein Mikromodell als RVE angesehen werden kann [GAS07]. In den vergangenen Jahrzehnten wurden mehrere Ansätze zur Bestimmung von repräsentativen Volumenelementen entwickelt [MAS16]. Dazu zählen optische und experimentelle [GRGL11, GY03, SG02], analytische [DW96, Git06, SC12] und numerisch-statistische Verfahren [KFG+03, LR14, PBMP09, ST12].

Der Einfluss der Faseranordnung innerhalb der Einheitszelle bei UD-CFK wurde in [ONT11] durch Verwendung verschiedener RVEs quantifiziert, sodass eine zufällige Anordnung zu bevorzugen ist. Ferner sind mindestens 30 zufällig verteilte Fasern nötig, um die elastischen Eigenschaften einer realen UD-Schicht abbilden zu können [GL07]. Aufbauend auf diesen Erkenntnissen zeigen Untersuchungen [GL07, HLM13, HM12], dass mit der expliziten Abbildung der Faser-Matrix-Grenzschicht als Kohäsivzone auch Faser-/Matrix-Ablösungen simuliert werden können [HHA+06], die bei fasersenkrechter Belastung zu den dominierenden Schädigungsmechanismen gehören. Nach bestem Wissen des Autors wurde in keiner Arbeit die Kohäsivzone dehnratenabhängig modelliert. Erste Arbeiten zeigen die Nutzung von dehnratensensitiven Kohäsivzonenmodellen [BNA+20, GW22] in verschiedenen Bereichen.

Im Dehnungsbereich nach Auftreten erster Schädigung des Materials von FVK zeigt [PHS22b], dass die Verwendung klassischer Homogenisierungsmethoden (z.B. Hill-Mandel-Ansatz [Hil67]) die Findung von repräsentativen Modellen nicht zulassen. Ein erster vielversprechender Ansatz zur Bestimmung von RVE stellt das Failure-Zone Averaging (FZA) dar. [NSS12, PHS22a, PHS22b] konnten die erfolgreiche Anwendung bei quasi-statischer Belastung bereits nachweisen.

Bedingt durch den Effekt der Lokalisierung von Schädigung [MOG20] hängen die berechneten Eigenschaften stets von der Netzgröße des Modells ab. Zur Behebung dieser Problematik kann die Regularisierung verwendet werden. Zur Regularisierung können verschiedene Methoden verwendet werden [Sch04]. Die Gradient-Enhanced-Method stellt dabei eine weit verbreitete Methode zur Regularisierung dar [JSJH19, MT02, PBH+21, SHK18, SWS03]. An dieser Stelle sei vermerkt, dass diese Methoden bereits von Dritten intensiv untersucht werden, sodass bei der Implementierung auf diese Untersuchungen zurückgegriffen werden kann.

3 ZIELSETZUNG DER ARBEIT

Wie in Kapitel 2 dargestellt, hat die Belastungsgeschwindigkeit einen signifikanten Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften von CFK, welcher bei der Modellierung des Versagensverhaltens unter hochdynamischer Belastung berücksichtigt werden muss. Die Dehnratenabhängigkeit zeigt sich primär unter Schub- sowie unter Druckbelastung. Die existierenden Probekörper- und Krafteinleitungskonzepte weichen deutlich von genormten quasi-statischen Prüfmethoden ab, was eine Vergleichbarkeit erschwert. In der Literatur finden sich uneinheitliche Dehnrateneinflüsse wieder. Vor allem die Verwendung des SHPB limitiert die Nutzung komplexer Prüfaufbauten, sodass die Nutzung anderer Versuchstechnik nahe liegt. Bei der Nutzung des Fallturms können im Vergleich zum SHPB wesentlich komplexere Prüfaufbauten realisiert werden. Darüber hinaus wurde bis dato nur vereinzelt das dehnratenabhängige Werkstoffverhalten von FVK mittels Fallturm nachgewiesen. Aus diesem Sachverhalt leitet sich die erste Forschungsfrage ab:

1. Kann das dehnratenabhängige Werkstoff- und Schädigungsverhalten von FVK mittels Fallturm abgebildet werden?

Ausgehend von der unzureichenden Vergleichbarkeit der mechanischen Eigenschaften im dynamischen Bereich mittels SHPB mit den mechanischen Eigenschaften im quasi-statischen Bereich mittels Universalprüfmaschine soll in Kapitel 4 die erste forschungsleitende Frage beantwortet werden:

1.1. Können bekannte Konzepte aus dem Bereich der quasi-statischen Prüfmethoden auf den Fallturm unter Vernachlässigung von Massenträgheitseffekten übertragen werden?

Basierend auf den Arbeiten von [Fer06, WCK+21] soll der Einfluss von Massenträgheitseffekten auf das Kraftsignal in Kapitel 5 untersucht werden. Im Rahmen dieser Untersuchung soll die zweite forschungsleitenden Frage beantwortet werden:

1.2. Kann der Einfluss von Massenträgheitseffekte auf das gemessene Kraftsignal mittels Feder-Masse-Modell bestimmt werden?

Bei der mikromechanischen Modellierung mittels RVE wurde in keiner der in Kapitel 2 vorgestellten Arbeiten das dehnratenabhängige Material- und Schädigungsverhalten der Matrix berücksichtigt, so dass das Schädigungsverhalten bei hochdynamischer Belastung nicht analysiert werden kann. Während bei aktuellen Anwendungen für FVK die Geometrie der Mikrostruktur im Fokus steht, ist die Dehnratenabhängigkeit nicht ausreichend berücksichtigt. Es besteht daher Forschungsbedarf bei der Berücksichtigung des dehnratenabhängigen Verhaltens der Matrix auf der Mikroebene.

Aus diesem Sachverhalt leitet sich die zweite Forschungsfrage ab:

2. Kann das dehnratenabhängige Werkstoffverhalten von FVK repräsentativ auf der Mikroebene dargestellt werden?

Basierend auf Kapitel 2.2 lässt sich diese Forschungsfrage in drei forschungsleitende Fragen unterteilen. Die Arbeiten zur anisotropen Schädigungsmodellierung von spröden Materialien wirft folgende Frage auf (vgl. Kapitel 6.2):

2.1. Welchen Einfluss hat das anisotrope Schädigungsverhalten der Matrix auf die Verbundeigenschaften?

Bedingt durch die Dominanz der Faser-Matrix-Grenzfläche in Bezug auf die Werkstoffeigenschaften des Verbunds unter fasersenkrechtter Belastung muss überprüft werden, ob die Grenzflächeneigenschaften als Dehnraten unabhängig anzusehen sind (vgl. Kapitel 6.2):

2.2. Kann das Materialverhalten der Faser-Matrix-Grenzfläche als dehnratenunabhängig betrachtet werden?

Die Modellierung von Schädigungsvorgängen auf der Mikroebene mittels Mikromodell kann erst dann als besonders zielführend bezeichnet werden, wenn Mikromodelle gefunden werden können, welche die Verbundeigenschaften repräsentativ abbilden können. Aus diesem Zusammenhang leitet sich die dritte forschungsleitende Frage ab (vgl. Kapitel 7):

2.3. Existieren repräsentative Volumenelemente zur Vorhersage des dehnratenabhängigen Schädigungsverhaltens von FVK?

4 NUTZUNG DES FALLTURMS ZUR BESTIMMUNG DES DEHNRATENABHÄNGIGEN WERKSTOFFVERHALTENS

Mechanische Prüfungen werden eingesetzt, um das mechanische Verhalten von Werkstoffen zu charakterisieren. Vor allem unter quasi-statischen Belastungsgeschwindigkeiten sind eine Vielzahl an Prüfungen genormt und mit Hilfe einer Universalprüfmaschine durchführbar. Dies ermöglicht, Werkstoffeigenschaften qualitativ und quantitativ miteinander zu vergleichen und geeignete Werkstoffmodelle zu entwerfen und basierend auf den Daten zu kalibrieren.

Im Dehnratenbereich des Crash-Lastfalls (bis $\dot{\epsilon} = 1000 \text{ s}^{-1}$) finden sich zum einen weder genormte Prüfungen, noch werden die Prüfkonzpte aus dem Bereich der quasi-statischen Prüfungen übertragen (vgl. Kapitel 2). Weiter zeigen die Untersuchungen (vgl. Kapitel 2) keine einheitlichen Ergebnisse, sodass die Abhängigkeit der mechanischen Eigenschaften von der Dehnrade nicht konsistent ist. Dies schlussfolgert, dass die Prüfungen rein qualitativ sind und somit quantitative Untersuchungen nicht möglich sind.

Mit Bezug zu Kapitel 3 wird im vorliegenden Kapitel die Übertragbarkeit von quasi-statischen Prüfmethode auf die Nutzung am Fallturm überprüft. Es werden zum einen die duroplastische Matrix unter Druck und Zugbelastung, aber auch der Verbund unter Druck, Zug und Schubbelastung geprüft und die Ergebnisse werden mit Bezug zur Literatur bewertet. Die Differenzierung zwischen den beiden Werkstoffen, Duroplast und Verbund, ist wichtig, da sowohl Einspannungskonzepte im Bereich der quasi-statischen Prüfung als auch das Schädigungsverhalten verschieden sind.

Im Folgenden soll die forschungsleitende Frage 1.1 überprüft werden:

Können bekannte Konzepte aus dem Bereich der quasi-statischen Prüfmethode auf den Fallturm unter Vernachlässigung von Massenträgheitseffekten übertragen werden?

Angenommen wird dabei, dass die hohe Schlagenergie des Fallturms auftretende Massenträgheitseffekte kompensieren kann und die Verwendung steifer und komplexer Einspannkonzpte zielführend ist.

Im Folgenden werden der verwendete Fallturm sowie die Messtechnik vorgestellt. Darauf aufbauend werden die Versuchsaufbauten zur Verwendung auf dem Fallturm und die verwendeten Materialien dargelegt. Abschließend werden die Messergebnisse der einzelnen Prüfungen diskutiert und mit Bezug zur Literatur bewertet.

4.1 Versuchsaufbau

Alternativ zum SHPB findet der Fallturm Verwendung. Beim Fallturm wird ein Fallschlitten mit Fallgewicht und Falldorn aus einer definierten Höhe fallen gelassen. Dabei wird die

potenzielle Energie des Fallschlittens in kinetische Energie umgewandelt. Zur Erhöhung der potenziellen Energie können Federpakete eingesetzt werden. Bei der Prüfung mittels Fallturm kann zwischen der direkten und der indirekten Belastung (oder auch direkte/indirekte Impactprüfung) unterschieden werden. Bei der direkten Belastung wird die kinetische Energie des Falldorns direkt in den Probekörper in Form von Verformungsarbeit eingetragen. Die direkte Belastung wird z. B. bei der Untersuchung des Delaminationsverhalten von FVK genutzt. Bei der indirekten Belastung kommt der Probekörper nicht in direkten Kontakt mit dem Falldorn, sondern die Krafteinleitung wird mit Hilfe eines Versuchsaufbaus realisiert.

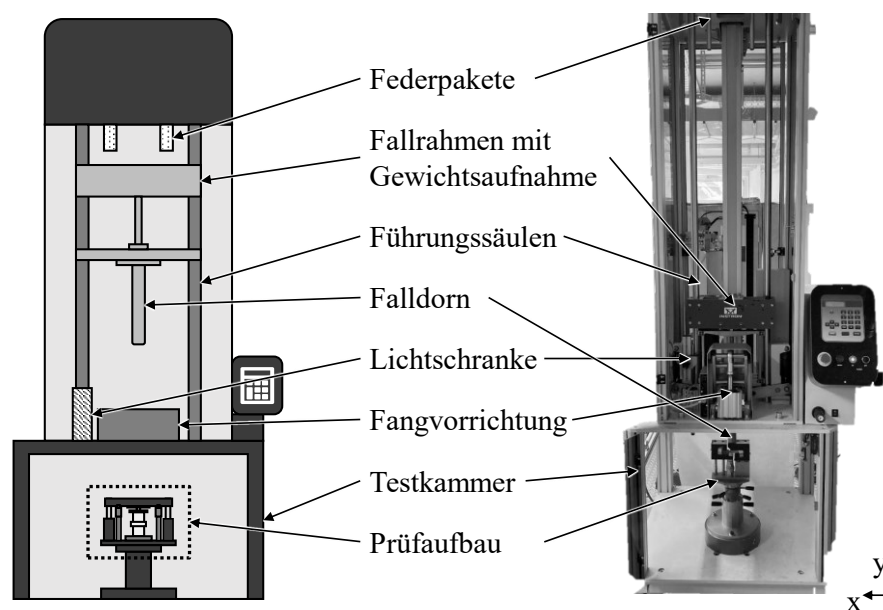


Bild 4.1: Aufbau des Fallturms

Figure 4.1: Structure of the drop tower

In dieser Arbeit wird der Fallturm CEAST 9350, Instron Deutschland GmbH verwendet (vgl. Bild 4.1). Mit Hilfe des Fallturms lassen sich Fallgeschwindigkeiten von bis zu 25 m/s und Schlagenergien von bis zu 1500 J realisieren. Die resultierenden Kräfte werden mittels piezoelektrischer Kraftmessdose des Typs 225C, PCB Synotech GmbH bei einer Abtastfrequenz von 2 MHz aufgenommen. Das Dehnungsverhalten des Probekörpers wird mittels digitaler Bildkorrelation (engl. *Digital Image Correlation*, DIC) mit Hilfe der Software GOM Correlate, Carl Zeiss GOM Metrology GmbH ausgewertet. Dazu stehen zwei Hochgeschwindigkeitskameras des Modells FASTCAM SA1.1, Photron Deutschland GmbH zur Verfügung. Die Messung erfolgt als 2D Messung bei einer Bildaufnahmerate von 75 – 120 kHz, dies bedeutet, dass die Verformung des Probekörpers innerhalb einer Ebene betrachtet wird. Zur Beleuchtung werden zwei Halogenstrahlern des Modells COOLH des Herstellers dedocool mit einer jeweiligen maximalen Lichtleistung von 2,3 Lux eingesetzt. Die

Messdatenerfassung wird mit Hilfe der am Fallturm verbauten Lichtschranke ausgelöst, sodass die Kraftmessung und die Kameraaufnahme zeitgleich starten.

In der Testkammer des Fallturms können verschiedene Prüfaufbauten verwendet werden. So besteht die Möglichkeit der indirekten und direkten Belastung des Probekörpers. Bedingt durch die geometrischen Abmaße der Kammer können vielfältige Konzepte installiert und geprüft werden. Die verschiedenen Prüfaufbauten für die untersuchten Belastungsarten finden sich in den jeweiligen Kapiteln wieder. Bedingt durch die Versuchsaufbauten kommt es zu einer Limitierung der maximalen potenziellen Energie des Falldorns. Aus diesem Grund werden die Versuche im Folgenden mit Schlaggeschwindigkeiten von bis zu 10 m/s durchgeführt. Bedingt durch unterschiedliche Probekörpergeometrien kommt es zu einer Variation der Dehnrate über die verschiedenen Belastungszustände hinweg.

Ergebnisse basierend auf quasi-statischen Untersuchungen werden mit Hilfe einer Universalprüfmaschine des Typs Z150, ZwickRoell GmbH & Co. KG und in Anlehnung an die entsprechende Norm durchgeführt. Der Begriff *quasi-statisch* bezieht sich dabei auf die geringste Dehnrate innerhalb der Versuche mit $\dot{\epsilon} \ll 1 \text{ s}^{-1}$.

Den folgenden Untersuchungen liegt ein Stichprobenumfang von fünf Prüfungen je Prüfgeschwindigkeit zugrunde. Die Spannungs-Zeit-Verläufe zeigen den Mittelwert der Wiederholungsprüfungen als dicke Linie und das 95 %-Vertrauensintervall als Band um den Mittelwert.

4.2 Verwendete Materialien

Beim verwendeten Harzsystem handelt es sich um das Harzsystem EPIKOTE™ Resin TRAC 06150, Hexion Inc. Das Harzsystem wird nach Herstellerangaben [NN15] verarbeitet. Die Herstellung von zylindrischen Druckprobekörpern erfolgt durch Handverguss in Silikonformen mit anschließender Nachbearbeitung der Stirnflächen durch Schleifen und Polieren. Für weitere Ausführungen sei an dieser Stelle auf [Glä22] verwiesen. Stabprobekörper für die Untersuchungen unter Zugbeanspruchung werden aus Plattenbauteilen herausgefräst. Die Plattenbauteile werden dabei im Vacuum Assisted Resin Transfer Moulding (VARTM) Verfahren hergestellt. Alle Probekörper werden vollständig ausgehärtet, um den Einfluss des Aushärtegrades auszuschließen. Der Einfluss des Prozessdrucks in der Kavität der Druckprobekörper und Stabprobekörper auf die mechanischen Eigenschaften kann vernachlässigt werden [MML+21].

Die Probekörper für die Untersuchungen am Verbund werden aus im RTM-Verfahren hergestellten Plattenbauteilen herausgearbeitet. Dabei werden Non-crimped-fabrics (NCF) des Typs HTS 45 E23 12K, Teijin Carbon Europe GmbH mit einem Flächengewicht von 270 g/m^2

mit dem oben genannten Harz imprägniert. Der erreichte Faservolumengehalt der Probekörper liegt bei ca. 45 %. Für weitere Informationen zur Probekörperherstellung sei auf die Arbeiten [Her21, Pri22] verwiesen.

4.3 Matrix

Spröde Materialien, wie z.B. Epoxidharze, zeigen meistens ein Versagen unter Normalspannung. Wie auch bei anderen Werkstoffen wird das Materialverhalten von Epoxidharzen im Allgemeinen unter Druck und Zug charakterisiert. Die spröde Natur des Werkstoffs bedingt ein Normalspannungsversagen des Werkstoffs. Daraus resultiert, dass der lokale Spannungszustand im Probekörper im Prüfbereich keine hydrostatischen Anteile aufweisen darf, um ein Versagen unter Schubbelastung erzielen zu können. Die Verwendung bekannter Normen (z. B. [NN19]) aus dem FVK-Bereich für die Prüfung von spröden Materialien ist daher nicht möglich, da der lokale Spannungszustand im Prüfbereich hydrostatische Anteile aufweist [NS12].

Eine reine Schubbeanspruchung kann z.B. mit Hilfe von Rohrprobekörpern durchgeführt werden. Hierzu müssen entsprechende Fertigungsmittel zur Verfügung stehen, sodass das Materialverhalten unter Schubbelastung im Rahmen dieser Arbeit nicht untersucht werden kann. Bei der Prüfung müssen zudem sehr komplexe Einspannungen realisiert werden, um ein Drehmoment auf den Probekörper aufprägen zu können. Eine Untersuchung zum Einfluss der Dehnrates auf das mechanische Verhalten der Matrix unter Schubbelastung kann aus diesem Grund in dieser Arbeit nicht durchgeführt werden. Daher werden im Folgenden ausschließlich die Belastungszustände Druck und Zug untersucht.

Die zugrundeliegenden Experimente wurden zum Teil im Rahmen der folgenden vom Verfasser betreuten Forschungsarbeiten [Glä22, Sch21] durchgeführt.

4.3.1 Druckbelastung

Das verwendete Harzsystem zeigt unter Druckbelastung ein ausgesprochen komplexes Materialverhalten. Bild 4.2 beschreibt exemplarisch das Spannungs-Dehnungsverhalten des Werkstoffs. Das Verhalten ist durch einen anfänglichen reversibel elastischen Bereich gekennzeichnet. Das Materialverhalten im plastischen Bereich lässt sich in plastisches Fließen und einen Verfestigungsbereich unterteilen [Arg73, BPA88, GD17]. Hochpunktdehnung ε_h und Hochpunktspannung σ_h beschreiben dabei Lage und Höhe des ersten Hochpunkts, den Übergang zum plastischen Bereich. Die Versagensdehnung ε_f und Versagensspannung σ_f beschreiben das finale Versagen des Materials. Es sei angemerkt, dass die Einteilung in elastische und plastische Dehnungsbereiche nicht mittels einfacher Druckversuche mit

monoton steigendem Traversenweg durchgeführt werden kann. Hierfür bedarf es zyklischer Versuche (vgl. Bild 12.1 im Anhang).

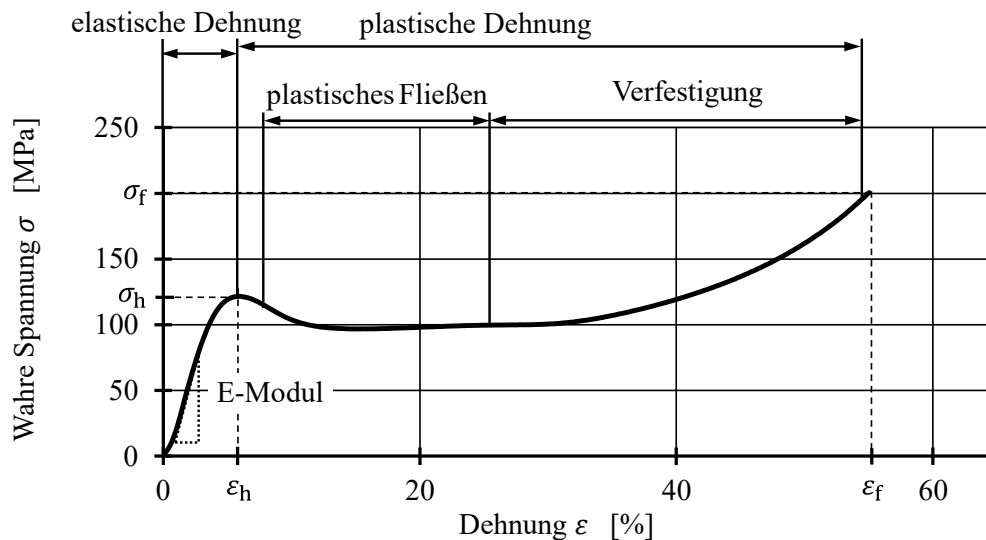


Bild 4.2: Materialverhalten der Matrix unter quasi-statischer Druckbelastung

Figure 4.2: Material behavior of the matrix under quasi-static compressive loading

Chen et al. [CZ98] zeigen anhand von zylindrischen Probekörpern eine Steigerung der Hochpunktspannung um 78 % bei einer Erhöhung der Dehnrates von $0,001 \text{ s}^{-1}$ auf $2,25 \cdot 10^3 \text{ s}^{-1}$. Es ist zu erkennen, dass die Hochpunktspannung für $\dot{\varepsilon} > 1000 \text{ s}^{-1}$ nahezu nicht zunimmt. Der E-Modul nimmt nur geringfügig zu. Vergleichbare Ergebnisse erzielen *Jordan et al.* [JFS08]. Die Hochpunktspannung unterliegt einem Zuwachs von 83 % im Intervall von $0,001 \text{ s}^{-1}$ bis $1,3 \cdot 10^3 \text{ s}^{-1}$. Der E-Modul nimmt ebenfalls in Abhängigkeit der Dehnrates zu. Im Gegensatz zu *Chen et al.* [CZ98] nimmt die Hochpunktspannung für $\dot{\varepsilon} > 1000 \text{ s}^{-1}$ weiterhin im gleichen Maße zu. *Naik et al.* [NSK+11] beobachten eine Zunahme der Hochpunktspannung von 23 % im Bereich von $0,01 \text{ s}^{-1}$ bis 2250 s^{-1} an zylindrischen Probekörpern, sowie eine Zunahme des E-Moduls. Die genannten Versuche zeigen keinen Bereich der plastischen Verfestigung, sodass die Versagensspannung geringer als die Hochpunktspannung ist.

Gerlach et al. [GSPW08] zeigen eine Steigerung der Hochpunktspannung und Versagensspannung um 85 % bzw. 90 % im Bereich von $0,01 \text{ s}^{-1}$ bis 3900 s^{-1} an zylindrischen Probekörpern. Der E-Modul des Werkstoffs nimmt in Abhängigkeit der Dehnrates zu. Darüber hinaus ist eine Zunahme der Versagensdehnung in Abhängigkeit der Dehnrates zu beobachten. *Elmahdy et al.* [EZB+22] weisen eine Steigerung der Hochpunktspannung um 65 % im Dehnratenbereich von $0,01 \text{ s}^{-1}$ bis 1030 s^{-1} nach. Der E-Modul zeigt keine signifikante Abhängigkeit von der Dehnrates. In Abhängigkeit der Dehnrates zeigt sich ein

früheres Versagen des Probekörpers, sodass die Versagensspannung bei hohen Dehnraten abnimmt.

4.3.1.1 Prüfaufbau

In Anlehnung an DIN EN ISO 604 [NN03] werden die Eigenschaften der Matrix geprüft. Basierend auf der Arbeit von Gilat *et al.* [GSPW08] und einer gewählten maximalen Prüfkraft von 60 kN wird ein Zylinder mit 8,6 mm Höhe und 10 mm Durchmesser als Probekörperform gewählt. Der Probekörper wird zwischen zwei Stahlplatten (vgl. Bild 4.3, obere und untere Probekörpereinspannung) platziert. Die Stahlplatten sind verchromt und die Flächen werden mittels Silikonöl behandelt, sodass die Querkontraktion des Probekörpers nicht behindert wird (vgl. Bild 4.5). Bedingt durch die zylindrische Form wird die Längsdehnung des Probekörpers über die relative Längsverschiebung in y-Richtung der Einspannung berechnet. Dazu wird die Einspannung mit Referenzpunkten zur späteren Auswertung mittels DIC beklebt. Grundlage hierfür dient die Annahme, dass die Verformung der Einspannung im Vergleich zur Verformung des Probekörpers vernachlässigt werden kann. Es wurde eine Bildaufnahmefrequenz von 125.000 Hz und eine Auflösung von 128x256 px gewählt. Der Lasteintrag wird durch das stoßartige Belasten der Traverse mittels Falldorn realisiert.

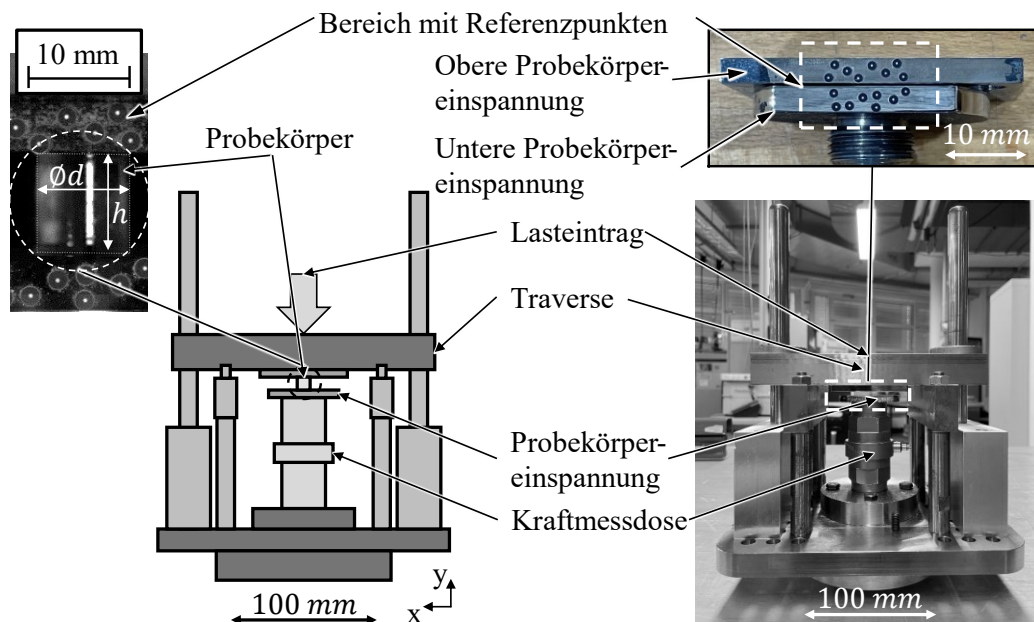


Bild 4.3: Versuchsaufbau für Versuche unter Druckbeanspruchung der Matrix

Figure 4.3: Test setup for tests under compressive stress of the matrix

4.3.1.2 Experimentelle Ergebnisse

Im Folgenden werden die Ergebnisse der Prüfungen bei den Dehnraten 132 s^{-1} , 252 s^{-1} und 458 s^{-1} (vgl. Tabelle 12.6) dargestellt. Die mittlere Dehnrade ermittelt sich aus der

Versagensdehnung ε_f und der Zeit bis zum Versagen t_f . Aufbauend auf der Diskussion der Spannungs-Zeit-Verläufe werden die Ingenieurskonstanten E-Modul und Versagensspannung unter Berücksichtigung der gemessenen Dehnung abgeleitet und in Bezug zu bisherigen Arbeiten gesetzt.

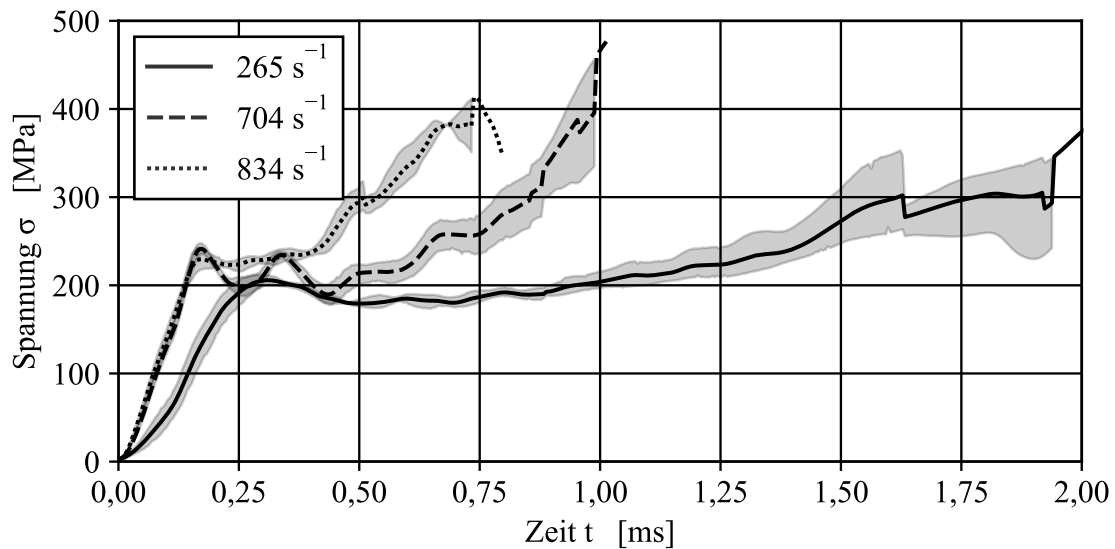


Bild 4.4: Spannungs-Zeit-Verläufe der Matrix in Abhängigkeit der Dehnrates unter Druckbelastung

Figure 4.4: Stress-time curve of the matrix as a function of the strain rate under compressive load

Bild 4.4 zeigt die Spannungs-Zeit-Kurven der Versuche unter Druckbeanspruchung mittels Fallturm. Die Kurvenverläufe der dynamischen Versuche zeigen ähnliche Charakteristika unter der Annahme einer kurzzeit proportionalen Dehnung wie der Spannungs-Dehnungs-Verlauf im quasi-statischen Lastfall (vgl. Bild 4.2). Zu Beginn der Prüfung steigt die Spannung stetig und monoton an. Nach Erreichen des Hochpunkts σ_h fällt die Spannung ab und steigt im Bereich der plastischen Verfestigung wieder an. Die Streuung der Kurven nimmt vor allem im Bereich der plastischen Verfestigung zu und erreicht das Maximum im Bereich des finalen Versagens. Auffällig ist, dass die Spannungs-Zeit Kurven der beiden höchsten Dehnrates bis zum Erreichen des Hochpunkts übereinander liegen. Bei den Versuchen mit einer Dehnrates von 704 s^{-1} ist eine überlagerte Schwingung im Bereich $[t(\sigma = \sigma_h); 0,5 \text{ ms}]$ zu erkennen.

Bild 4.5 zeigt das Deformationsverhalten und Schädigungsverhalten des Probekörpers. Wie schon bei der Betrachtung der Spannungs-Zeit-Verläufe kann ein zum quasi-statischen Lastfall analoges Verhalten des Probekörpers festgestellt werden. Bedingt durch die hohe axiale Stauchung erfährt der Probekörper eine große Ausdehnung in radialer Richtung. Durch die Oberflächenbehandlung der Einspannung kommt es zu einer geringen Behinderung der Querkontraktion. Diese Behinderung lässt sich durch das Ausbilden einer Tonnenform

erkennen. Das Versagen des Probekörpers tritt nach Ausbildung von Rissen in y-Richtung schlagartig ein. Das Deformations- und Schädigungsverhalten ist vergleichbar zum Versagen unter quasi-statischer Belastung. Durch die Oberflächenbehandlung der Kontaktflächen in Kombination mit der Nutzung von Silikonöl, kommt es zu einer geringen Reibung in der Trennebene. Dies hat zur Folge, dass die Stirnflächen des Probekörpers gut abgleiten können, sodass der Probekörper in guter Näherung durch einen Zylinder beschreibbar ist, dessen Höhe mit zunehmender Dehnung abnimmt und dessen Durchmesser zunimmt.

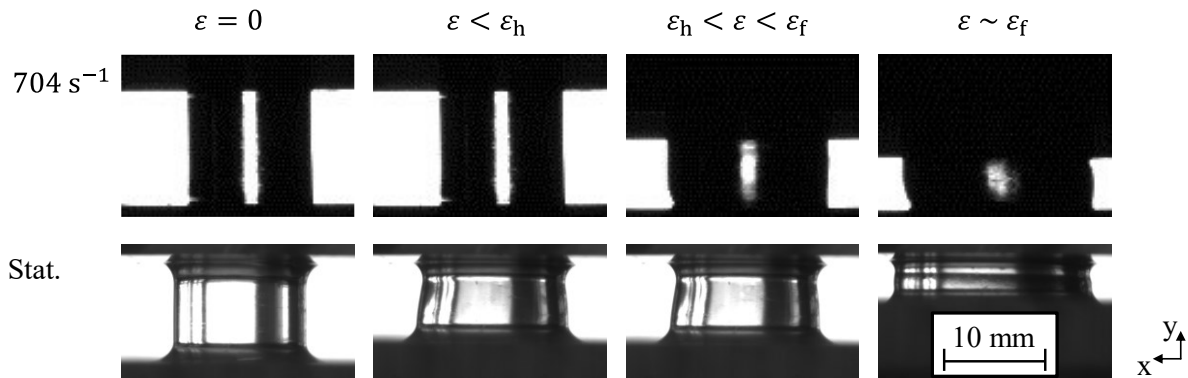


Bild 4.5: Schädigungsverlauf der Matrix unter Druckbelastung

Figure 4.5: Damage evolution of the matrix under compressive load

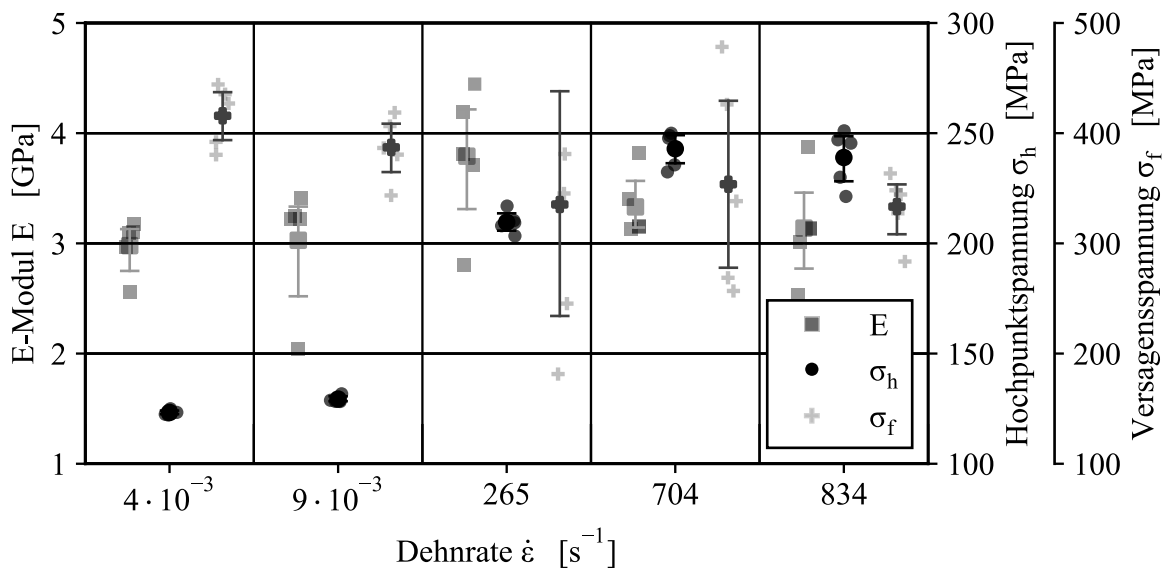


Bild 4.6: E-Modul, Hochpunkt- und Versagensspannung der Matrix unter Druckbelastung

Figure 4.6: Stiffness, high point stress and failure stress of the matrix under compressive loading

Neben der Spannung im Hochpunkt sowie der Versagensspannung wird der E-Modul in Bild 4.6 dargestellt. Unter Hinzunahme der technischen Längsdehnung wird der E-Modul berechnet. Im Rahmen der Steifigkeitsbetrachtung kann festgestellt werden, dass der E-Modul im Bereich von $4 \cdot 10^{-3} s^{-1}$ bis $265 s^{-1}$ um ca. 27 % ansteigt. Bei weiterer Erhöhung der Dehnrate sinkt

der E-Modul wieder. Die Betrachtung der Hochpunktspannung zeigt einen Anstieg der Spannung bei steigender Dehnrates um 75 % im Bereich von $4 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ bis 265 s^{-1} , gefolgt von einem Anstieg um 15 % bei einer Erhöhung der Dehnrates auf 704 s^{-1} . Bei einer weiteren Erhöhung der Dehnrates ist ein geringes Abfallen der Hochpunktspannung erkennbar. Im quasi-statischen Lastfall zeigen sich die höchsten Festigkeiten. Die Versuche auf dem Fallturm zeigen eine um ca. 15 % geringere Festigkeit als unter quasi-statischer Last. Darüber hinaus lässt sich feststellen, dass sich die Hochpunktspannung den Werten der Versagensspannung annähert.

4.3.1.3 Diskussion

Die in dieser Arbeit ermittelten Ergebnisse zeigen in Teilen Übereinstimmung mit der Literatur (vgl. 4.3.1). Das duktile Materialverhalten mit elastischer und plastischer Dehnung stimmt mit den Ergebnissen aus der Literatur überein. Während in [JFS08] und [GSPW08] ein stetiger Anstieg der Hochpunktspannung mit steigenden Dehnrates beobachtet wird, beobachten [CZ98], [NSK+11] und [EZB+22] äquivalent zu den Ergebnissen dieser Arbeit einen Anstieg der Hochpunktspannung in einem begrenzten Dehnratesbereich. Die obere Grenze liegt in dieser Arbeit bei 704 s^{-1} .

Im Kontrast zur Literatur steht die Abhängigkeit des E-Moduls von der Dehnrates. Während [CZ98] und [EZB+22] keine signifikante Veränderung des E-Moduls über verschiedene Dehnrates beobachten, konnte [GSPW08] einen steigenden E-Modul mit steigender Dehnrates ermitteln. *Naik et al.* [NSK+11] weisen einen Anstieg des E-Moduls bis zu einer Grenzdehnrates nach. Im Bereich hoher Dehnrates zeigt sich kein weiterer Anstieg der Dehnrates. Mögliche Gründe werden in Kapitel 4.5 diskutiert.

Die Betrachtung der leichten Abnahme der Versagensspannung bei steigender Dehnrates steht in guter Übereinstimmung mit [EZB+22]. Im Kontrast dazu stehen die Untersuchungen von [GSPW08]. Hier wird eine steigende Versagensspannung bei steigender Dehnrates festgestellt.

4.3.2 Zugbelastung

Das verwendete Harzsystem zeigt unter Zugbeanspruchung ein nicht-lineares Spannungs-Dehnungs-Verhalten (vgl. Bild 4.7). Das Verhalten zeigt im unteren Dehnungsbereich zunächst linear-elastisches Materialverhalten. Mit zunehmender Dehnung zeigt sich ein degressiver Verlauf. Bis zu einer Dehnung von ca. 5 % ist das Materialverhalten primär reversibel (vgl. Bild 12.2). ϵ_h , ϵ_f und σ_h , σ_f beschreiben jeweils Dehnung und Spannung des Probekörpers zum Zeitpunkt der höchsten Spannung und zum Zeitpunkt des Versagens.

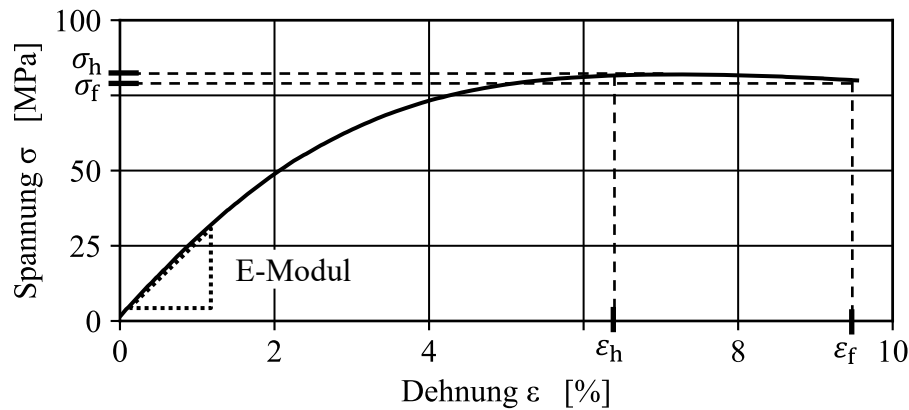


Bild 4.7: Materialverhalten der Matrix unter quasi-statischer Zugbelastung

Figure 4.7: Material behavior of the matrix under quasi-static tensile loading

Chen et al. [CLC02] zeigen eine Versprödung (Abnahme der Bruchdehnung) des Materials bei steigenden Dehnraten von $2,4 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ bis 800 s^{-1} anhand von rotationssymmetrischen Probekörpern. Die Festigkeit unterliegt einer großen Streuung, sodass keine signifikante Abhängigkeit von der Dehnrates festgestellt werden kann. Aussagen über den E-Modul können nicht getroffen werden. *Gilat et al.* [GGR02] untersuchen Schulterstabprobekörper im Dehnratenbereich von $6 \cdot 10^{-5} \text{ s}^{-1}$ bis 360 s^{-1} . Die Autoren stellen eine Versprödung des Werkstoffs fest (Reduktion der Bruchdehnung um 70 %) bei leichter Verringerung der Versagensspannung. Neben der Versprödung wird gezeigt, dass der Werkstoff versteift. Im Vergleich zu [GGR02] zeigen *Gilat et al.* [GGR07] eine Zunahme der Versagensspannung. *Gerlach et al.* [GSPW08] weisen eine Versprödung (Abnahme der Bruchdehnung um 60 %) und Versteifung des Werkstoffs im Dehnratenbereich von $1 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ bis 3800 s^{-1} nach. Darüber hinaus konnte eine Zunahme der Versagensspannung um 120 % festgestellt werden.

Alleinig *Gurusideswar et al.* [GSVG17] führen Zugversuche mittels Fallturm im Bereich von 10^{-4} s^{-1} bis 445 s^{-1} durch. Die Autoren konnten eine Erhöhung des E-Moduls um 143 % und eine Erhöhung der Versagensspannung um 36 % feststellen. Details zum Versuchsaufbau werden nicht beschrieben.

4.3.2.1 Prüfaufbau

Zur Prüfung der Zugeigenschaften wird das Sonderzubehör CP112059, Instron Deutschland GmbH verwendet. Das Sonderzubehör ermöglicht die Prüfung von Stabprobekörpern unter Zugbeanspruchung (vgl. Bild 4.8). Der Falldorn ist gabelförmig aufgebaut und trifft auf die untere Einspannung, welche mit dem Probekörper verbunden ist. Die Kraftmessung erfolgt mittels dehnungsmessstreifenbasierter Kraftmessdose. Die Ausrichtung der Einspannung erfolgt durch Verfahren des Falldorns in Nullposition, sodass die Position der Probekörper samt Einspannung durch den Falldorn definiert ist. Es gilt festzuhalten, dass die untere Einspannung

nicht symmetrisch aufgebaut ist, sodass auf den Probekörper ein Biegemoment um die x-Achse aufgrund des Versatzes des Schwerpunktes in z-Richtung der unteren Einspannung wirkt (vgl. Bild 4.8).

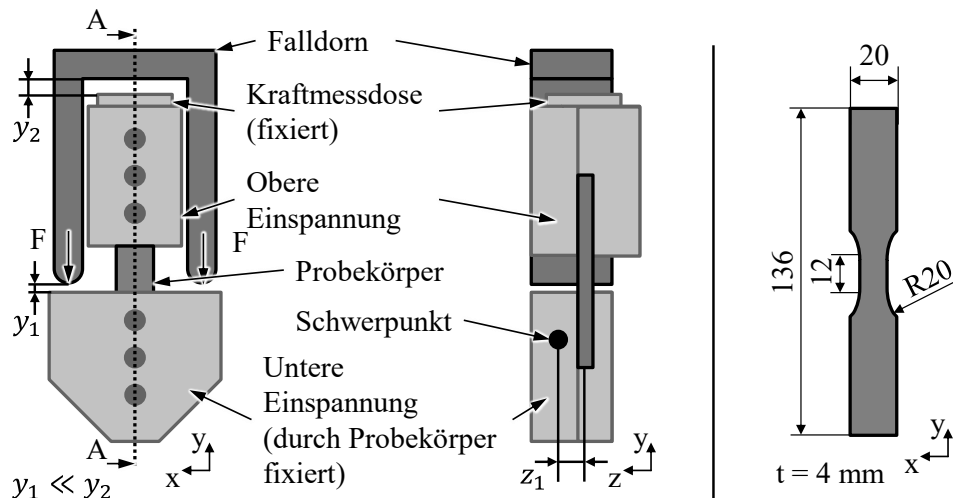


Bild 4.8: Prüfaufbau für Versuche unter Zugbeanspruchung

Figure 4.8: Test setup for tests under tensile load

Die Geometrie der verwendeten Zugprobekörper ist in Bild 4.8 dargestellt. Dabei folgt die Geometrie des Prüfbereichs der in [Bec09] entwickelten BZ-Geometrie. Der Klemmbereich der Probekörper ist im Vergleich zu den BZ-Proben verlängert, um das Fixieren der Probekörper bei der dynamischen Prüfung im Fallturm zu verbessern. Da beim Zugversuch eines Epoxidharzes von einem spröden Materialverhalten ausgegangen werden kann [GGR02], kann der Nachteil des BZ Zugstabs gegenüber des klassischen 1A Zugstabs [NN12] in Bezug auf einen uniaxialen Spannungszustand im parallelen Bereich vernachlässigt werden. [Bec09] zeigt, dass im Bereich geringer Verformungen der Spannungszustand ausreichend uniaxial ist. Zudem erreicht die BZ-Geometrie aufgrund ihrer geringeren Länge höhere Dehnraten bei gleicher Belastungsgeschwindigkeit. Daher wird in dieser Arbeit die BZ-Probekörper Geometrie mit einem verlängertem Klemmbereich verwendet. Die Auswertung der Ergebnisse erfolgt in Anlehnung an [NN12] und durch Nutzung der DIC. Ferner kann festgestellt werden, dass der Schwerpunkt der unteren Einspannung um $z_1 \approx 5 \text{ mm}$ aus der Probekörpermitte verschoben ist.

4.3.2.2 Experimentelle Ergebnisse

Im Folgenden werden die Ergebnisse der Prüfungen bei den Dehnraten 72 s^{-1} , 114 s^{-1} und 196 s^{-1} (vgl. Tabelle 12.7) dargestellt. Den Auswertungen liegen mindestens fünf gültige Versuche zugrunde (vgl. [NN12]). Die mittlere Dehnrade ermittelt sich aus der Versagensdehnung ε_f und der Zeit bis zum Versagen t_f . Aufbauend auf der Diskussion der

Spannungs-Zeit-Verläufe werden die Ingenieurskonstanten E-Modul und Versagensspannung unter Berücksichtigung der gemessenen Dehnung abgeleitet und in Bezug zu bisherigen Arbeiten gesetzt.

Bild 4.9 zeigt die Spannungs-Zeit-Verläufe der Versuche unter Zugbeanspruchung mittels Fallturm. Die Verläufe zeigen einen analog zu den quasi-statischen Untersuchungen degressiven Verlauf. Überlagerte Schwingungen werden nicht festgestellt. Den Erwartungen entsprechend steigen die Anfangssteigungen der Verläufe in Abhängigkeit der Dehnrates.

Das Schädigungsverhalten der Probekörper ist analog zum quasi-statischen Lastfall. Das Bruchverhalten kann als spröde beschrieben werden, sodass sich ein Riss schlagartig in der x-z-Ebene ausbreitet. Ab einer Dehnrates von 196 s^{-1} zerspringt der Probekörper in mehrere Teile. Dieser Effekt wird in der Literatur betrachtet und diskutiert [CLC02, GSPW08].

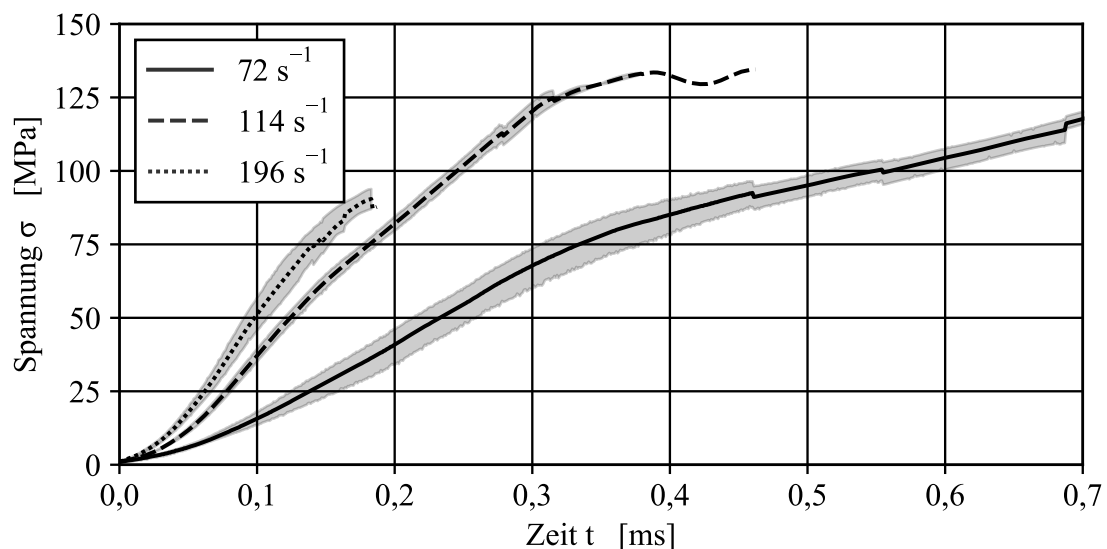


Bild 4.9: Spannungs-Zeit-Verläufe der Matrix in Abhängigkeit der Dehnrates unter Zugbelastung

Figure 4.9: Stress-time curve of the matrix as a function of the strain rate under tensile load

Bild 4.10 zeigt den E-Modul, die Hochpunktspannung und die Bruchdehnung der Versuche in Abhängigkeit der Dehnrates. Der E-Modul des Materials nimmt im Intervall $\dot{\epsilon} = [2,7 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}; 114 \text{ s}^{-1}]$ um 70 % zu. Bei weiterer Erhöhung der Dehnrates nimmt der E-Modul (Zunahme um 12 % gegenüber dem statischen Wert) wieder ab. Die Versagensspannung des Materials beschreibt eine vergleichbare Abhängigkeit. Im Intervall $\dot{\epsilon} = [2,7 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}; 114 \text{ s}^{-1}]$ kann eine Zunahme der Hochpunktspannung um 49 % festgestellt werden. Bei weiterer Erhöhung der Dehnrates kommt es wie beim E-Modul zu einem Abfall der Versagensspannung (Äquivalent dem statischen Wert). Im Vergleich zu den Ergebnissen der Matrix unter Druckbelastung, ist zu beobachten, dass die Abnahme der Werte bei geringeren Dehnrates stattfindet.

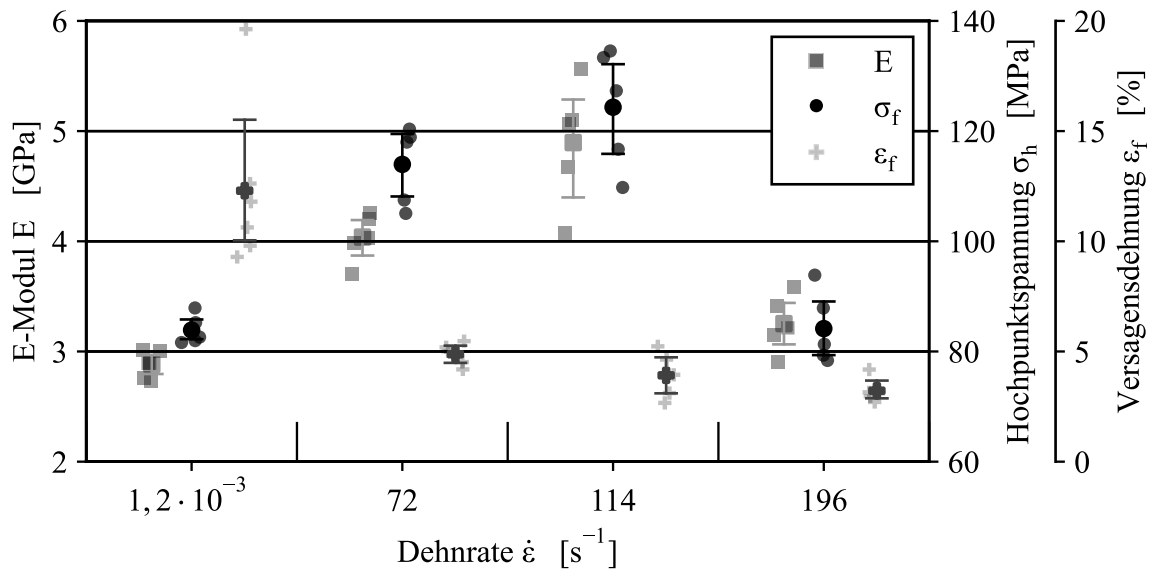


Bild 4.10: E-Modul, Hochpunktspannung und Versagensdehnung der Matrix unter Zugbelastung

Figure 4.10: Stiffness, high point stress and failure strain of the matrix under tensile load

Die Betrachtung der Bruchdehnung zeigt eine Versprödung des Materials. So sinkt die Bruchdehnung um 60 % bei einer Erhöhung der Dehnrates auf $\dot{\epsilon} = 72 s^{-1}$. Bei weiterer Erhöhung der Dehnrates verringert sich die Bruchdehnung nur gering um 18 %.

4.3.2.3 Diskussion

Das ermittelte Materialverhalten deckt sich nur in Teilen mit den Ergebnissen aus der Literatur. Bis zu einer Dehnrates von $114 s^{-1}$ decken sich die Ergebnisse mit der Literatur. Im Kontrast dazu stehen die Ergebnisse bei $\dot{\epsilon} = 196 s^{-1}$, da E und σ_f auf dem Niveau der quasi-statischen Ergebnisses liegt.

Die vorliegenden Ergebnisse sind nicht alleinig durch das Werkstoffverhalten bestimmt. Bedingt durch die Einspannung des Probekörpers kommt es zu einem Verkippen der unteren Einspannung. Dies induziert zum einen ein Biegemoment um die x-Achse im Probekörper. Zum anderen steht die untere Einspannung nicht mehr plan-parallel zum gabelförmigen Falldorn. Dies führt zu einer nicht rein axialen Belastung des Probekörpers und kann ein Grund für die Abweichung der Ergebnisse von bisherigen Arbeiten sein. Das Verkippen der Einspannung ist nach Einspannen des Probekörpers erkennbar.

4.4 Verbund

Im Bereich der Prüfung von FVK unter quasistatischen Lasten sind etablierte Normen [NN00, NN19] vorhanden. Diese Normen nutzen Stabprobekörper bzw. gekerbte Stabprobekörper zur Bestimmung des Materialverhaltens. Die Belastung unter Druck, Zug und Schub stellen die

wichtigsten Belastungsarten unter fasersenkrechtter Belastung dar und werden im Folgendem dargestellt. Kombinierte Lastfälle finde in der Regel keine Anwendung.

Die zugrundeliegenden Experimente wurden zum Teil im Rahmen vom Verfasser betreuten Forschungsarbeiten [Her21, Pri22] durchgeführt. Die Ergebnisse des Kapitels 4.4.3 basieren auf der vom Autor verfassten Veröffentlichung [HM22].

4.4.1 Druckbelastung

Der verwendete FVK zeigt unter Druckbelastung ein nicht-lineares Spannungs-Dehnungs-Verhalten. Bild 4.11 beschreibt exemplarisch das Spannungs-Dehnungsverhalten des Werkstoffs.

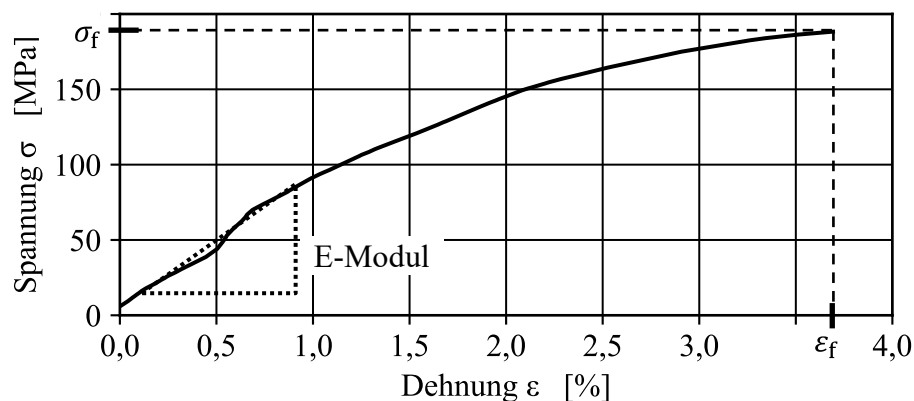


Bild 4.11: Materialverhalten des FVK unter quasi-statischer Druckbelastung

Figure 4.11: Material behavior of FRP under quasi-static compressive loading.

Das Verhalten ist durch einen degressiven Verlauf gekennzeichnet. E_f und σ_f beschreiben jeweils Dehnung und Spannung des Probekörpers zum Zeitpunkt des Versagens. In Anlehnung an DIN EN ISO 14126 [NN00] sind fünf zulässige Versagensformen zulässig (vgl. Bild 4.12). Dünnwandige Proben neigen zum Versagen durch Ausknicken als durch Druckversagen [GS15]. In Anlehnung an [NN00] kann die Prüflänge bestimmt werden.

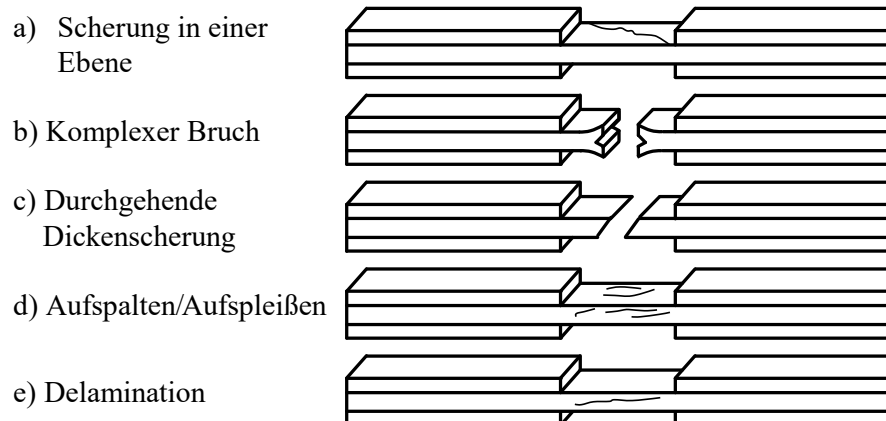


Bild 4.12: Zulässige Versagensformen nach [NN00]

Figure 4.12: Permissible failure modes according to [NN00]

Schmack [Sch19] zeigt in seinen Versuchen unter Verwendung einer servohydraulischen Prüfmaschine und Stabprobekörpern einen Anstieg der Versagensspannung um 56 % bei unverändertem E-Modul im Intervall $\dot{\epsilon} = [2,9 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}; 68 \text{ s}^{-1}]$. [Sch19] ist die einzige in der Literatur dokumentierte Arbeit neben der vorliegenden Arbeit, welche Stabprobekörper nach DIN EN ISO 14126 [NN00] verwendet. *Koerber et al.* [KXC10] beschreiben quasistatische und dynamische Experimente bei Dehnraten von bis zu $\dot{\epsilon} = 350 \text{ s}^{-1}$ unter Verwendung von rechteckigen Proben. Die Studie kommt zu dem Schluss, dass die dynamischen Versuche im Vergleich zu den quasistatischen Versuchen einen Anstieg des Elastizitätsmoduls um 12 % zeigen. Bei gleichen Dehnraten steigt die Versagensspannung um 45 %. Die Versagensdehnung bleibt über die Versuche hinweg nahezu konstant. *Hsiao et al.* [HDC99] nutzen quaderförmige Probekörper mit Stahleinkappen. Für dynamische Versuche mit $10 \text{ s}^{-1} \leq \dot{\epsilon} \leq 300 \text{ s}^{-1}$ wurde ein Fallturm verwendet, und Versuche mit Dehnraten von $\dot{\epsilon} > 500 \text{ s}^{-1}$ wurden mit Hilfe des SHPB durchgeführt. Die Studie kommt zu dem Schluss, dass der Elastizitätsmodul mit zunehmender Dehnrate um 25 % bei $\dot{\epsilon} = [4 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}; 250 \text{ s}^{-1}]$ und um 37 % bei $\dot{\epsilon} = [4 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}; 1800 \text{ s}^{-1}]$ steigt. Auch die Druckfestigkeit nimmt mit steigender Dehnrate zu. In den gleichen Intervallen steigt die Versagensspannung um 41 % bzw. 94 %. Die Bruchdehnung zeigt keine Abhängigkeit von der Dehnrate. *Rouf et al.* [RSI+21] führen quasistatische und dynamische Druckversuche mittels SHPB an quaderförmigen Probekörpern durch. Die Versagensspannung steigt um 96 % und der E-Modul um 16 % im betrachteten Dehnratenbereich $\dot{\epsilon} = [4 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}; 325 \text{ s}^{-1}]$. Im Gegensatz zu den Trends in anderen Studien zeigt die Versagensdehnung ebenfalls ein von der Dehnrate abhängiges Verhalten und steigt bei steigender Dehnrate von $\epsilon_f = 2,8 \%$ auf $\epsilon_f = 4,2 \%$. Weitere Experimente von *Hall und Guden* [HG01], *Hosur et al.* [HAVJ01], *Koerber et al.* [KKP+18] und *Perry et al.* [PW22] zeigen einen vergleichbaren Anstieg der Versagensspannung mit zunehmender Dehnrate.

Im speziellen Fall der Versagensform *Durchgehende Dickenscherung* (vgl. Bild 4.12) erfolgt das Versagen des Laminats schräg zur Richtung der aufgetragenen Kraft. Das heißt, die Wirkungsebene der Spannung und die Bruchebene fallen nicht zusammen. Das sogenannte Schubversagen tritt auf, weil der hauptachsentransformierte Spannungszustand zu einem Versagen unter Schubbelastung führt. Die maximale Schubspannung findet sich in einem Winkel von 45° zur Belastungsrichtung wieder. Aufgrund von inneren Reibungswiderständen liegt der Bruchwinkel bei ca. 53° [Sch07]. Darüber hinaus zeigt der Bruchwinkel eine Abhängigkeit von der Dehnrate und steigt mit zunehmender Dehnrate an. Dies kann auf die Dehnratenabhängigkeit der Druckfestigkeit zurückgeführt werden. [MLI+20]

May *et al.* [MLI+20] konnten einen Anstieg des Bruchwinkels von $54,5^\circ$ auf 69° im Intervall $\dot{\epsilon} = [4 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}; 250 \text{ s}^{-1}]$ und Rouf *et al.* [RSI+21] einen Anstieg des Bruchwinkels von 53° auf 60° im Intervall $\dot{\epsilon} = [0,003 \text{ s}^{-1}; 325 \text{ s}^{-1}]$ unter Nutzung des SHPB feststellen.

4.4.1.1 Prüfaufbau

Für die Prüfungen unter fasersenkrechter Druckbelastung wird ein eigens entwickelter Prüfaufbau verwendet. Der Prüfaufbau erlaubt die Prüfung in Anlehnung an DIN EN ISO 14126 [NN00] (vgl. Bild 4.13). Der Prüfaufbau besteht aus zwei Einspannungen, welche mit der Traverse (obere Traverse aus Stahl; untere Traverse aus Aluminium zur Reduzierung der Masse zwischen Probekörper und Kraftmessdose) verbunden sind. Die Traverse wird über Stahlsäulen geführt. Die Einspannungen ermöglichen mittels Variation der Klemmkraft die Krafteinleitung über Stirn- und Seitenflächen des Probekörpers. Damit ist dieses Konzept für die Prüfung unter faserparalleler Belastung geeignet.

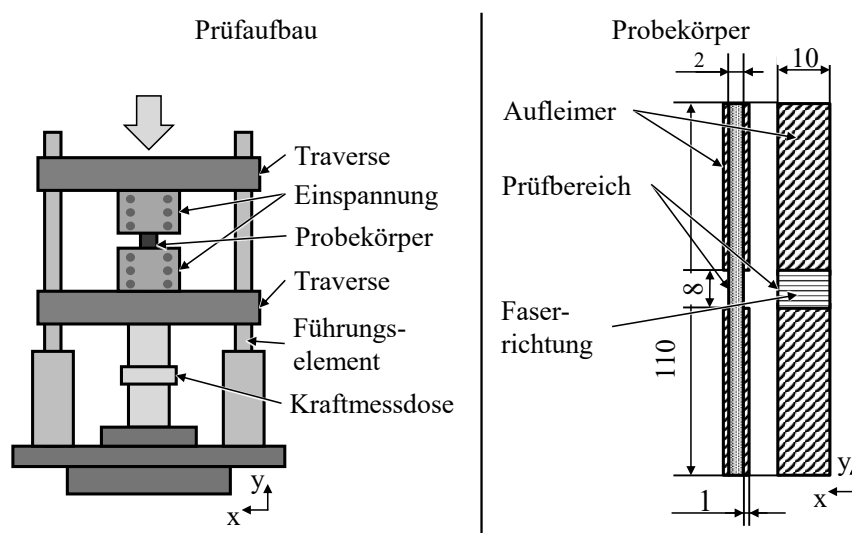


Bild 4.13: Prüfaufbau und Probekörper für fasersenkrechte Beanspruchungen nach DIN EN ISO 14126 [NN00]

Figure 4.13: Test setup and specimen for perpendicular fiber loads according to DIN EN ISO 14126 [NN00]

Der Probekörper basiert auf unidirektionalen Plattenbauteilen (vgl. Kapitel 4.2). Zur Gewährleistung der Schädigungsinitiierung wird der Probekörper mit Aufleimern versehen. Die Maße können Bild 4.13 entnommen werden. Neben der Dehnungsmessung mittels DIC wird der Probekörper von der Seite (x-z-Richtung) kameratechnisch erfasst, sodass Aussagen über die Schädigungsentwicklung getroffen werden können.

4.4.1.2 Experimentelle Ergebnisse

Im Folgenden werden die Ergebnisse der Prüfungen bei den Dehnraten 132 s^{-1} , 252 s^{-1} und 458 s^{-1} (vgl. Tabelle 12.8) dargestellt. Die mittlere Dehnrade ermittelt sich aus der Versagensdehnung ε_f und der Zeit bis zum Versagen t_f . Aufbauend auf der Diskussion der Spannungs-Zeit Kurven werden die Ingenieurskonstanten E-Modul und Versagensspannung unter Berücksichtigung der gemessenen Dehnung abgeleitet und in Bezug zu bisherigen Arbeiten gesetzt.

Bild 4.14 zeigt die Kraft-Zeit-Kurven der Versuche unter Druckbeanspruchung mittels Fallturm sowie die Versagenszeitpunkte des Probekörpers (vgl. Bild 4.15) ermittelt durch die kameratechnische Aufnahmen.

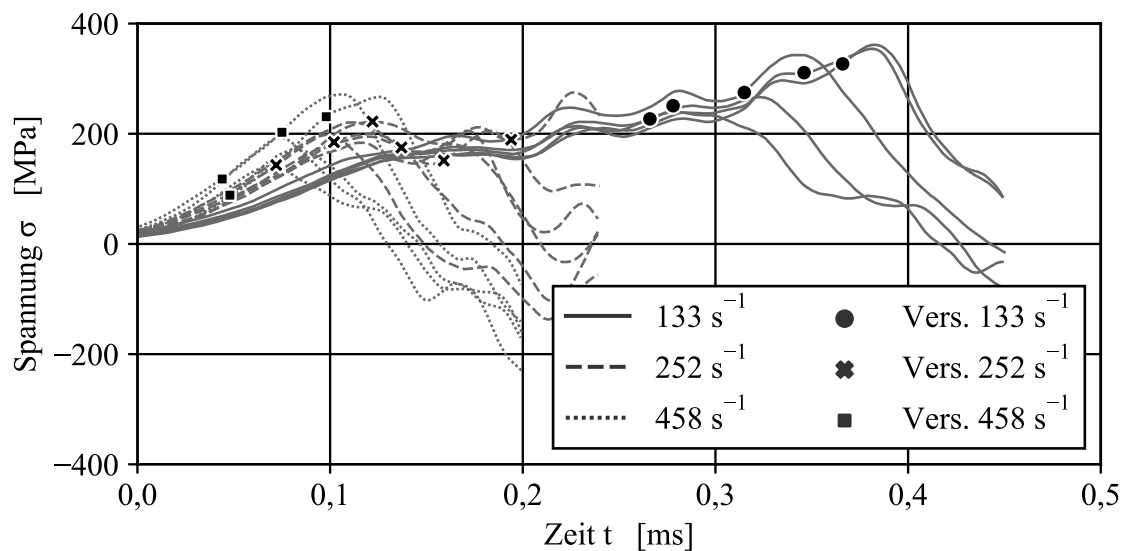


Bild 4.14: Spannungs-Zeit-Verläufe des FVK in Abhängigkeit der Dehnrade unter Druckbeanspruchung

Figure 4.14: Stress-time histories of the FRP as a function of the strain rate under compressive loading

Die Versuche zeigen ein qualitativ ähnliches Verhalten. Die Kraft steigt bis zu einem globalen Maximum stetig an und fällt danach ab. Die Versuche bei einer Dehnrade von 133 s^{-1} weisen eine überlagerte Schwingung auf. Diese Schwingung kann in den Ergebnissen zu den Versuchen bei 252 s^{-1} und 458 s^{-1} . Bei der Betrachtung der Versagenszeitpunkte zeigt sich, dass diese einer sehr großen Streuung unterliegen. Ferner ist zu erkennen, dass der durch die Kameraaufnahmen ermittelte Versagenszeitpunkt nicht mit dem Maximum der jeweiligen Kurve übereinstimmt. Dieses Verhalten wird auf die Konstruktion des Prüfaufbaus zurückgeführt (vgl. Kapitel 4.4.1.3).

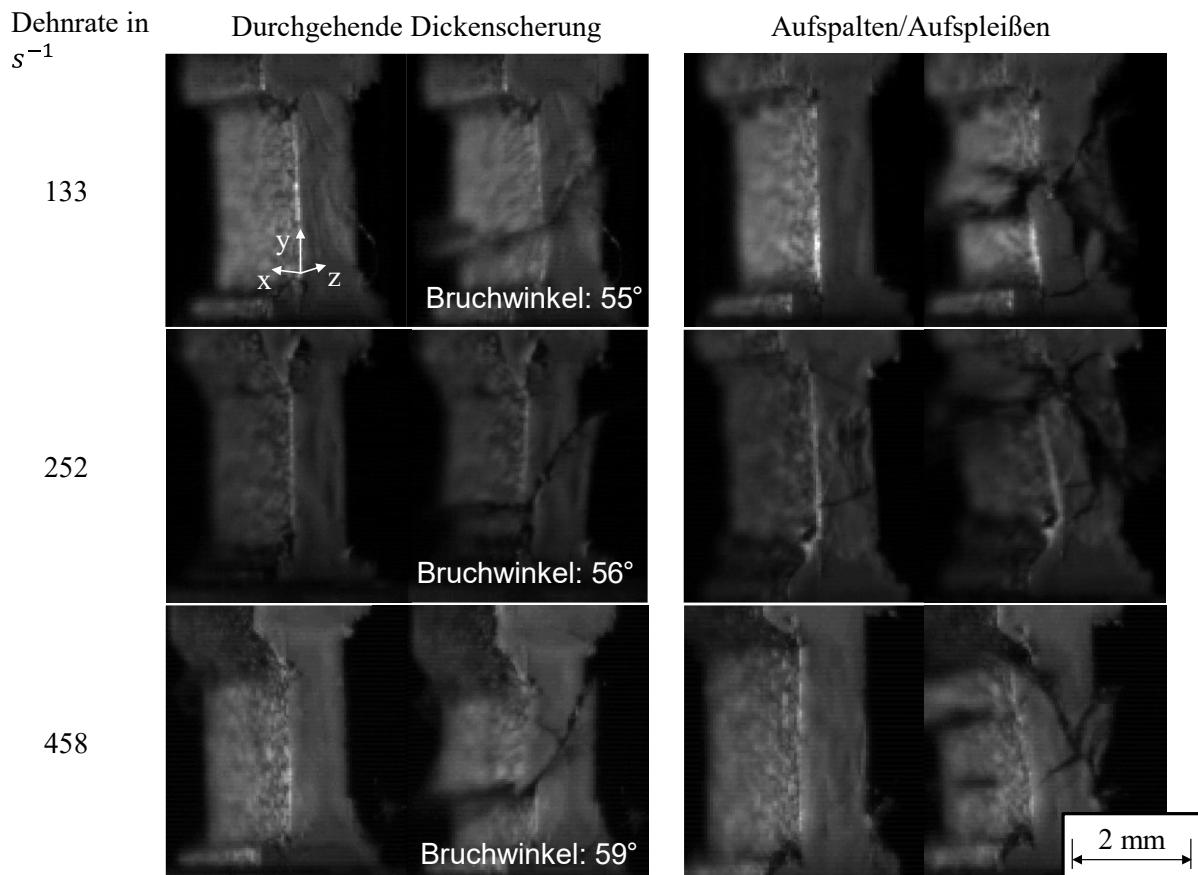


Bild 4.15: Bruchformen der Druckprüfungen am FVK in Abhängigkeit der Dehnrates

Figure 4.15: Fracture shapes of the compression tests on the FRP as a function of the strain rate

Ergänzend zu den Kraft-Zeit-Verläufen ist in Bild 4.15 das Schädigungsverhalten des Werkstoffs abgebildet. Es werden repräsentativ die beiden festgestellten Versagensformen *durchgehende Dickenschernung* und *Aufspalten/Aufspießen* dargestellt, wobei die *Dickenschernung* der dominierende Mechanismus ist. Bei der *durchgehenden Dickenschernung* wird exemplarisch der Bruchwinkel aufgetragen. Der Bruchwinkel ist dabei der Winkel zwischen z-Achse und Bruchfläche. Bedingt durch den Versuchsaufbau ist es nicht möglich, senkrecht zur Seitenfläche des Probekörpers das Schädigungsverhalten aufzuzeichnen. Aus diesem Grund sollen die Bruchwinkel qualitativ betrachtet werden. Es zeigt sich, dass das Schädigungsverhalten unabhängig von der betrachteten Dehnrates ist. Lediglich der Bruchwinkel zeigt eine Abhängigkeit von der Dehnrates. Mit steigender Dehnrates vergrößert sich der Bruchwinkel von 55° über 56° zu 59°. [NN00] folgend sind die auftretenden Bruchformen tolerierbar und somit können die Prüfung als gültig angesehen werden.

Bild 4.16 zeigt die abgeleiteten Ingenieurskonstanten. Der E-Modul wird in Anlehnung an DIN EN ISO 14126 [NN00] ausgewertet. Die Bruchdehnung wird mittels DIC ausgewertet und beschreibt die Dehnung im Prüfbereich zum Zeitpunkt des Versagens.

Es zeigt sich, dass sowohl E-Modul als auch Versagensspannung bei einer Dehnrates von 133 s^{-1} um 30 % respektive 16 % höher sind als im quasi-statischen Lastfall. Bei einer weiteren Erhöhung der Dehnrates sinken sowohl E-Modul als auch Festigkeit, sodass die Werte niedriger als die quasi-statischen Ergebnisse sind. Die Versagensdehnung des Probekörpers bleibt nahezu konstant, mit einer nicht signifikanten Tendenz der Bruchdehnungsabnahme bei steigender Dehnrates.

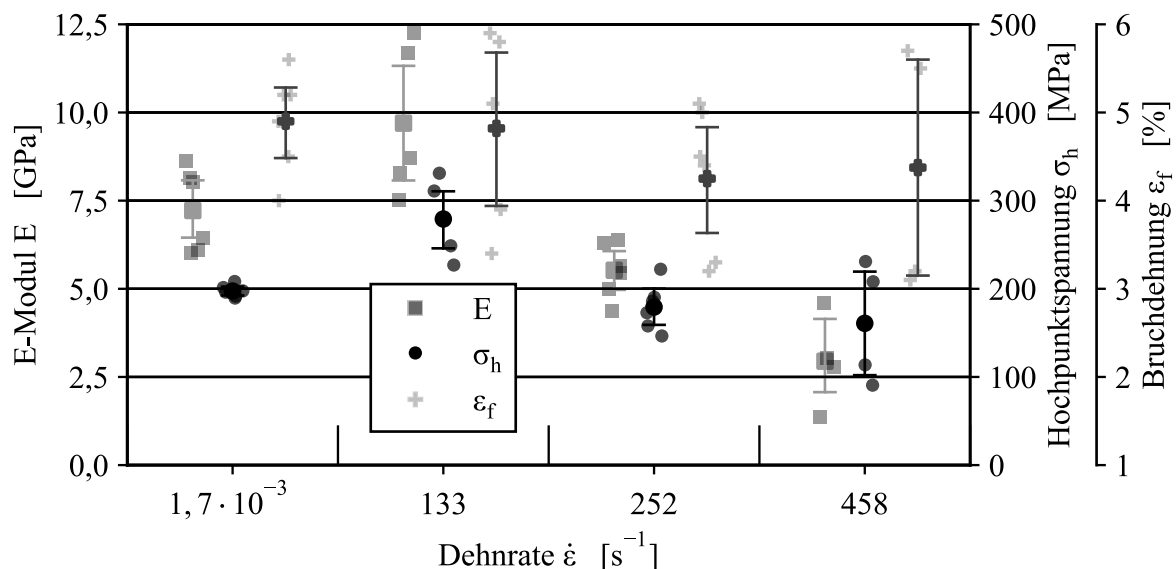


Bild 4.16: E-Modul, Festigkeit und Bruchdehnung in Abhängigkeit der Dehnrates

Figure 4.16: Stiffness, strength and elongation at break as a function of strain rate

4.4.1.3 Diskussion

Bei der Betrachtung der Kraft-Zeit-Diagramme zeigt sich, dass das Versagen des Probekörpers vor Erreichen der maximalen Kraft eintritt. Im Speziellen kann gesagt werden, dass die Relativverschiebung der unteren Traverse nicht allein durch den Probekörper beeinflusst wird. Unter der Annahme, dass der Kraftfluss durch den Probekörper verläuft, muss resultieren, dass die gemessenen Kräfte nicht allein aus der Belastung des Probekörpers resultieren. Zum einen bedeutet dies, dass die abgeleiteten Spannungen nicht das Materialversagen isoliert betrachten. Zum anderen zeigen die Ergebnisse, dass die Konstruktion des Prüfaufbaus nicht steif genug ist, sodass die Verformung des Prüfaufbaus zu einer Belastung der Kraftmessdose führt. Dieses Problem kann umgangen werden, indem der Prüfaufbau steifer ausgelegt wird. Darüber hinaus sollte die Kraftmessdose mechanisch von der oberen Traverse entkoppelt werden, sodass Kräfte in der transversalebene nicht unmittelbar an die Kraftmessdose übertragen werden können.

Die Untersuchungen zum Versagensverhalten zeigen, dass die vorhandenen Versagensformen akzeptabel sind und dass der Bruchwinkel bei steigender Dehnrates zunimmt. Des Weiteren

zeigt die Messung einer konstanten Bruchdehnung eine gute Übereinstimmung mit der Literatur.

4.4.2 Zugbelastung

Der verwendete FVK zeigt unter quasi-statischer Zugbelastung ein lineares Spannungs-Dehnungs-Verhalten. Bild 4.17 beschreibt exemplarisch das Spannungs-Dehnungsverhalten des Werkstoffs. Das Versagen ist durch ein schlagartiges Trennen des Probekörpers in zwei Hälften gekennzeichnet. ε_f und σ_f beschreiben jeweils Dehnung und Spannung des Probekörpers zum Zeitpunkt des Versagens. Der E-Modul gibt die initiale Steigung der Spannungs-Dehnungskurve an.

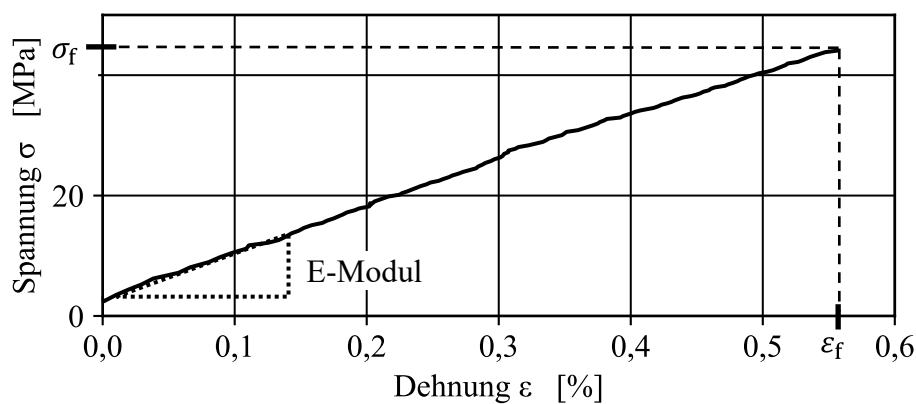


Bild 4.17: Materialverhalten des FVK unter Zugbelastung

Figure 4.17: Material behavior of the FRP under tensile load

Untersuchungen zum dehnratenabhängigen Verhalten von UD-CFK unter fasersenkrecht Zugbelastung finden sich bis dato nur vereinzelt Beachtung in der Literatur. *Daniel et al.* [DLL81] untersuchen experimentell das mechanische Verhalten eines CFK-Rings bei hohen Dehnraten von 25 s^{-1} bis 120 s^{-1} . Es konnte ein Anstieg von 83% des E-Moduls beobachtet werden. Die Festigkeit zeigt keine signifikante Abhängigkeit von der Dehnrate. Vergleichbare Ergebnisse konnten *Daniel et al.* [DHC95] ebenfalls anhand von Ring-Probekörpern nachweisen. *Taniguchi et al.* [TNK07] zeigen einen Anstieg des E-Moduls von 12,5 % und einen Anstieg der Festigkeit von 17,8 % unter der Nutzung von Stabprobekörpern und einer Erhöhung der Dehnrate von $0,001 \text{ s}^{-1}$ auf 100 s^{-1} . Vergleichbare Ergebnisse zeigen *Koerber et al.* [KKP+18]. *Kwon et al.* [KCHL17] weisen eine schrittweise Zunahme des E-Moduls sowie Versagensspannung anhand von Stabprobekörpern nach. Der E-Modul und die Festigkeit steigt um 53 % bzw. 80 % bei einer Erhöhung der Dehnrate von $0,001 \text{ s}^{-1}$ auf 1000 s^{-1} . *Gilat et al.* [GGR02] untersuchen das mechanische Verhalten von Schulterstabprobekörpern bei den Dehnraten 10^{-5} s^{-1} , 1 s^{-1} und 400 s^{-1} . Hier zeigt das Material bei 10^{-5} s^{-1} und 1 s^{-1} ein identisches, lineares Spannungs-Dehnungs-Verhalten. Bei einer Erhöhung auf 400 s^{-1} zeigt sich

ein nichtlineares Verhalten mit einem Anstieg des E-Moduls und der Versagensspannung im Vergleich zu den anderen beiden Dehnraten. *Melin und Asp* [MA99] konnten anhand von Schulterstabprobekörpern keine signifikante Abhängigkeit der mechanischen Eigenschaften von der Dehnrates im Bereich 100 s^{-1} bis 800 s^{-1} nachweisen. Die Daten zeigen einen Trend, sodass die Festigkeit bei Zunahme der Dehnrates leicht ansteigt. Beim E-Modul wird gegensätzliches festgestellt.

Darüber hinaus wird die Bruchdehnung des Materials in Abhängigkeit der Dehnrates in einigen der Untersuchungen beschrieben. *Gilat et al.* beschreiben Bruchdehnungen von knapp unter 1% unabhängig von der Dehnrates [GGR02]. *Daniel et al.* beschreiben Dehnungen zwischen 0,6% und 0,8%, wobei auch hier keine Abhängigkeit der Dehnrates zu erkennen ist [DLL81]. Lediglich *Melin und Asp* [MA99] beschreiben einen geringen Anstieg der Bruchdehnung mit steigender Dehnrates, bei Bruchdehnungen im Bereich zwischen 0,6% und 1,3%.

In der Literatur wird somit ein Anstieg der Festigkeit bei zunehmender Dehnrates beschrieben. Ebenfalls wird eine Zunahme des E-Moduls beschrieben, nur *Melin und Asp* [MA99] beschreiben eine geringe Abnahme.

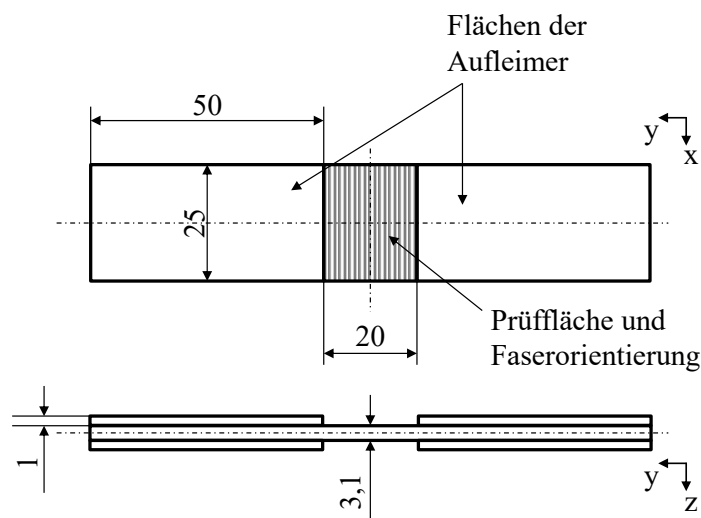


Bild 4.18: Abmaße des verwendeten Zugprobekörpers

Figure 4.18: Dimensions of the tensile specimen used

4.4.2.1 Prüfaufbau

Bei den Versuchen zur Untersuchung des mechanischen Verhaltens unter fasersenkrecht Zugbelastung wird derselbe Prüfaufbau wie in Kapitel 4.3.2 verwendet. Anstelle des Schulterstabprobekörpers wird wie in Kapitel 4.4.1 ein Stabprobekörper verwendet (vgl. Bild 4.18). Die Probekörperform richtet sich nach der Empfehlung des Herstellers des Prüfaufbaus. Die Stabprobekörper werden aus Plattenbauteilen herausgefräst. Da es sich um einen kommerziell verfügbaren Aufbau handelt, sollen die Ergebnisse verkürzt dargestellt werden.

4.4.2.2 Experimentelle Ergebnisse

Im Folgenden werden die Ergebnisse der Prüfungen bei den Dehnraten 100 s^{-1} , 225 s^{-1} und 480 s^{-1} (vgl. Tabelle 12.9) dargestellt. Die mittlere Dehnrade ermittelt sich aus der Versagensdehnung ε_f und der Zeit bis zum Versagen t_f . Aufbauend auf der Diskussion der Spannungs-Zeit Kurven werden die Ingenieurskonstanten E-Modul und Versagensspannung unter Berücksichtigung der gemessenen Dehnung abgeleitet und in Bezug zu bisherigen Arbeiten gesetzt.

Bild 4.19 zeigt die Spannungs-Zeit-Verläufe der Versuche unter Zugbeanspruchung mittels Fallturm. Das Ende der Verläufe ist durch das Versagen des Probekörpers bedingt. Den Auswertungen liegen bei jeder Prüfgeschwindigkeit mindestens vier gültige Prüfungen zugrunde. Eine Prüfung gilt als gültig bei Versagen innerhalb des Prüfbereichs.

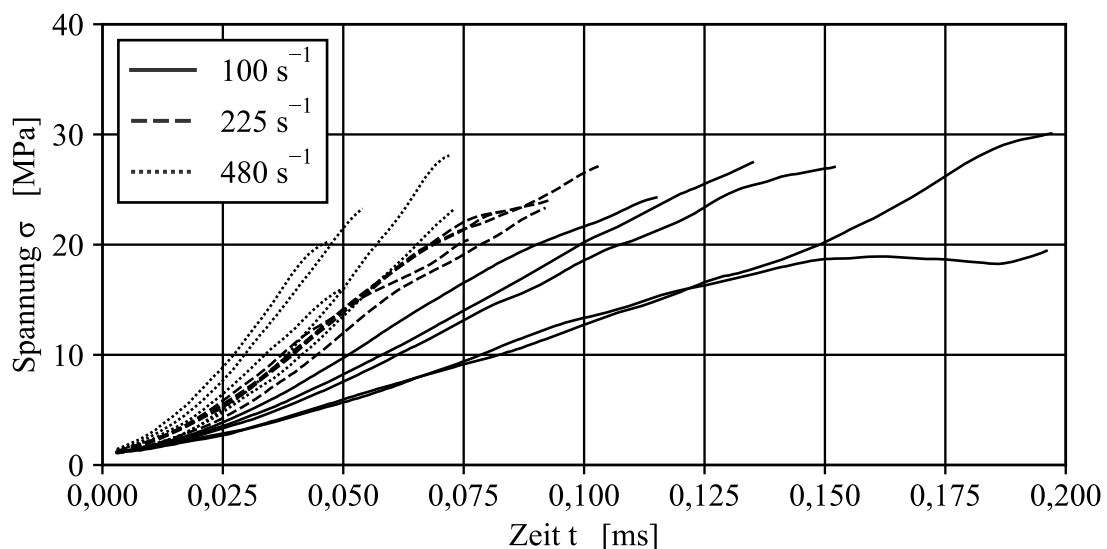


Bild 4.19: Spannungs-Zeit-Verläufe des FVK in Abhängigkeit der Dehnrade unter Zugbeanspruchung

Figure 4.19: Stress-time curves of the FRP as a function of strain rate under tensile loading.

Die Kurvenverläufe zeichnen sich durch einen nahezu linearen Anstieg der Spannung bis zum Versagen des Probekörpers aus. Im Anfangsbereich zeigt sich ein leicht progressiver Verlauf. Eine Überlagerung von Schwingungen kann im betrachteten Zeitbereich nicht festgestellt werden. Das Versagen des Probekörpers ist durch eine Trennung des Probekörpers in Faserrichtung gekennzeichnet und erfolgt schlagartig.

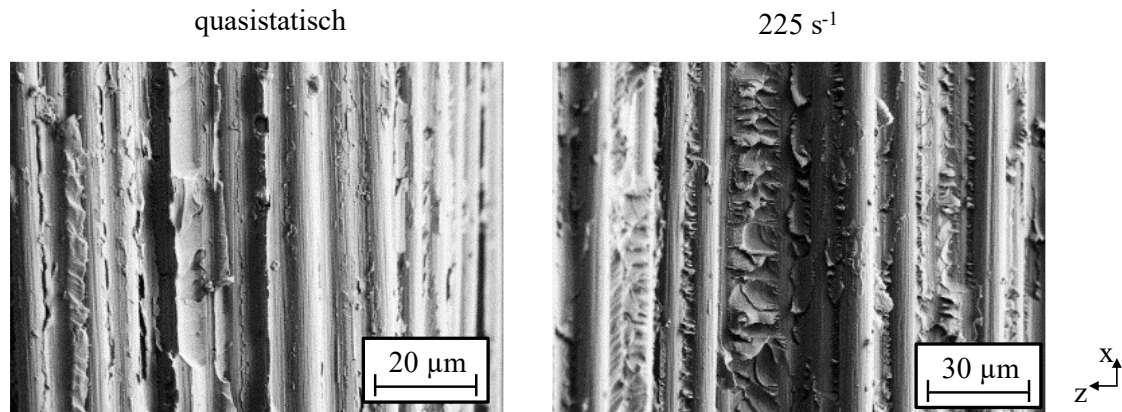


Bild 4.20: Bruchflächen der FVK-Probekörper unter fasersenkrechter Zugbelastung

Figure 4.20: Fracture surfaces of the FRP specimens under perpendicular tensile loading

Bild 4.20 zeigt das Bruchverhalten des Werkstoffs auf der Mikroebene mittels Rasterelektronenmikroskop erfasst. Trotz unterschiedlicher Dehnrates zeigt sich ein ähnliches Bruchverhalten. Der Risspfad ist maßgeblich durch die Faser-Matrixgrenzschicht beeinflusst, sodass wenig Anhaftungen an den Fasern zu erkennen sind. In Bereichen des reinen Matrixversagens kann eine stärker zerklüftete Oberfläche bei erhöhter Dehnrates festgestellt werden. Eine Veränderung der Bruchflächen bei Anstieg der Dehnrates lässt sich nicht beobachten, wie es ebenfalls von *Taniguchi et al.* [TNK07] beschrieben wird.

Bild 4.21 zeigt den E-Modul, die mittlere Festigkeit sowie mittlere Bruchdehnung des Materials in Abhängigkeit der Dehnrates. Bei E-Modul und Festigkeit lässt sich erkennen, dass die höchsten Werte bei den Versuchen unter quasistatischer Belastung ermittelt werden und sich bei den dynamischen Versuchen in einem geringeren Wertebereich befinden. Der E-Modul beträgt bei quasistatischer Last 7,96 GPa und sinkt bei dynamischer Belastung um bis zu 50 %. Ähnliches ist für die Festigkeit zu beobachten, welche vom quasistatischen Lastfall mit 43,1 MPa um ca. 50 % für die dynamische Belastung absinkt.

Innerhalb der dynamischen Versuche lässt sich kein eindeutiger Trend erkennen. Vergleicht man die drei dynamischen Dehnrates, so kommt es zwar zu einem Abfall der Festigkeitsmittelwerte von 7,7 % zwischen 100 s^{-1} und 225 s^{-1} und von 4,9 % zwischen 225 s^{-1} und 480 s^{-1} . Diese Veränderungen liegen jedoch in der Spanne der Standardabweichung, sodass mithilfe der vorliegenden Daten nicht von einem Abwärtstrend ausgegangen werden kann.

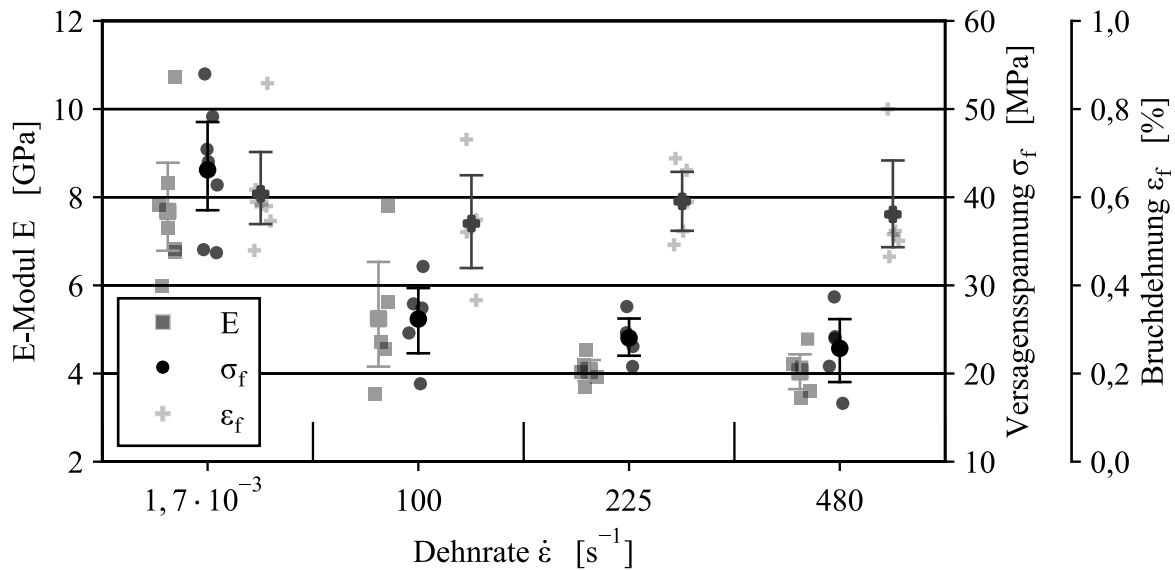


Bild 4.21: E-Modul, Versagensspannung und Bruchdehnung in Abhängigkeit der Dehnrates unter fasersenkrechter Zugbelastung

Figure 4.21: Stiffness, failure stress and elongation at break as a function of strain rate under fiber-perpendicular tensile loading

Für den E-Modul ist ein ähnliches Verhalten zu beobachten. Für $100 s^{-1}$ ist zwar eine um 28,7 % höheres mittleres E-Modul zu erkennen als für eine Dehnrates von $225 s^{-1}$, jedoch liegt dort ebenfalls eine deutlich höhere Standardabweichung vor. Die Erhöhung des Fallgewichts bei $225 s^{-1}$ führt, wie auch bei der Festigkeit, zu einer Zunahme des E-Moduls, hierfür um 20,1 %. Bei weiterer Erhöhung der Dehnrates auf $480 s^{-1}$ kommt es zu keiner signifikanten Änderung des E-Modul im Vergleich zu den zur vorherigen Prüfreihe.

Im Rahmen der Betrachtung der Bruchdehnung zeigt sich, dass sich die Mittelwerte geringfügig voneinander unterscheiden. Unter Berücksichtigung der Standardabweichungen lässt sich kein signifikanter Trend in Abhängigkeit der Dehnrates erkennen.

4.4.2.3 Diskussion

Die dargestellten Ergebnisse zeigen, dass das Versagensverhalten des Materials vergleichbar mit der Literatur ist. Im Rahmen der Steifigkeits- und Festigkeitsbetrachtung zeigen sich Unterschiede zur Literatur. Dort wird meist eine, je nach Quelle geringe oder starke, Zunahme des E-Moduls oder der Festigkeit beschrieben. Lediglich *Melin und Asp* [MA99] beobachten eine nicht signifikante Abnahme des E-Moduls bei Zunahme der Dehnrates. Die Bruchdehnung liegt bei allen untersuchten Probekörpern bei ca. 0,6 % und stimmt mit den beschriebenen Literaturergebnissen überein.

Ferner, wie in Kapitel 4.3.2 dargestellt ließ sich beim Einspannen des Probekörpers erkennen, dass die Einspannung verkippt. Dieses Verkippen ist durch die nicht symmetrische

Einspannung bedingt und führt zu einer überlagerten Biegebeanspruchung des Probekörpers. Des Weiteren führt die Probekörpereinspannung zu keinem reproduzierbaren Lasteintrag. Bedingt durch das Verkippen des Probekörpers um die x-Achse führt eine nicht ausgerichtete Probe zu einem Verkippen der Einspannung um die z-Achse. Dies führt dazu, dass der Falldorn nicht zeitgleich auf beiden Seiten der Einspannung auftrifft.

4.4.3 Schubbelastung

Der verwendete FVK zeigt unter Schubbelastung ein nicht-lineares Spannungs-Dehnungs-Verhalten. Bild 4.22 beschreibt exemplarisch das Spannungs-Dehnungsverhalten des Werkstoffs in Anlehnung an ASTM D5379 [NN19]. Das Verhalten ist durch einen degressiven Verlauf gekennzeichnet. Die Unstetigkeiten im Bereich von 0,5 % bis 1 % Scherung sind auf die Entstehung von Rissen im Kerbgrund des Probekörpers zurückzuführen (vgl. [NN19]) und sind somit akzeptabel. Γ_f und τ_f beschreiben jeweils Dehnung und Spannung des Probekörpers zum Zeitpunkt des Versagens. Der Schubmodul gibt die initiale Steigung der Spannungs-Scherungskurve an.

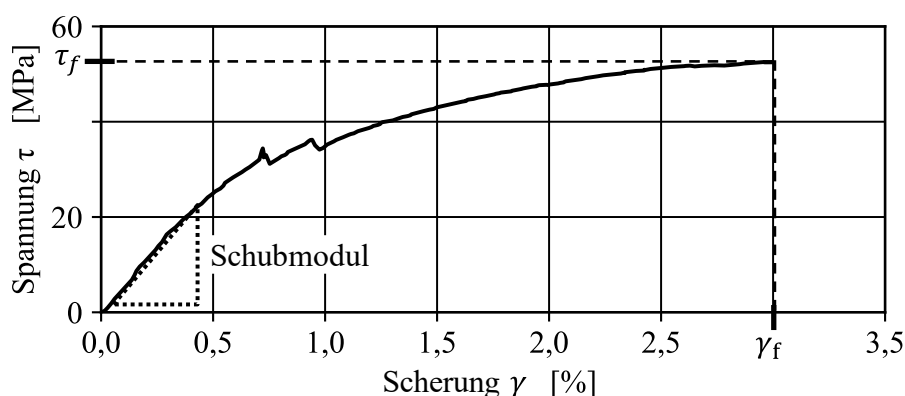


Bild 4.22: Materialverhalten des FVK unter quasi-statischer Schubbelastung

Figure 4.22: Material behavior of the FRP under quasi-static shear loading

Die Bestimmung der dehnratenabhängigen Eigenschaften von FVK werden oft mittels Stabprobekörper bestimmt. Dabei werden z.B. $[\pm 45^\circ]$ UD-Probekörper unter Druck oder Zug belastet. Um Aussagen über die mechanischen Kennwerte unter Schubbelastung treffen zu können, müssen basierend auf der Faserorientierung, welche sich während des Versuchs ändert, der Schubmodul und die Schubfestigkeit berechnet werden.

Gilat *et al.* [GGR02] führen Zugversuche an CFK-Stabprobekörpern mit $[\pm 45^\circ]$ Faserorientierung bei drei verschiedenen Dehnraten $[9 \cdot 10^{-5} \text{ s}^{-1}; 2 \text{ s}^{-1}; 600 \text{ s}^{-1}]$ durch. In Abhängigkeit der Dehnrates steigen Schubmodul und Festigkeit. Es wird eine Erhöhung der Festigkeit von 50 % bei einer Dehnrates von 600 s^{-1} im Vergleich zum quasistatischen Lastfall festgestellt. Quantitative Aussagen zum Schubmodul können nicht getroffen werden.

Taniguchi et al. [TNK07] führen ebenfalls Zugversuche mittels SHPB an $[\pm 45^\circ]$ CFK-Stabprobekörpern durch und vergleichen quasi-statische Tests (10^{-4} s^{-1}) mit dynamischen Tests [50 s^{-1} ; 100 s^{-1}]. Es wird ein Anstieg der Festigkeit um 77,5 % zwischen quasi-statisch auf 100 s^{-1} beobachtet. Der Schubmodul steigt um 77,1 %.

Berthe et al. [BDB+14] beschreiben ebenfalls einen Anstieg des Schubmoduls und Festigkeit von $[\pm 45^\circ]$ -CFK-Probekörpern mit zunehmender Dehnrates. Es wird eine Reihe von Dehnrates [10^{-3} s^{-1} ; $7 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$; $0,1 \text{ s}^{-1}$; 16 s^{-1} ; 25 s^{-1} ; 50 s^{-1}] untersucht, bei denen eine schrittweise Zunahme des Schubmoduls und der Festigkeit sowie eine schrittweise Abnahme der Bruchdehnung zu beobachten ist. Der Gesamtanstieg des Schubmoduls zwischen der niedrigsten und der höchsten Dehnrates beträgt 45 %. Es ist hervorzuheben, dass der Anstieg des Schubmoduls im dynamischen Bereich zwischen 16 s^{-1} und 50 s^{-1} am größten ist.

Das mechanische Verhalten von $[\pm 45^\circ]$ -CFK-Stabprobekörpern sowohl unter Zug- als auch unter Druckbelastung wird von *Cui et al.* [CTP+16] untersucht. Hier wird ein sehr ähnliches dehnratesabhängiges Verhalten sowohl für Zug- als auch für Druckbelastung gezeigt. Quasi-statische Untersuchungen ($5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$) werden mit dynamischen Versuchen (1300 s^{-1}) verglichen. Für beide Belastungsarten ist ein signifikanter Anstieg der Festigkeit und des Schubmoduls zu erkennen. Quantitativ ist ein Anstieg der Festigkeit von 58 % festzustellen.

Die von der Dehnrates abhängigen Schubeigenschaften unter Druckbelastung von $[\pm 45^\circ]$ -CFK-Stabprobekörpern werden von *Hsiao und Daniel* [HD98] untersucht. Mit zunehmender Dehnrates nehmen Schubmodul und Festigkeit zu. Insgesamt ist zwischen den quasistatischen Versuchen und den Versuchen bei 300 s^{-1} ein Anstieg der Festigkeit um 80 % und des Schubmoduls um 18 % zu verzeichnen.

Koerber et al. [KXC10] führen sowohl quasi-statische als auch dynamische Druckversuche an $[\pm 45^\circ]$ -CFK-Stabprobekörpern durch und berechnen die Schubeigenschaften für diese. Zwischen den quasistatischen Tests bei $4 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ und den dynamischen Versuche zwischen 90 s^{-1} und 350 s^{-1} steigt der Schubmodul um 25 % und die Festigkeit um 42 %.

Alle beschriebenen Studien zum Scherverhalten beschreiben eine Zunahme der Festigkeit und des Schubmoduls bei einer Erhöhung der Dehnrates. Das Maß der Zunahme in Abhängigkeit der Dehnrates variiert zwischen den Arbeiten.

4.4.3.1 Prüfaufbau

Für die folgenden Prüfungen wird ein selbst entwickelter Prüfaufbau verwendet. Die Vorrichtung ermöglicht die Prüfung von Proben nach ASTM D5379 [NN19] (vgl. Bild 4.23).

Der Probekörper wird dabei zwischen zwei Aluminiumblöcken über seine Stirnflächen (vgl. Bild 4.24) eingespannt. Die Verwendung dieser Probekörpereinspannung ermöglicht einen schnellen Prüfablauf. Die Aluminiumblöcke werden durch jeweils zwei Stahlsäulen geführt.

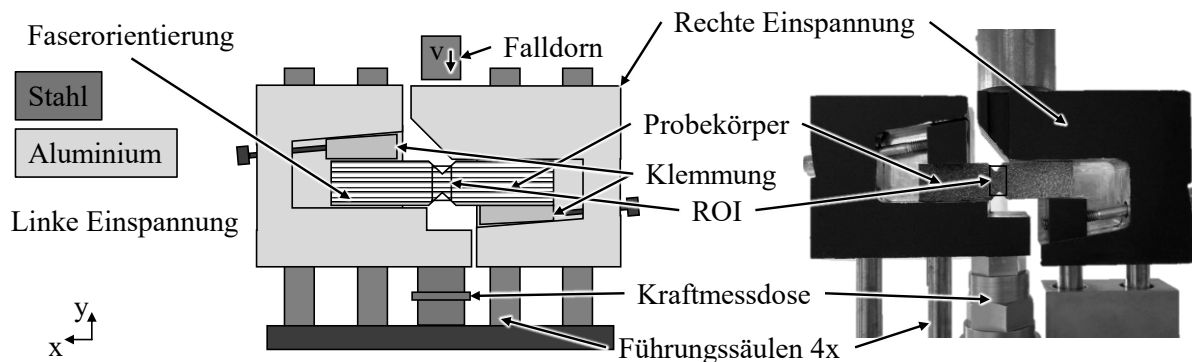


Bild 4.23: Aufbau des Schubprüfstandes

Figure 4.23: Structure of the shear test rig

Die Krafteinleitung in den Prüfaufbau erfolgt durch Aufprall des Falldorns auf die rechte Einspannung bei definierter Geschwindigkeit und kinetischen Energie. Die Dehnungsauswertung erfolgt im Bereich der größten Schubverzerrung (vgl. Bild 4.23, engl. *Region of Interest*, ROI). Die mittlere Dehnrage wird mittels DIC bestimmt. Um eine ausreichende Auflösung zu gewährleisten, wurde eine Auflösung von 256 x 256 px bei 75.000 Hz gewählt. Die Kraftmessung erfolgt durch eine piezoelektrische Kraftmessdose, welche mit der linken Einspannhälfte verbunden ist.

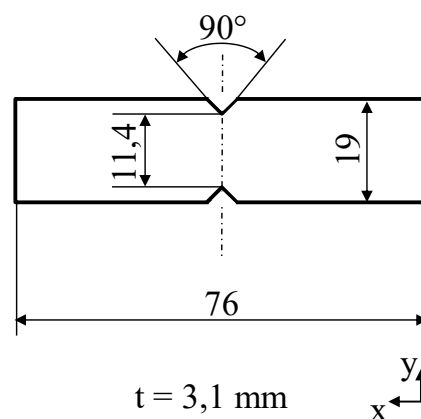


Bild 4.24: Abmaße des verwendeten Schubprobekörpers

Figure 4.24: Dimensions of the shear test specimen used

4.4.3.2 Experimentelle Ergebnisse

Im Folgenden werden die Ergebnisse bei den Scherraten 175 s^{-1} , 394 s^{-1} und 842 s^{-1} (vgl. Tabelle 12.10) dargestellt. Zunächst werden die Ergebnisse in Form von Spannungs-Zeit-Kurven dargestellt und diskutiert. Daraufaufgehend werden Schubmodul und Festigkeit betrachtet

und diskutiert. Bild 4.25 zeigt die Kraftantwort des Prüfaufbaus bezogen auf die Probekörperquerschnittsfläche in Abhängigkeit der Zeit.

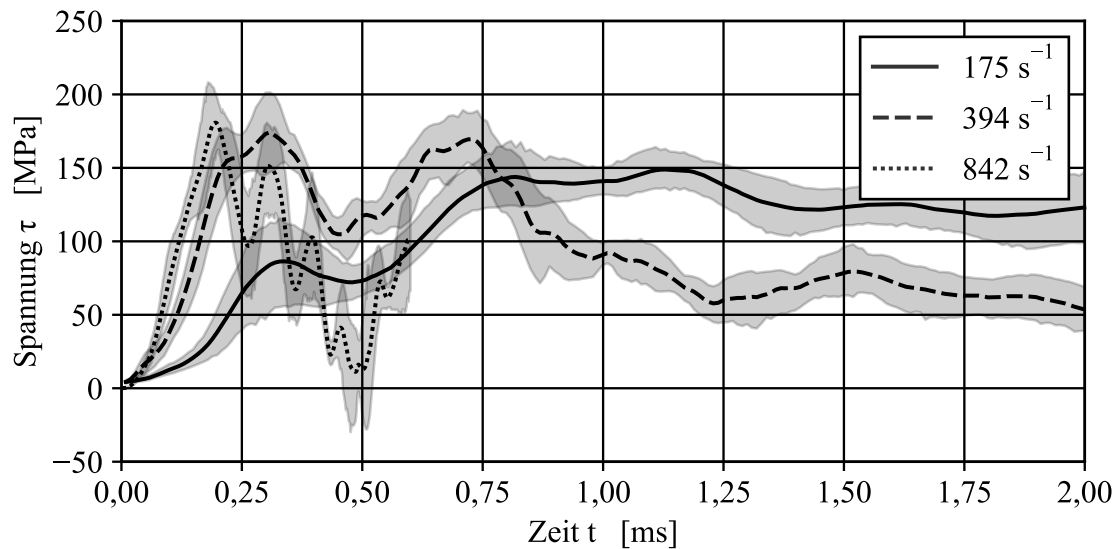


Bild 4.25: Spannungs-Zeit-Verläufe des FVK in Abhängigkeit der Dehnrates unter Schubbeanspruchung

Figure 4.25: Stress-time curves of the FRP as a function of the strain rate under shear loads

Die Versuche bei 175 s^{-1} und 394 s^{-1} zeigen ein qualitativ ähnliches Verhalten. Dies äußert sich in einem stetigen Spannungsanstieg bis zum Erreichen eines ersten lokalen Maximums. Nach einem Abfall der Spannung wird ein zweites lokales Maximum erreicht. Bei mittleren Aufprallgeschwindigkeiten ist zu erkennen, dass das zweite lokale Maximum ungefähr gleich dem Ersten ist. Im weiteren Verlauf der Prüfung bleibt die Spannung im dargestellten Zeitbereich auf einem konstanten Niveau, wohingegen bei der mittleren Dehnrates ein starker Abfall der Kurve zu verzeichnen ist, bevor der Verlauf auf konstantem Niveau bleibt. Überlagerte Schwingungen des Signals können vernachlässigt werden. Im Gegensatz zu den Experimenten bei niedrigen und mittleren Aufprallgeschwindigkeiten stehen die Experimente bei hohen Aufprallgeschwindigkeiten. Nach Erreichen des ersten lokalen Maximums, das gleichzeitig das globale Maximum ist, fällt die Spannung ab und die Kurve wird von einer Schwingung überlagert.

Die oben genannten Abschnitte im Spannungsverlauf können durch das lokale Schädigungsverhalten des Probekörpers erklärt werden (vgl. Bild 4.26). Vor Erreichen des lokalen Maximums verformt sich die Probe, während der Bereich zwischen den Kerben eine erhöhte Schubspannung erfährt. Das Erreichen des ersten lokalen Maximums führt zur Rissbildung im Kerbgrund. Nach ASTM D5379 [NN19] ist das Auftreten von Rissen im Kerbgrund im quasi-statischen Fall akzeptabel. Bei niedrigen und mittleren Aufprallgeschwindigkeiten ist der Kraftabfall nach dem zweiten lokalen Maximum durch eine

ausgeprägte lokale Verformung zwischen den Kerben gekennzeichnet und schließt die Degradation des Matrixmaterials durch übermäßige Belastung ein. Der Probekörper gilt als versagt, sobald die Matrix des Probekörpers schädigt.

Im Vergleich dazu zeigen die Experimente mit hoher Aufprallgeschwindigkeit eine lokale Verformung in der Nähe der Einspannungen, die durch die Klemmung verursacht wird und daher keine tolerierbare Versagensart der Probe darstellt. Dies erklärt den unterschiedlichen Verlauf (vgl. Bild 4.25) nach Erreichen des ersten lokalen Maximums zwischen hohen und mittleren/niedrigen Aufprallgeschwindigkeiten.

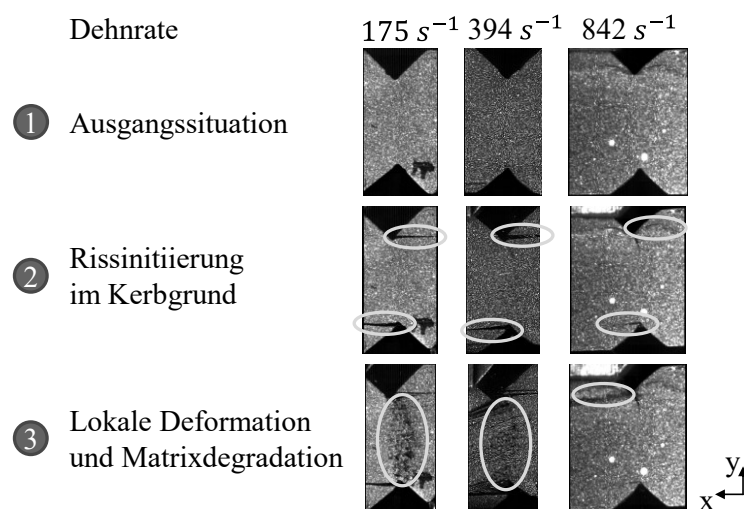


Bild 4.26: Schädigungsentwicklung des Schubprobekörpers

Figure 4.26: Damage development of shear specimen subjected to load

Bild 4.27 zeigt die abgeleiteten Ingenieurskonstanten Schubmodul und Festigkeit in Abhängigkeit der Dehnraten. Schubmodul und Festigkeit werden basierend auf Spannungs-Dehnungs-Kurven gemäß ASTM D5379 abgeleitet.

Die Erhöhung der Dehnraten von quasistatischer zu dynamischer Belastung mit einer Dehnraten von 175 s^{-1} führt zu einer Erhöhung der durchschnittlichen Versagensspannung um 25,4 %. Der größte Anstieg der Versagensspannung ist bei einer Erhöhung der Dehnraten von 175 s^{-1} auf 394 s^{-1} zu verzeichnen. Hier beträgt die Änderung der Versagensspannung 75 %. Bei weiterer Erhöhung der Dehnraten zeigt sich keine weitere Erhöhung der Versagensspannung.

Der Schubmodul zeigt ebenfalls eine Abhängigkeit von der Dehnraten. Eine Erhöhung der Dehnraten vom quasistatischen Bereich in den dynamischen Bereich (175 s^{-1}) führt zu einer Erhöhung des Schubmoduls um 16,9 %. Jedoch zeigt sich eine große Streuung der Ergebnisse. Eine weitere Erhöhung der Dehnraten auf 394 s^{-1} verringert den Schubmodul um 40,1 %. Bei der höchsten verwendeten Dehnraten von 842 s^{-1} ist ein Anstieg von 19,9 % gegenüber der

mittleren Dehnrates zu verzeichnen. Mit Ausnahme der Versuche bei 175 s^{-1} liegen die dynamischen Schubmoduln also unter denen der quasi-statischen Versuche.

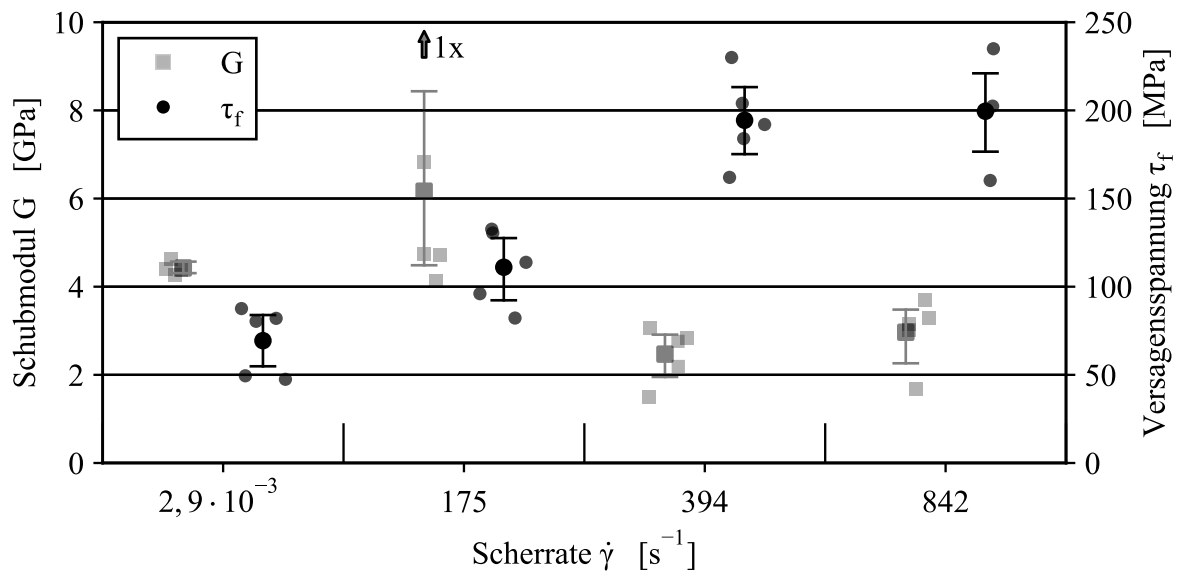


Bild 4.27: Schubfestigkeiten und -moduln in Abhängigkeit der Dehnrates

Figure 4.27: Shear strengths and stiffnesses as a function of strain rate

4.4.3.3 Diskussion

Die Ergebnisse der ermittelten Versagensspannung sind mit denen in der Literatur vergleichbar. Die steigende Festigkeit in Abhängigkeit der Dehnrates konnte durch die oben genannten Quellen ebenfalls gezeigt werden. Lediglich die Ergebnisse der hohen Dehnrates stehen im Kontrast zur Literatur. Diese Abweichung vom Stand der Technik kann durch die lokale Schädigung des Probekörpers im Einspannbereich bei hohen Dehnrates erklären werden. Diese führt zu einem verfrühten Versagen, sodass diese Prüfungen ungültig sind. Zur Umgehung der Problematik stellt die Schubprüfung nach [NN12a] eine vielversprechende Alternative dar, da die Krafteinleitung über eine große Fläche eingeleitet wird.

Der Schubmodul nimmt im Vergleich zu den quasistatischen Versuchen nur bei einer Dehnrates von 175 s^{-1} zu. Dieses Verhalten konnten auch andere Autoren zeigen. Bei höheren Dehnrates sinken die Werte unter die Werte für eine quasistatische Belastung. Dies stimmt nicht mit den Beobachtungen in der Literatur überein. Darüber hinaus widerspricht dieser Trend der viskoelastischen Materialtheorie, wonach der Schubmodul des Materials zunehmen müsste. Ein Erklärungsansatz wird in Kapitel 4.5 vorgestellt.

4.5 Zwischenfazit

Die Versuche im Rahmen der Bestimmung der dehnratesabhängigen Eigenschaften von Matrix sowie Verbund zeigen, dass das Schädigungsverhalten des Probekörpers bei Verwendung des

Fallturms mit dem erwarteten Schädigungsverhalten übereinstimmt. Unterschiede zeigen sich vor allem beim Modul der Werkstoffe. Hier zeigt sich für fast alle Versuche eine Zunahme der Moduln im Vergleich zu den quasi-statischen Untersuchungen. Bei einer Erhöhung der Dehnrate im dynamischen Bereich setzt sich dieser Trend nicht fort, sondern es kommt in Teilen zu einer Abnahme des Moduls. Dieses Ergebnis steht im Kontrast zu den Erkenntnissen aus der Literatur. Die Messung von charakteristischen Spannungswerten (Hochpunktspannung σ_h und Versagensspannung σ_f) zeigt einen ähnlichen Trend. Untersuchungen zur Bestimmung der Bruchdehnung konnten im Kontrast dazu eine gute Übereinstimmung mit der Literatur zeigen.

Weiterhin ist durch den Aufbau der Kraftmessdose eine lange freie Weglänge des Aufbaus vorhanden. Die freie Weglänge beschreibt dabei den ungeführten Abstand zwischen Probekörpereinspannung und der Fixierung der Kraftmessdose mit der Grundplatte. In axialer Richtung der Kraftmessdose sollte dieser Umstand keine Schwierigkeiten verursachen. Kommt es zu einer überlagerten Relativverschiebung in der x-z-Ebene des Prüfaufbaus bedingt durch die schlagartige Krafteinbringung des Falldorns in das System, kann die axiale Kraftmessung durch eine Biegekraft überlagert werden. Um dies zu verhindern, kann in weiteren Forschungsarbeiten auf die Verwendung von piezoelektrischen Einkomponentensensoren zurückgegriffen werden. Diese Sensoren ermöglichen eine sehr flache Bauweise der Kraftmessung. Durch eine geeignete Verschaltung mehrerer Sensoren kann darüber hinaus die überlagerte Biegekraft kompensiert werden.

Mit Hinblick auf die erste forschungsleitende Frage lässt sich aus den Ergebnissen ableiten, dass das lokale Schädigungsverhalten des Probekörpers akzeptabel ist, sodass die Art der Krafteinleitung in den Prüfbereich das lokale Schädigungsverhalten nicht beeinflusst und die Prüfmethode aus dem quasi-statischen Bereich am Fallturm angewendet werden können:

Können bekannte Konzepte aus dem Bereich der quasi-statischen Prüfmethode auf den Fallturm unter Vernachlässigung von Massenträgheitseffekten übertragen werden?

Jedoch zeigt sich die Kraftmessung als fehlerbehaftet. Neben dem Einfluss von Massenträgheitskräften bedingt durch die Einspannung des Probekörpers, müssen die Konzepte hinsichtlich einer steifen Lagerung der Einspannelemente überprüft werden. Die Untersuchungen zum fasersenkrechten Materialverhalten unter Druckbelastung (Kapitel 4.4.1) zeigen eindrucksvoll den Einfluss der Lagerung der Einspannelemente auf die gemessene Kraft.

5 ANALYSE DES EINFLUSSES DER MASSE ZWISCHEN PROBEKÖRPER UND KRAFTMESSDOSE AUF DIE KRAFTMESSUNG

Die Impaktierung von Prüfaufbauten auf dem Fallturm im hohen Dehnratenbereich hat eine starke Beschleunigung des Systems zur Folge. Bedingt durch die hohe Beschleunigung kann die Vernachlässigung von Massenträgheitseffekten zu starken Fehlern bei der Kraftmessung führen (vgl. [Fer06]). Daher soll in diesem Kapitel die folgende forschungsleitende Frage beantwortet werden:

Kann der Einfluss von Massenträgheitseffekte auf das gemessene Kraftsignal mittels Feder-Masse-Modell bestimmt werden?

Basierend auf den Ergebnissen aus Kapitel 4.3.1 werden schrittweise die zwischen Probekörper und Kraftmessdose befindliche Masse m_3 (vgl. Bild 5.1) und die Abstände zwischen Kraftmessdose und Probekörper in drei Stufen erhöht. Analog zu den Prüfungen wird ein Feder-Masse-Modell aufgebaut, um die resultierenden Beschleunigungen der Massen berechnen zu können. Abschließend werden die numerischen Ergebnisse mit den experimentellen Untersuchungen verglichen und bewertet.

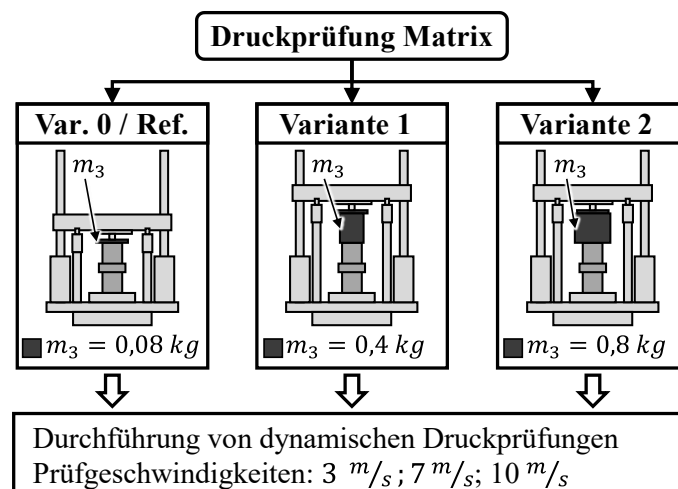


Bild 5.1: Übersicht des methodischen Vorgehens in Kapitel 5

Figure 5.1: Overview of the methodological approach in chapter 5

5.1 Experimentelle Bestimmung des Einflusses der Massenträgheit

Aufbauend auf den Ergebnissen aus Kapitel 4.3.1 wird der Einfluss der Massenträgheit auf die Kraftmessung untersucht. Basierend auf [Fer06] wird die zwischen Probekörper und Kraftmessdose befindliche Masse variiert (vgl. Bild 5.1). Ausgehend von der Referenz (Variante 0 (V0); vgl. Kapitel 4.3.1) wird die Masse in zwei Schritten auf 0,4 kg und auf 0,8 kg erhöht. Versuche werden zu jeder Variante bei drei Dehnraten durchgeführt (vgl. Kapitel 4.3.1). Dies ergibt 9 Versuchsreihen à mindestens fünf gültigen Prüfungen. Tabelle

12.11 zeigt die resultierenden Massen und Abstände zwischen Probekörper und Kraftmessdose. Zur Begrenzung der Höhe des Aufbaus sind die Abstände der Varianten 1 (V1) und 2 (V2) identisch.

Im Rahmen der Versuchsauswertung werden die Bereiche bis zum Beginn der plastischen Verfestigung betrachtet. Bedingt durch die geringe Streuung der Versuchsergebnisse in diesem Bereich kann eine dedizierte Auswertung der Ergebnisse erfolgen. Bild 5.2 zeigt die Ergebnisse der Versuchsreihen. Zu sehen ist das Spannungs-Zeit-Verhalten der Versuche. Der Mittelwert ist als dicke Linie dargestellt und das Band um den Mittelwert stellt das 95 %-Vertrauensintervall dar. Den Auswertungen liegen bei jeder Prüfgeschwindigkeit mindestens fünf gültige Prüfungen zugrunde. Versuche mit V0 stellen die Referenz dar und sind identisch mit den Ergebnissen aus Kapitel 4.3.1. Grundsätzlich zeigt sich eine Beeinflussung der Ergebnisse bei Erhöhung der Masse.

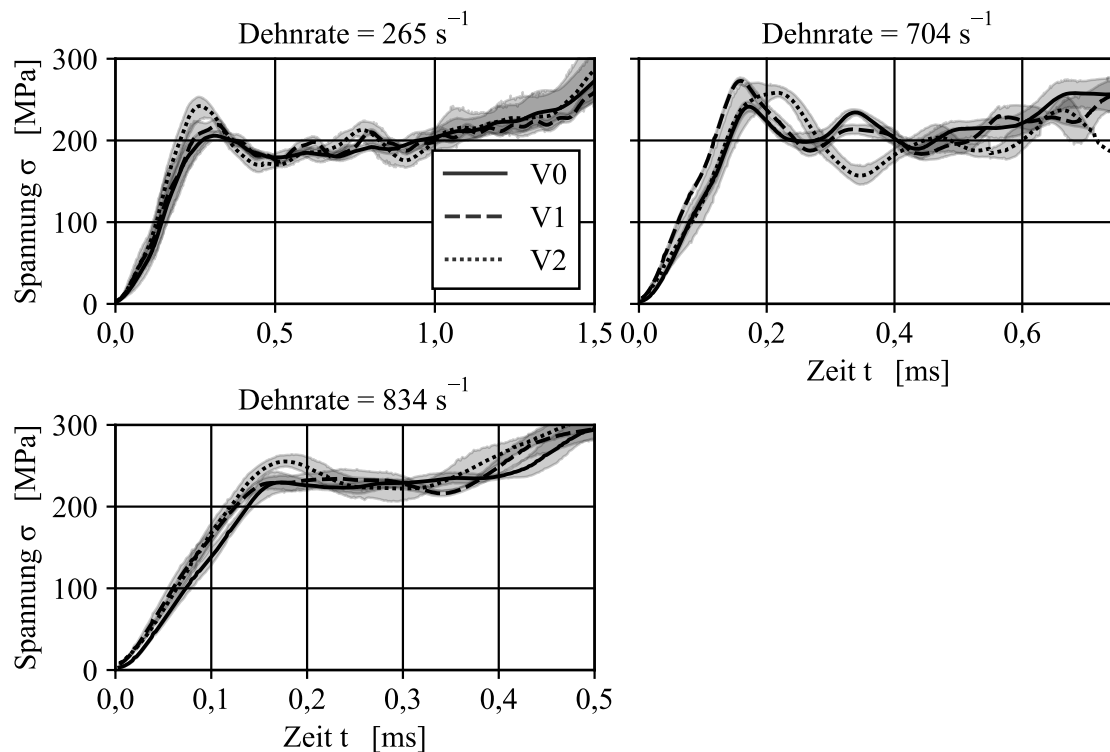


Bild 5.2: Spannungs-Zeit-Verläufe der Matrix in Abhängigkeit der Dehnrate und Masse der Experimente

Figure 5.2: Stress-time curve of the matrix as a function of strain rate and mass of the experiments

Im Vergleich zur Referenz zeigt sich bei allen Dehnraten, dass sowohl Zeitpunkt als auch Höhe des ersten Hochpunkts verschoben sind. Die Ergebnisse zeigen weiterhin, dass das Schwingungsverhalten nach dem ersten Hochpunkt verändert ist. Dieses veränderte

Schwingungsverhalten kann vor allem bei $\dot{\epsilon} = 265 \text{ s}^{-1}$ und 704 s^{-1} erkannt werden. Hier zeigt sich überlagerte Schwingungen.

Bild 5.3 zeigt die relative Änderung des E-Moduls und Hochpunktspannung. Die Werte sind auf den Mittelwert der Referenzversuche (V0) bei $\dot{\epsilon} = 265 \text{ s}^{-1}$ (vgl. Kapitel 4.3.1) normiert. Die in Bild 5.2 zu sehende Abhängigkeit spiegelt sich in diesen Ergebnissen wider. Grundsätzlich zeigt sich keine allgemeine Abhängigkeit der Kenngrößen E-Modul und Hochpunktspannung von der Zwischenmasse, sodass die Ergebnisse im einzelnen betrachtet werden müssen. Bei der Betrachtung des E-Moduls des Probekörpers können keine signifikanten Unterschiede festgestellt werden. Die Mittelwerte folgendem dem Trend, dass bei steigender Masse der gemessene E-Modul des Probekörpers zunächst zunimmt, bei weiterer Erhöhung wieder abnimmt. Der E-Modul bei erhöhten Massen liegt über dem Niveau oder auf dem Niveau der Referenzuntersuchungen. Die Hochpunktspannung unterliegt einer geringeren Streuung der Ergebnisse. Hier zeigt sich mit Ausnahme der Versuchsreihe V1 bei $\dot{\epsilon} = 834 \text{ s}^{-1}$ eine Zunahme der Hochpunktspannung bei steigender Masse.

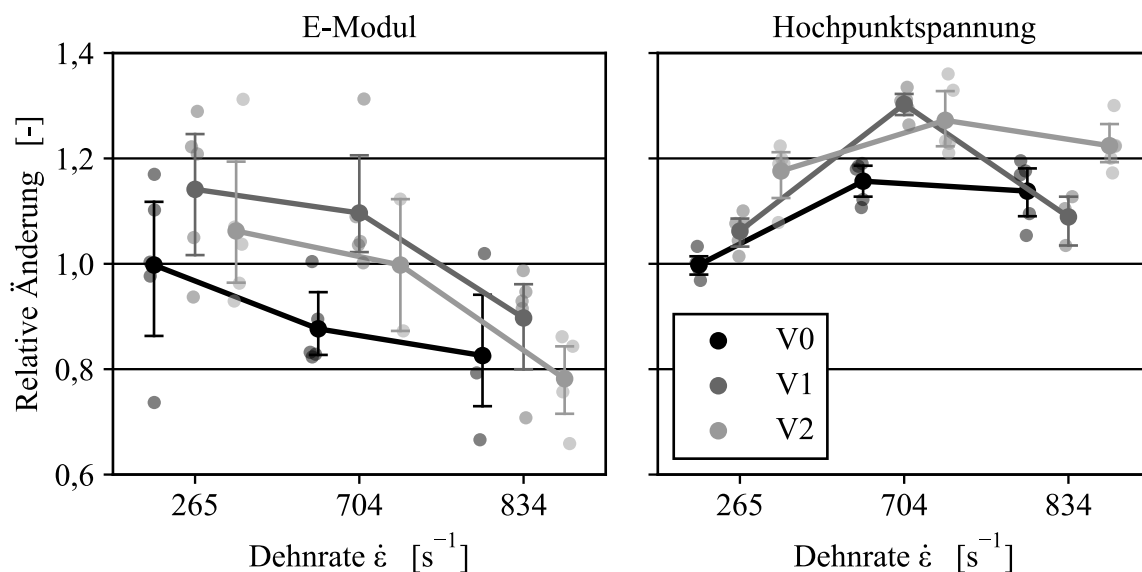


Bild 5.3: Relative Änderung des E-Moduls und der Hochpunktspannung in Abhängigkeit der Masse und Dehnrate der Experimente

Figure 5.3: Relative change in stiffness and high point stress as a function of mass and strain rate of experiments

5.2 Numerische Bestimmung des Einflusses der Massenträgheit

In Anlehnung an [WCK+21] wird der Versuchsaufbau aus Kapitel 5.1 in ein Feder-Masse-Modell überführt. Ziel der Überführung ist die qualitative Überprüfung der Ergebnisse hinsichtlich des Einflusses der Variation der Masse m_3 . Es wird sich an dem Ansatz des Modells von Weerts *et al* [WCK+21] orientiert, da hier der Aufbau des Prüfsystems hinsichtlich der Anordnung von Falldorn, Probekörper und Kraftsensor Ähnlichkeiten zum Aufbau des

Prüfsystems aus dieser Arbeit aufweist. Wie bei *Weerts et al.* [WCK+21] werden die Komponenten des Prüfsystems vereinfacht als durch Federn verbundene Massen angenommen und entsprechend dem Aufbau des Prüfsystems angeordnet. Die Bestimmung der Federsteifigkeiten erfolgt experimentell und durch die Berechnung von Ersatzsteifigkeiten, bei der Kraftmessdose wird die vom Hersteller angegebene Steifigkeit verwendet. Die Dämpfung des Feder-Masse-Systems wird vernachlässigt.

Es gilt jedoch zu beachten, dass sich das in der vorliegenden Arbeit eingesetzte Prüfsystem in zwei wesentlichen Punkten von dem Prüfsystem bei *Weerts et al.* [WCK+21] unterscheidet. Zum einen handelt es sich in dieser Arbeit um indirekte Impaktprüfungen und nicht wie bei *Weerts et al.* [WCK+21] um die direkte Impaktprüfung. Zum anderen ist die Masse der Probekörper im Vergleich zu den Massen der restlichen Komponenten des Prüfsystem so gering, dass der Ansatz der Modellierung des Probekörpers als eine der Massen des Feder-Masse-Systems wie bei *Weerts et al.* [WCK+21] verworfen wurde. Die Probekörpermasse ist um den Faktor 29 kleiner als die nächstgrößere Masse des Prüfsystems. Daher wird der Probekörper in dem Feder-Masse-Modell als eine Feder mit einer experimentell bestimmten Federsteifigkeit zwischen den Massen angenommen.

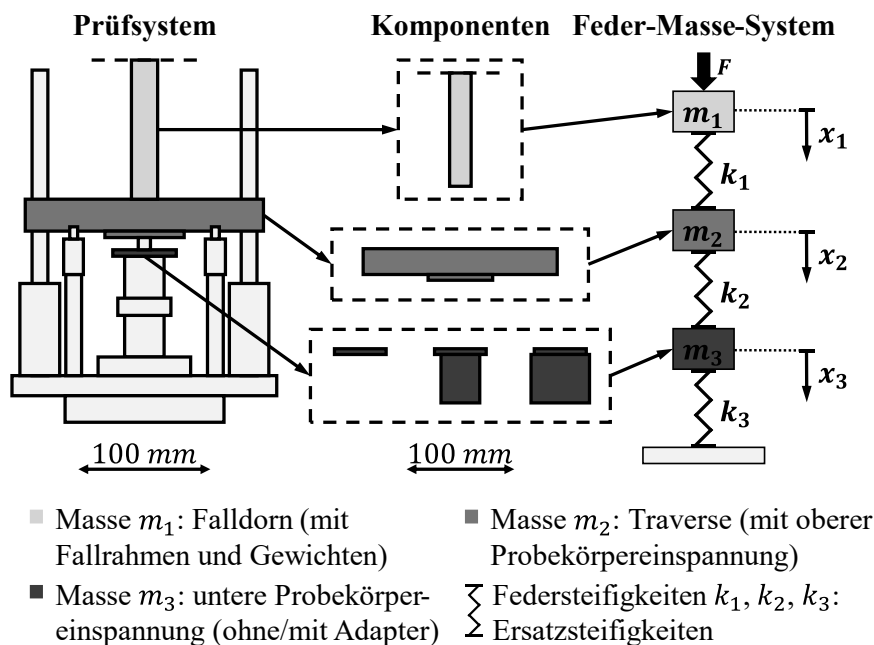


Bild 5.4: Überführung des Versuchsaufbaus in ein Feder-Masse-Modell

Figure 5.4: Conversion of the experimental setup into a spring-mass model

Bezieht man die Unterschiede des Versuchsaufbaus mit ein, dann lässt sich der Versuchsaufbau in die folgenden Komponenten zerlegen:

- Falldorn (mit Fallrahmen und Gewichten),
- Traverse (mit oberer Probekörpereinspannung) und

- untere Probekörpereinspannung (ohne/mit Adapter)

Die Zerlegung des Prüfsystems in die Komponenten ist in Bild 5.4 schematisch dargestellt. Werden diese Komponenten auf ihre Massen reduziert und die Kontakte und Verbindungen zwischen den Massen durch in Reihe geschaltete Federn abgebildet, ist eine Überführung der Komponenten des Prüfsystems in ein Feder-Masse-System möglich. Insgesamt ergibt sich für das Feder-Masse-System der Fall der freien ungedämpften Schwingung.

Generell werden Feder-Masse-Systeme zur Abbildung von Schwingungssystemen eingesetzt und bestehen grundsätzlich aus einer Kombination von mindestens einer Masse und Feder sowie teilweise eines Dämpfers [DD13, GF14]. Die Systeme werden hierbei an den folgenden Rahmenbedingungen unterschieden:

- freie oder erzwungene Schwingung,
- gedämpft oder ungedämpft und
- ein oder mehrere Freiheitsgrade.

Feder-Masse-Systeme lassen sich durch eine linear homogene Differenzialgleichung zweiten Grades in der Form

$$F = m_i \cdot \ddot{x}_i + D_i \cdot \dot{x}_i + k_i \cdot x_i \quad (Gl. 5.1)$$

mit den folgenden Variablen:

F	–	Kraft
m_i	–	Masse
D_i	–	Dämpfung
k_i	–	Steifigkeit
$\ddot{x}_i$	–	Beschleunigung
$\dot{x}_i$	–	Geschwindigkeit
x_i	–	Verfahrweg

beschreiben.

Das Freischneiden um die einzelnen Massen erzeugt drei Teilsysteme und liefert linear homogene Differenzialgleichungen zweiten Grades in der folgenden Form unter Vernachlässigung von Dämpfungseffekten:

$$F = m_i \cdot \ddot{x}_i + k_i \cdot x_i \quad (Gl. 5.2)$$

Die Kraft F ergibt sich hierbei aus dem Aufschlag des Falldorns und wird in Kapitel 12.1 unter Einbezug von Vorversuchen abgeleitet. Dabei wird ein Einheitssprung der Dauer $t_0 = 0,3 \text{ ms}$

mit der Kraft F_0 multipliziert bei einer Belastungsgeschwindigkeit von $v_0 = 3 \text{ m/s}$. Aus den vorhandenen drei Teilsystemen zusammen mit der Kraft F , die an der Masse m_1 in x_1 -Richtung angreift, ergeben sich (Gl. 5.3) bis (Gl. 5.5):

$$F = m_1 \cdot \ddot{x}_1 + k_1 \cdot (x_1 - x_2) \quad (\text{Gl. 5.3})$$

$$0 = m_2 \cdot \ddot{x}_2 + k_1 \cdot (x_2 - x_1) + k_2 \cdot (x_2 - x_3) \quad (\text{Gl. 5.4})$$

$$0 = m_3 \cdot \ddot{x}_3 + k_2 \cdot (x_3 - x_2) + k_3 \cdot x_3 \quad (\text{Gl. 5.5})$$

Für die Umsetzung des Feder-Masse-Systems wird die Software Simulink, The MathWorks Inc. verwendet, welche den klassischen Einsatzbereich der Software MATLAB um die gezielte Modellierung von Systemen erweitert. Der Aufbau der Umsetzung ergibt sich aus den drei Teilsystemen, welche durch die Federn miteinander verbunden sind und sich gegenseitig beeinflussen. In Bild 5.5 sind der Aufbau sowie die Auswahl und Anordnung der genutzten Elemente schematisch dargestellt. Ein Teilsystem besteht hierbei aus vier Stufen:

- Addition und Subtraktion der eingehenden Elemente,
- Multiplikation mit dem Kehrwert der Masse des Teilsystems,
- Zwei hintereinander erfolgende Integrationen.

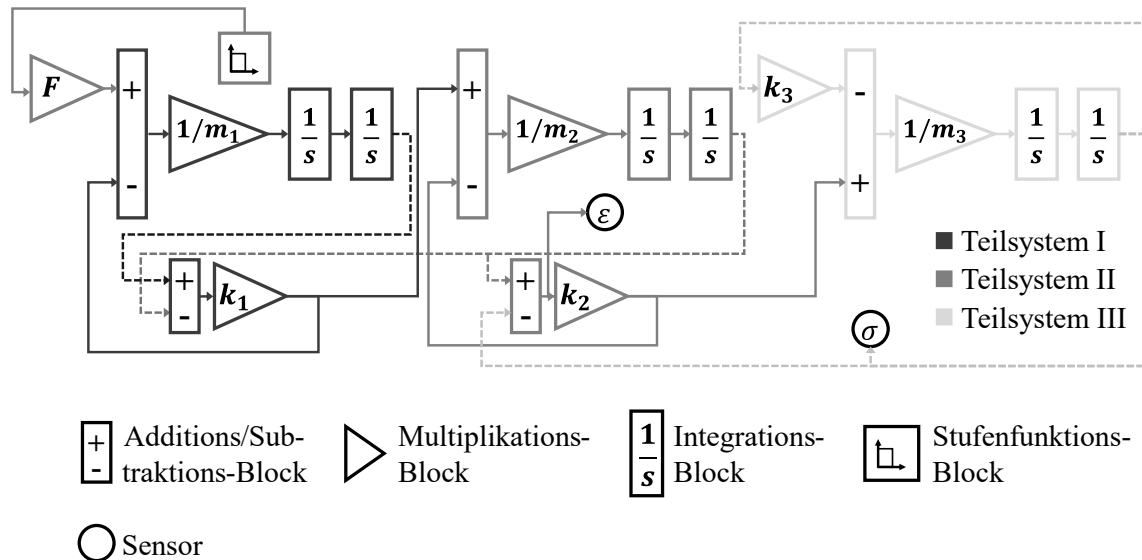


Bild 5.5: Schematischer Aufbau des Feder-Masse-Modells in Simulink

Figure 5.5: Schematic structure of the spring-mass model in Simulink

Zur Ableitung des Spannungs-Zeit-Verhalten des Systems und der unter Berücksichtigung der Dehnung zu berechnenden Steifigkeit und Hochpunktspannung des Systems werden zwei Sensoren eingeführt. Diese beiden Sensoren messen die Spannung σ und die Dehnung ϵ des Probekörpers. ϵ ist die Differenz zwischen x_2 und x_3 dividiert durch die durchschnittliche Probekörperhöhe. Diese Definition führt zu einer Überschätzung der gemessenen Dehnung, da Verschiebungsanteile aus dem Prüfaufbau der Dehnung des Probekörpers zugeschrieben

werden. Σ ist die resultierende Kraft der Feder III mit $F = k_3 \cdot x_3$ bezogen auf die durchschnittliche Querschnittsfläche der Probekörper.

Die Herleitung der Steifigkeiten ist Kapitel 12.1 zu entnehmen. An dieser Stelle sei hervorgehoben, dass die Steifigkeit k_2 nicht konstant ist. Um den plastischen Bereich des Materials zu approximieren, wird k_2 bei $\varepsilon > 8\%$ zu $k_{2,\varepsilon>8\%} = k_2/1000$ gesetzt. k_2 ist unabhängig von der Dehnrage. Die Daten sind auf Basis der Ergebnisse aus Kapitel 4.3.1 bestimmt. Zur Abbildung des Einflusses unterschiedlicher Belastungsgeschwindigkeiten v_i wird das Eingangssignal t_i, F_i zwecks mangelnder experimenteller Datengrundlage wie folgt skaliert:

$$t_i = t_0 \cdot \frac{v_0}{v_i} \quad (Gl. 5.6)$$

$$F_i = F_0 \cdot \frac{v_i}{v_0} \quad (Gl. 5.7)$$

Herauszustellen ist, dass die Steifigkeit k_3 in Abhängigkeit der Variation variiert, da die Nutzung der Adapter die Steifigkeit des Systems reduziert. Dies bedeutet, dass Modell $V0$ mit $k_{3,0}$ den höchsten Wert besitzt ($k_{3,0} \approx 2 \cdot k_{3,1/2}$).

Im Folgenden werden die Ergebnisse der Modelle der verschiedenen Variationen ($V0, V1, V2$) in Abhängigkeit der Belastungsgeschwindigkeit (drei verschiedene Dehnraten) analog zu Kapitel 5.1 vorgestellt.

Bild 5.6 zeigt die aus dem Modell resultierenden Spannungs-Zeit-Verläufe. Die Verläufe sind in guter Näherung mit den experimentell ermittelten Versuchen aus Kapitel 4.3.1 vergleichbar. Die Hochpunktspannung wird nur im geringen Maße unterschätzt. Für alle Versuche ist ein stetig monoton ansteigender Verlauf bis zum Erreichen des ersten Hochpunkts erkennbar. Nach Erreichen des Hochpunkts stellt sich ein oszillierendes Verhalten mit nahezu konstanter Mittelspannung ein. Die Amplitude der Schwingung ist von der Masse m_3 abhängig und steigt mit zunehmender Masse. Die Frequenz der Schwingung ist von der Steifigkeit k_3 abhängig und steigt mit zunehmender Steifigkeit. Die Lage des ersten Hochpunkts σ_H verschiebt sich bei steigender Masse zu höheren Spannungen und größeren Zeiten. Unter Berücksichtigung, dass der Umschaltzeitpunkt der Steifigkeitsänderung k_2 für alle Modelle bei $\varepsilon = 8\%$ liegt, zeigt sich, dass σ_H durch das dynamische Verhalten des Fallturms stark beeinflusst wird. Ferner verschieben sich die Verläufe mit steigender Masse zu höheren Zeiten. Vor allem im Bereich bis zum Erreichen des Hochpunkts ist dies eindeutig zu erkennen.

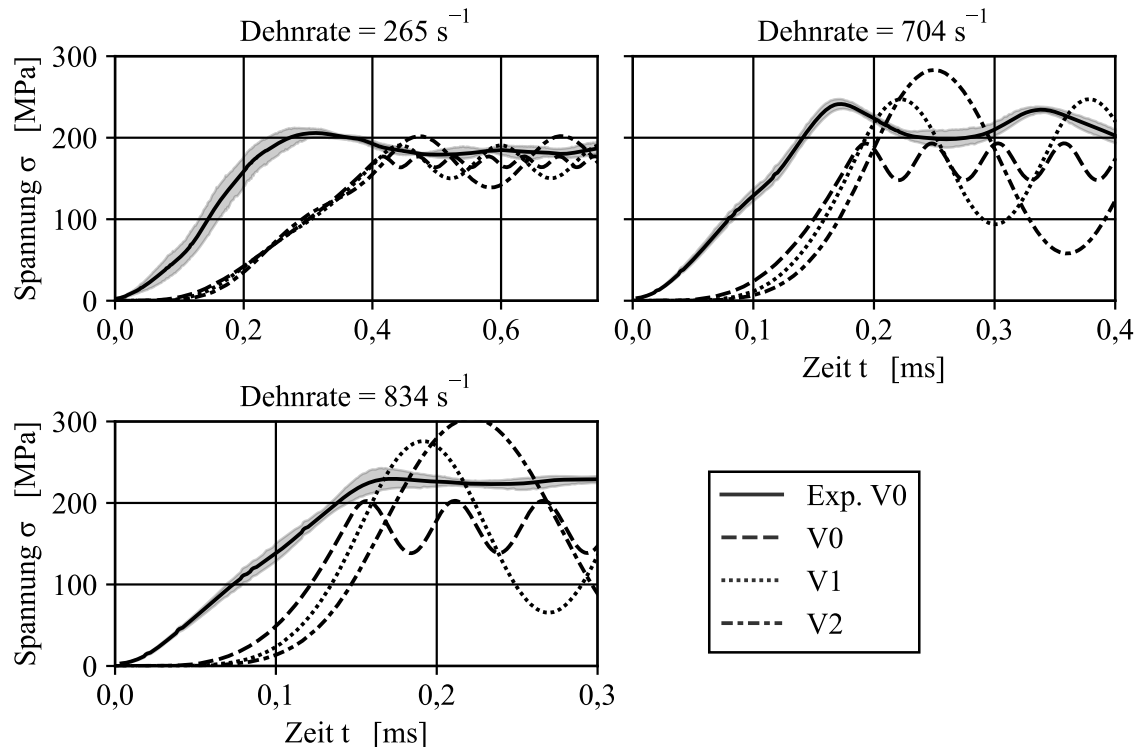


Bild 5.6: Spannungs-Zeit-Verläufe der Matrix in Abhängigkeit der Dehnrates und Masse der Simulationen

Figure 5.6: Stress-time curve of the matrix as a function of strain rate and mass of the simulations

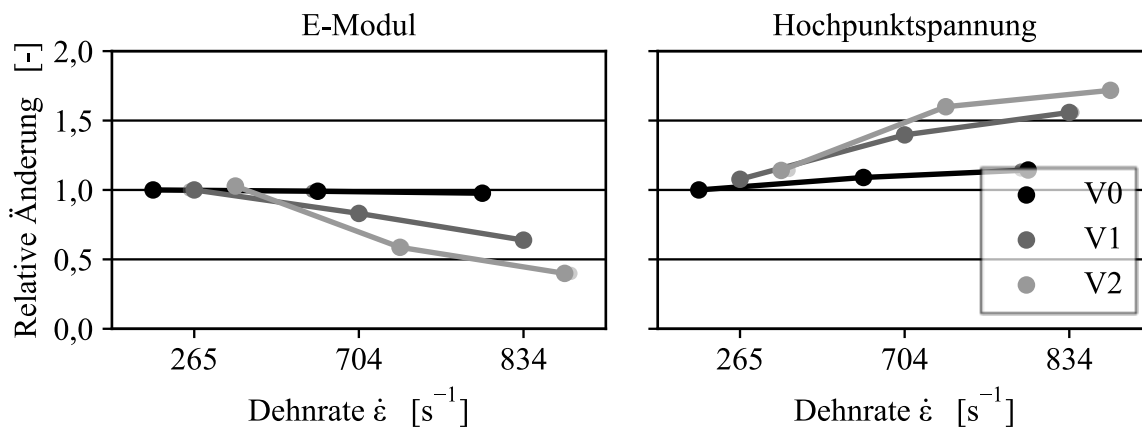


Bild 5.7: Relative Änderung des E-Moduls und der Hochpunktspannung in Abhängigkeit der Masse und Dehnrates der Simulationen

Figure 5.7: Relative change in stiffness and high point stress as a function of mass and strain rate of the simulations.

Bild 5.7 zeigt die relative Änderung des E-Moduls sowie der Hochpunktspannung σ_h bezogen auf den jeweiligen Wert bei V0 und $\dot{\epsilon} = 265 \text{ s}^{-1}$. Die oben gefundenen Beobachtungen spiegeln sich in diesen Ergebnissen wider. Es zeigt sich, dass der gemessene E-Modul des Probekörpers bedingt durch dynamische Effekte bei steigender Dehnrates um bis zu ca. 50 %

abnimmt. Dieser Effekt tritt verstärkt bei größeren Massen m_3 auf. Einen vergleichbaren Trend zeigt die Betrachtung der Hochpunktspannung. Hier kann eine steigende Hochpunktspannung (Steigerung von bis zu 70 %) in Abhängigkeit der Dehnrate und Masse m_3 festgestellt werden. In diesem Fall kann ebenfalls festgehalten werden, dass die Änderung der *gemessenen* Hochpunktspannung nicht auf das Materialverhalten des Probekörpers zurückzuführen ist, sondern dass dies durch die Massenträgheit und das Schwingungsverhalten des Systems bedingt ist.

5.3 Zwischenfazit

Die experimentellen Versuchsreihen zum Einfluss der Massenträgheit auf die Messgrößen Spannung und Dehnung zeigen, dass die Ergebnisse in Abhängigkeit der Variante $V0$, $V1$, $V2$ (Variation der Masse zwischen Probekörper und Kraftmessdose) stark variieren. Sie folgen jedoch keinem einheitlichen Trend. Dies führt zu der Erkenntnis, dass eine Erhöhung der Masse einen Einfluss auf die Ergebnisse hat, aber weitere unberücksichtigte Größen die Ergebnisse verfälschen, sodass keine isolierte Aussage über den Einfluss der Massenträgheit getroffen werden kann. Bedingt durch die freie Länge zwischen unterer Fixierung der Kraftmessdose und Probekörpereinspannung können Biegemomente die axiale Kraft überlagern und zu einer Beeinflussung des Systems führen. Ein möglicher weiterer Einflussfaktor kann das Schwingungsverhalten des Versuchsaufbaus sein.

Im Rahmen der Modellierung des Versuchsaufbaus konnten zu den experimentellen Ergebnissen in Teilen konträre Ergebnisse erzielt werden. Das Modell mit dehnratenunabhängigen Federsteifigkeiten sowie Massen sagt eine Abnahme des E-Moduls sowie eine Zunahme der Hochpunktspannung in Abhängigkeit der Dehnrate und Masse voraus. Darüber hinaus ist das berechnete Spannungs-Zeit-Signal nach Erreichen des Hochpunkts von einer Schwingung überlagert. Diese Ergebnisse unterstreichen die Annahme, dass das gemessene Signal neben der Massenträgheit weiteren Einflussgrößen unterliegt.

Mit Bezug zur zweiten forschungsleitenden Frage kann festgehalten werden, dass Massenträgheitseffekte durch das Feder-Masse Modell abgebildet werden können:

Kann der Einfluss von Massenträgheitseffekte auf das gemessene Kraftsignal mittels Feder-Masse-Modell bestimmt werden?

Die experimentellen Ergebnisse weisen jedoch darauf hin, dass weitere Einflussgrößen das experimentell bestimmte Signal stark beeinflussen. Basierend auf den vorliegenden Untersuchungen ist es möglich, qualitative Aussagen zum Verhalten des Versuchsaufbaus zu tätigen. Hierzu (vgl. [WCK+21]) muss das Modell erweitert werden. Ein erster Schritt besteht in der experimentellen Bestimmung der Federsteifigkeiten. So kann mittels quasi-statischer

Prüftechnik in Kombination mit DIC die Steifigkeit der einzelnen Komponenten bestimmt werden. Weitere Arbeiten müssen die Frage nach der Dämpfung des Systems und der Mehrdimensionalität klären. Vor allem die Bestimmung der Dämpfungsparameter ist besonders herausfordernd, da die genaue experimentelle Ermittlung nicht immer möglich ist.

6 MODELLIERUNG DER MECHANISCHEN EIGENSCHAFTEN DER KONSTITUENTEN

Die mechanischen Eigenschaften von FVK können mittels RVE berechnet werden. Das RVE bildet die lokale Morphologie des Werkstoffs auf der Mikroebene repräsentativ ab. Die Faser wird als linear-elastisch angenommen und das Materialverhalten der Matrix wird im Rahmen dieser Arbeit mittels Goldbergmodell [GRG05, SCG19, Zhe06] dargestellt. Basierend auf Arbeiten aus dem Bereich der Modellierung von Beton-Werkstoffen zeigt sich die anisotrope Modellierung der Schädigung bei spröden Materialien als vorteilhaft [Bor02, BRNA04, CC06]. In Kapitel 6.1 wird daher folgende Frage aufgegriffen:

Welchen Einfluss hat das anisotrope Schädigungsverhalten der Matrix auf die Verbundeigenschaften?

Neben Faser und Matrix zeichnet sich die lokale Morphologie des Werkstoffs durch die Faser-Matrix-Grenzfläche aus. Diese Grenzfläche weist im Vergleich zur Matrix eine geringere Festigkeit auf. Zum einen zeigt der Verbund ein dehnratenabhängiges Verhalten. Zum anderen zeigen die Untersuchungen (vgl. Kapitel 4.4.2) unter fasersenkrechter Zugbelastung keine Veränderung des Risspfads in der Faser-Matrix-Grenzschicht. Eine Aussage über dehnratenabhängige Eigenschaften der Faser-Matrix-Grenzschicht kann somit nicht getätigt werden. Bedingt durch eine fehlende experimentelle Charakterisierung der Grenzschicht in Abhängigkeit der Dehnrate sowie die Möglichkeit zur Verwendung von kommerziell verfügbaren Kohäsivzonenelementen ohne Dehnratenabhängigkeit schließt sich folgende Frage an (vgl. Kapitel 6.2):

Kann das Materialverhalten der Faser-Matrix-Grenzfläche als dehnratenunabhängig betrachtet werden?

Die Beantwortung der Fragen wird mit Hilfe eines Mikromodells durchgeführt. Bedingt durch die Netzgrößenabhängigkeit der dissipierten Energie im FEM-Modell bei Auftreten von Schädigung [Sch04] werden im Folgenden fest definierte Modelle genutzt. Zur Auflösung der Abhängigkeit von der geometrischen Diskretisierung finden Regularisierungsmethoden Anwendung [Leu05, PALM19, SHK18]. Zur Reduktion der Komplexität wird auf eine Regularisierungsmethode verzichtet. Eine Einflussstudie zur Netzfeinheit ist somit obsolet, da die resultierenden Eigenschaften stets von der Netzfeinheit abhängig sind. Die im Folgenden generierten Ergebnisse dienen somit dem qualitativen Vergleich und es können keine quantitativen Aussagen getroffen werden, da die verwendeten Modelle nicht als *repräsentativ* angesehen werden können.

Die gezeigten Ergebnisse basieren auf den vom Autor bereits veröffentlichten Ergebnissen [MFH20, MRKH20].

6.1 Einfluss der Definition des Schädigungsmodells auf die homogenisierten, dehnratenabhängigen Eigenschaften des Mikromodells

Das Goldberg-Modell hat sich als dehnratenabhängiges Modell für duroplastische Kunststoffe weitgehend bewährt [GSPW08, SBVL09, TA08, Zhe06]. Innerhalb des Modells wird die Gesamtdehnrate in einen elastischen Teil $\dot{\epsilon}_{ij}^e$ und einen inelastischen Teil $\dot{\epsilon}_{ij}^i$ aufgeteilt. Für den elastischen Teil wird die Dehnrate aus dem Elastizitätsmodul mit Hilfe des Hooke'schen Gesetzes berechnet, während der inelastische Teil gemäß (Gl. 6.1) ermittelt wird.

$$\dot{\epsilon}_{ij}^i = 2D_0 \exp\left(-\frac{1}{2}\left(\frac{Z}{\sigma_e}\right)^{2n}\right)\left(\frac{s_{ij}}{2\sqrt{J_2}} + \alpha\delta_{ij}\right) \quad (Gl. 6.1)$$

Dabei entspricht D_0 der maximalen inelastischen Dehnrate, n ist der Grad der Dehnratenabhängigkeit des Materials, s_{ij} ist die deviatorische Spannungskomponente, J_2 ist der deviatorische Spannungstensor, δ_{ij} ist das Kronecker-Delta, Z ist eine Materialkonstante, die den inneren molekularen Widerstand im Material beschreibt, und α ist eine Materialkonstante, die den Einfluss der Hauptspannungen bestimmt [GRG05]. Außerdem entspricht σ_e der effektiven Spannung im Material, basierend auf dem Drucker-Prager-Kriterium. σ_e wird nach (Gl. 6.2) berechnet, wobei σ_{kk} der Einstein'schen Summenkonvention folgend für die Summe der Hauptspannungen steht.

$$\sigma_e = \sqrt{3J_2} + \sqrt{3}\alpha\sigma_{kk} \quad (Gl. 6.2)$$

Weitere Informationen über das Goldberg-Modell und die Bestimmung der Parameter, wie Z und α , sind in [GGR02, GS98, Zhe06] zu finden. Darüber hinaus wurden mehrere Modifikationen für das Goldberg-Modell vorgeschlagen. *Zheng* [Zhe06] schlägt zum Beispiel einen dehnratenabhängigen Elastizitätsmodul vor, der durch (Gl. 6.3) beschrieben wird.

$$E = E_0 \left(1 + C \ln \frac{\dot{\epsilon}}{\dot{\epsilon}_0}\right) \quad (Gl. 6.3)$$

Dabei entspricht C einer Materialkonstante, $\dot{\epsilon}_0$ ist die effektive Referenzdehnrate, $\dot{\epsilon}$ ist die aktuelle effektive Dehnrate, und E_0 beschreibt den bei der effektiven Referenzdehnrate gemessenen Elastizitätsmodul. Zusätzlich empfiehlt *Zheng* [Zhe06] einen Wert von $\dot{\epsilon}_0 = 1 \frac{1}{s}$, da der Elastizitätsmodul für das bewertete Epoxidharz als dehnratenunabhängig angenommen werden kann. Somit wird die effektive Dehnrate wie folgt berechnet:

$$\dot{\epsilon} = \sqrt{\frac{2}{3}[(\dot{\epsilon}_{11} - \dot{\epsilon}_m)^2 + (\dot{\epsilon}_{22} - \dot{\epsilon}_m)^2 + (\dot{\epsilon}_{33} - \dot{\epsilon}_m)^2 + 2\dot{\epsilon}_{12}^2 + 2\dot{\epsilon}_{23}^2 + 2\dot{\epsilon}_{13}^2]} \quad (Gl. 6.4)$$

Mit einer mittleren Dehnrate gleich:

$$\dot{\varepsilon}_m = \frac{1}{3}(\dot{\varepsilon}_{11} + \dot{\varepsilon}_{22} + \dot{\varepsilon}_{33}) \quad (\text{Gl. 6.5})$$

Gerlach et al. [GSPW08] erweitern den linearen Ansatz von Zheng [Zhe06], im Folgenden als $E_{lin(t)}$ bezeichnet, um einen nichtlinearen Anteil $E_{add(t)}$:

$$E_{add}(t) = E_{diff}(t)(1 - \exp(C_2 \dot{\varepsilon}^{C_3})) \quad (\text{Gl. 6.6})$$

Dabei ist $E_{diff}(t)$ die maximal modellierbare Zunahme des Elastizitätsmoduls, während die Materialkonstanten C_2 und C_3 experimentell bestimmt werden. Der Elastizitätsmodul berechnet zu:

$$E(t) = E_{lin}(t) + E_{add}(t) \quad (\text{Gl. 6.7})$$

Tabelle 6.1 fasst die in dieser Studie verwendeten Materialparameter zusammen.

Param.	Beschreibung	Einheit	Wert
E_0	Quasistatischer Elastizitätsmodul	MPa	2840
E_{diff}	Maximaler Elastizitätsmodul	MPa	3500
ν	Poissonzahl	-	0,38
α_0	Initialwert für α	-	0,6
α_1	Maximalwert von α	-	0,13
Z_0	Initialwert für Z	MPa	400
Z_1	Maximalwert von Z	MPa	750
n	Dehnratenabhängigkeit	-	0,93
D_0	Maximale inelastische Dehnrates	s^{-1}	106
q	Dehnratenabhängige Verfestigung	-	90
$\dot{\varepsilon}_0$	Quasi-statische Dehnrates	s^{-1}	0,001
ε_{in}	Bruchdehnung bei quasi-statischer Belastung	-	0,1
ε_{diff}	Bruchdehnungsdifferenz	-	-0,05
C_1	Keine physikalische Interpretation	-	0,01
C_2	Keine physikalische Interpretation	-	-10^{-10}
C_3	Keine physikalische Interpretation	-	3
m	Sprödigkeit	-	2
Ω_{max}	Maximale Schädigung	-	0,85

Tabelle 6.1: Materialparameter des verwendeten Materialmodells

Table 6.1: Material parameters of the material model used

Die Bruchmechanik beschreibt die Entstehung von Schädigung im Material. So wird die Schädigung des Werkstoffs bei einem definierten Versagenskriterium eingeleitet. Wenn die Schädigung eingeleitet ist, kann mit Hilfe von bruchmechanischen Modellen überprüft werden, ob sich die Schädigung ausbreitet [GS16]. Im implementierten Modell von *Gerlach* wird die Schädigung nach Überschreiten der Dehnung bei Schadenseintritt ε_f eingeleitet, die wie folgt definiert ist:

$$\varepsilon_f = \varepsilon_{in} + \varepsilon_{diff}(1 - \exp(C_2 \dot{\varepsilon}^{C_3})) \quad (Gl. 6.8)$$

Dabei ist ε_{in} die Versagensdehnung im quasistatischen Belastungsfall, ε_{diff} ist die Differenz der Versagensdehnung zwischen dem quasistatischen und dem Zustand bei hoher Dehnrates. $\dot{\varepsilon}$ ist die wirkende Dehnrates. Die Dehnrates wird von *Gerlach et al.* nicht weiter spezifiziert.

Salas et al. [SBVL09] beschreiben ein Modell, bei dem die Spannung in einem Element durch einen stetig steigenden Degradationsfaktor Ω reduziert wird, wenn ε_f überschritten wird. Ω ist abhängig von ε_f , der aktuellen Dehnung ε und der Materialkonstante m , die die Sprödigkeit des Materials angibt. Eine vollständige Degradation kann zu numerischen Instabilitäten führen, weshalb ein maximaler Schädigungsfaktor Ω_{max} eingeführt wird [TA08]. Eine experimentelle Parameterbestimmung wird von *Salas et al.* [SBVL09] nicht beschrieben, sodass m frei gewählt wird.

$$\Omega = \Omega_{max} - \exp\left(\frac{m \ln(\Omega_{max}) + 1 - \left(\frac{\varepsilon}{\varepsilon_0}\right)^m}{m}\right) \quad (Gl. 6.9)$$

Im Kontext eines isotropen Schädigungsmodells führt Ω zu einer Degradation der Steifigkeitsmatrix $\mathbf{C}$ in allen Richtungen. Daher werden alle Einträge von $\mathbf{C}$ mit $(1 - \Omega)$ multipliziert und es ergibt sich die folgende Beziehung zwischen Spannungen und Dehnungen mit Ω als skalare Größe:

$$\sigma = (1 - \Omega)\mathbf{C}:\varepsilon \quad (Gl. 6.10)$$

Im Falle eines anisotropen Schädigungsmodells wird die Steifigkeitsmatrix nicht in allen Einträgen degradiert. Anisotrope Schädigungsmodelle wurden ursprünglich für die Simulation von Beton entwickelt und werden immer noch erfolgreich eingesetzt [Bor02, BRNA04, CC06]. Im Bereich der duroplastischen Kunststoffe wurden erfolgreiche Versuche unternommen, ein anisotropes Schädigungsmodell zu implementieren [CMD07, PBWA12]. Der Unterschied zu anderen Modellen liegt in der Schadensdifferenzierung. Die Steifigkeitsdegradation findet ausschließlich parallel zur größten Hauptspannung statt. Das betroffene Element wird aus dem globalen x-y-Koordinatensystem in ein lokales n-s-Koordinatensystem gedreht, wobei n in die Richtung der größten Hauptspannung zeigt. Die Steifigkeitsmatrix im lokalen

Koordinatensystem $\mathbf{C}_{ns}$ wird in den Einträgen C_{11} und C_{33} reduziert, um das Materialversagen zu modellieren. Der einfachste Ansatz (vgl. (Gl. 6.11)) besteht darin, die entsprechenden Einträge zu Null zu setzen, so dass keine Spannungsübertragung in der Hauptspannungsrichtung zugelassen wird. Die Poissonzahl wird zu $\nu = 0$ gesetzt [Bod02].

$$\mathbf{C}_{ns} = \begin{bmatrix} 0 & 0 & 0 \\ 0 & E_t & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{bmatrix} \quad (\text{Gl. 6.11})$$

Im Vergleich zu den experimentellen Daten entspricht das modellierte, vollständige Versagen nicht dem realen Materialverhalten. Der plötzliche Spannungsabfall führt zu numerischen Instabilitäten bei der Simulation [Bor02]. Zur Lösung der Probleme werden der Scherreibfaktor β und der Normalenreduktionsfaktor μ verwendet. Der Scherreibfaktor stellt die Rauheit der Bruchflächen dar, über die trotz des Bruchs noch Scherkräfte übertragen werden können. In den meisten Fällen wird er als Konstante gewählt, z.B. $\beta = 0,2$. β kann als dehnungsabhängiger Parameter formuliert werden [Bor02]. Andererseits bestimmt der Normalenreduktionsfaktor μ die zunehmende Schädigung des Materials und die allmählich abnehmende Zugspannung, auch "tension-softing" genannt. μ wird gewöhnlich als Funktion der Dehnung formuliert. Bei [Bor02] wird der Einfluss von ν wieder eingeführt. Die sich daraus ergebende Steifigkeitsmatrix ist in (Gl. 6.12) dargestellt [Bod02].

$$\mathbf{C}_{ns} = \begin{bmatrix} \frac{\mu E_t}{1 - \nu^2 \mu} & \frac{\nu \mu E_t}{1 - \nu^2 \mu} & 0 \\ \frac{\nu \mu E_t}{1 - \nu^2 \mu} & \frac{E_t}{1 - \nu^2 \mu} & 0 \\ 0 & 0 & \beta G \end{bmatrix} \quad (\text{Gl. 6.12})$$

Im Rahmen dieser Arbeit werden die Einträge C_{11} , C_{55} und C_{66} im lokalen Koordinatensystem $n - s$ modifiziert. μ und β werden durch $(1 - \Omega)$ ersetzt:

$$\mathbf{C}_{ns} = q \cdot \begin{bmatrix} (1 - \nu)(1 - \Omega) & -\nu & -\nu & 0 & 0 & 0 \\ -\nu & 1 - \nu & -\nu & 0 & 0 & 0 \\ -\nu & -\nu & 1 - \nu & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 2 + 2\nu & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & (2 + 2\nu)(1 - \Omega) & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & (2 + 2\nu)(1 - \Omega) \end{bmatrix} \quad (\text{Gl. 6.13})$$

mit $q = \frac{E_t}{(1 + \nu)(1 - 2\nu)}$

Ausgehend von der Steifigkeitsmatrix, die durch den Degradationsfaktor Ω in den Einträgen C_{11} , C_{55} und C_{66} modifiziert ist, werden dann mit Hilfe von (Gl. 6.14) die Spannungen für den nächsten Zeitschritt t_{i+1} berechnet:

$$\Delta \sigma_{t_i} = \mathbf{T} : [\mathbf{C}_{ns} : \mathbf{T}^{-1} \Delta \epsilon_{t_i}] \quad (\text{Gl. 6.14})$$

$$\sigma_{t_{i+1}} = \sigma_{t_i} + \Delta\sigma_{t_i}$$

Zusätzlich zeigt Bild 6.1 das Flussdiagramm für die Implementierung des anisotropen Modells in Abaqus. Das als VUMAT geschriebene benutzerdefinierte Material erhält von Abaqus die aktuelle Spannung σ_{t_i} , die aktuelle Dehnung ε_{t_i} und das aktuelle Dehnungsinkrement $\Delta\varepsilon_{t_i}$ zum aktuellen Zeitschritt t_i . Wenn ε_{t_i} eines Elements ε_f überschreitet, wird der Wert von Ω_{t_i} berechnet. Um die Heilung eines Elements zu verhindern, ist die Entwicklung von Ω auf einen monoton steigenden Wert beschränkt. Mit ermitteltem Ω_{t_i} wird die maximale Hauptspannung mit Hilfe einer Abaqus-Funktion berechnet. Basierend auf dem Dehnungseigenvektor $e_{i,j}$ wird die Transformationsmatrix T formuliert. So wird $\Delta\varepsilon_{t_i}$ in das lokale Koordinatensystem transformiert, während das Produkt aus $C_{n,s}$: $[T^{-1} : \Delta\varepsilon_{t_i}]$ der inversen Transformation entspricht (z.B. Rücktransformation in das globale Koordinatensystem). Im transformierten Zustand wird die Spannung $\Delta\sigma_{t_i}$ berechnet. Im nächsten Schritt wird das Spannungsfeld für das neue Zeitinkrement mit Hilfe von (Gl. 6.14) berechnet.

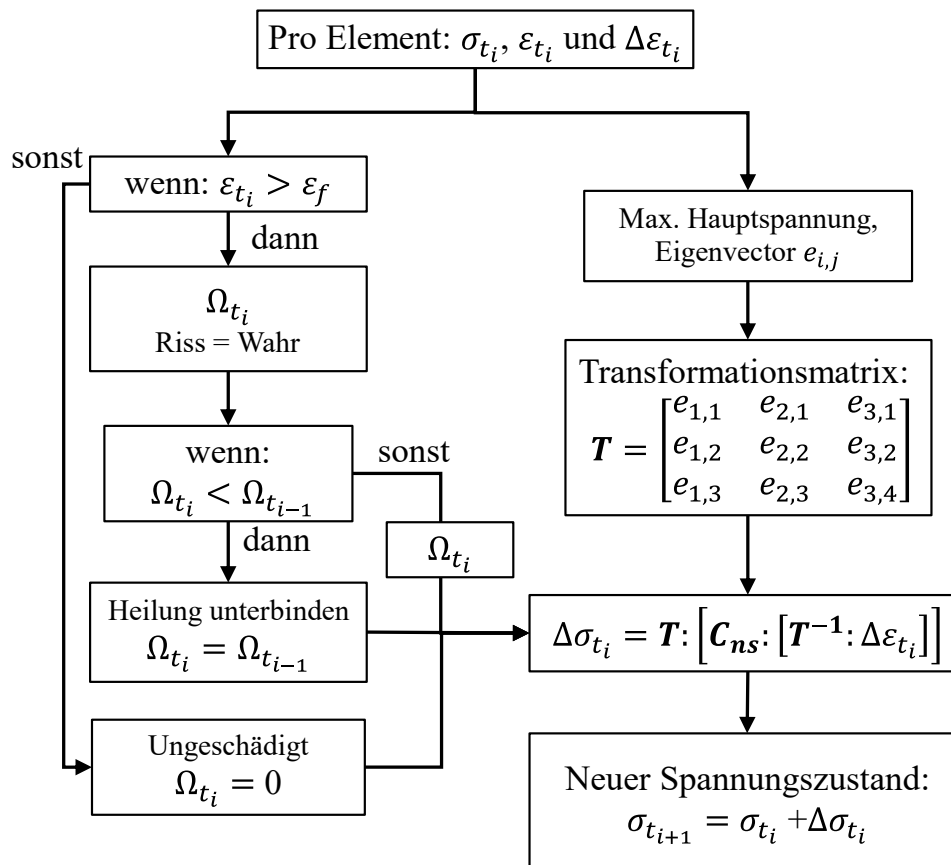


Bild 6.1: Flussdiagramm für das anisotrope Schädigungsmodell

Figure 6.1: Flow diagram for the anisotropic damage model

6.1.1 Verifizierung des implementierten Materialmodells

Für die Simulation der Zugversuche wird ein Einheitswürfel mit einer Seitenlänge von $20\text{ }\mu\text{m}$ verwendet. Für die Berechnung wird die kommerzielle Finite-Elemente-Software Abaqus verwendet. Das Modell besteht aus einem einzelnen linearen 8-Knoten-Brick-Element mit reduzierter Integration (C3D8R). Die Ober- und Unterseite wird um jeweils $2\text{ }\mu\text{m}$ linear verschoben. Der Freiheitsgrad der unteren Fläche ist auf die Verschiebung senkrecht zur Fläche beschränkt. Die Flächen werden für die Zugversuche auseinander verschoben. Zur Untersuchung unterschiedlicher Dehnraten wird die Zeit variiert, in der die Verschiebung stattfindet.

Es werden Zugversuche mit Dehnraten von $0,001$, 10 und 3800 s^{-1} durchgeführt. Bild 6.2 zeigt die Spannungs-Dehnungs-Kurven der Zugversuche unter Verwendung des anisotropen Schädigungsmodells und der experimentell ermittelten Daten des Kunststoffes von *Gerlach et al.* [GSPW08]. Da ausschließlich das Materialverhalten des Mikromodells unter Zug und Scherung untersucht wird, sind Versuche bei Dehnraten $0,001$, 10 und 3800 unter Zugbelastung dargestellt.

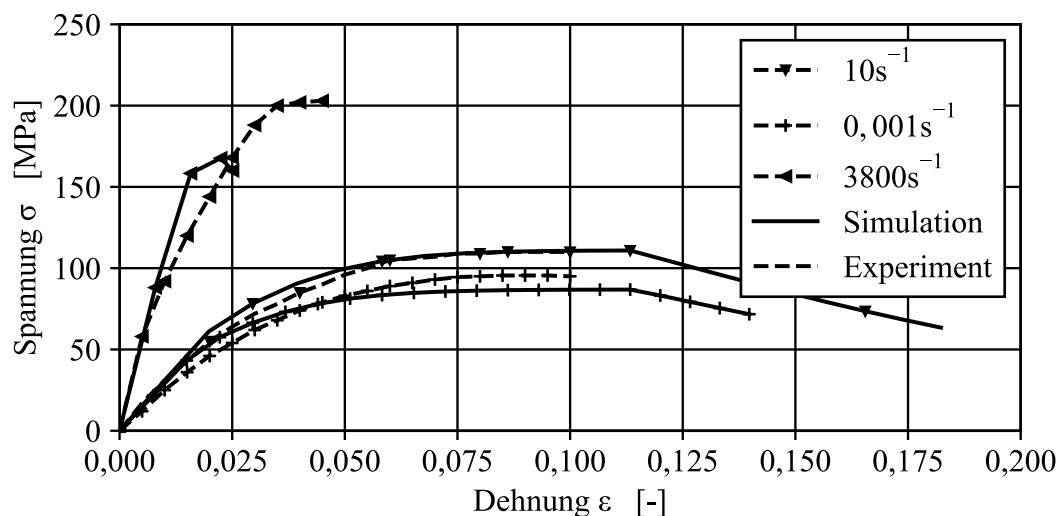


Bild 6.2: Vergleich der Simulationsergebnisse unter Verwendung des anisotropen Schädigungsmodells mit den experimentellen Daten von [GSPW08]

Figure 6.2: Comparison of simulation results using the anisotropic damage model with experimental data from [GSPW08].

Bei den Zugversuchen ist ein Unterschied zwischen der niedrigeren ($0,001$ und 10 s^{-1}) und der höheren (3800 s^{-1}) Dehnraten zu beobachten. Bei den niedrigeren Dehnraten sind die Spannungen der Simulation bis zur Abflachung der Kurven zwischen 15 und 24 % höher als die bei den Versuchen vorliegende Spannung.

Insgesamt zeigen die simulierten Ergebnisse basierend auf dem anisotropen Schädigungsmodell eine gute Übereinstimmung mit den experimentellen Zugversuchen. Beim

Vergleich der Ergebnisse des anisotropen Schädigungsmodells mit dem bereits validierten Modell von *Gerlach et al.* zeigt sich eine große Übereinstimmung. Das dehnratenabhängige Zugverhalten kann somit als verifiziert angesehen werden. Aufgrund des einfachen Spannungszustandes werden keine Unterschiede zwischen isotropem und anisotropem Schädigungsmodell erwartet und beobachtet.

Die Ergebnisse von *Naik et al.* [NGT+10] zeigen eine Abhängigkeit der Schubeigenschaften des Kunststoffes von der Dehnrates. Zur weiteren Verifizierung sollten weitere Untersuchungen zum erweiterten Verständnis der Abhängigkeit der Materialeigenschaften unter Schubbelastung von der Dehnrates durchgeführt werden.

6.1.2 Untersuchung zum Einfluss der nicht-physikalischen Parameter des Modells

Für das implementierte anisotrope Schädigungsmodell wird eine Parameterstudie durchgeführt. Insgesamt enthält das Modell 17 Parameter (vgl. Tabelle 6.1). Zur besseren Übersichtlichkeit wird in diesem Abschnitt eine definierte Auswahl dieser Parameter näher untersucht. Die Auswahl basiert darauf, wie viele Informationen über den Parameter und seinen Einfluss auf das Materialverhalten bereits bekannt sind. Tabelle 6.2 zeigt fünf vorausgewählte Parameter, die näher untersucht werden sollen. C_1 , C_2 und C_3 werden untersucht, da sie von *Gerlach et al.* [GSPW08] als nicht-physikalische Parameter beschrieben werden. Daher wird ihr genauer Einfluss auf das Modell weiter untersucht. Der Parameter m kann als Sprödigkeit des Degradationsverhaltens beschrieben werden, wobei *Salas et al.* [SBVL09] keine Bedeutung angeben. Aufgrund dieser unspezifischen Definition wird der Parameter m für die weitere Untersuchung ausgewählt. Außerdem wird ϵ_{diff} von *Gerlach et al.* als die Differenz der Bruchdehnung zwischen quasistatischer und Crash-Belastung beschrieben [GSPW08]. Die der Crash-Belastung entsprechende Dehnrates ist jedoch nicht näher spezifiziert, weshalb der Parameter näher untersucht wird.

Zur Bestimmung der Maximal- und Minimalwerte der Parameterstudie wird auf Literaturwerte zurückgegriffen, sofern diese Informationen verfügbar sind. Für C_1 verwenden *Gerlach et al.* 0,01, während *Zheng* Werte zwischen 0,166 und 0,278 verwendet. Es wird ein Mindest- bzw. Höchstwert von 0,01 bzw. 0,3 festgelegt. C_2 und C_3 wurden bisher nur im Modell von *Gerlach et al.* mit $C_2 = -1 \cdot 10^{-10}$ und $C_3 = 0,01$ verwendet. Für die Parameterstudie werden $C_2 = [-10^{-8}; -10^{-12}]$ und $C_3 = [0,1; 10]$ variiert. Der Parameter m wurde von *Salas et al.* verwendet [SBVL09]. *Salas et al.* veröffentlichen die verwendeten Parameter nicht. Für die Parameterstudie wird ein minimaler bzw. maximaler Wert von 0,3 bzw. 100 festgelegt. Nur *Gerlach et al.* verwenden ϵ_{diff} in ihren Modellen, wobei $\epsilon_{diff} = -0,05$ verwendet wird. Es ist festzustellen, dass dies bei *Gerlach et al.* [GSPW08] der Differenz zwischen der Bruchdehnung bei der höchsten Dehnrates und der Bruchdehnung bei der quasistatischen

Dehnrate entspricht. Wendet man diese Methode auf die Daten anderer Publikationen an, ergeben sich unterschiedliche Werte für ε_{diff} . Zheng [Zhe06] verwendet Werte im Intervall $\varepsilon_{diff} \in [-0,06; -0,035]$, Goldberg *et al.* [GGR02, GGR07, GRG05] Werte im Intervall $\varepsilon_{diff} \in [-0,06; -0,04]$.

Parameter	Einheit	Intervall
ε_{diff}	-	$[-0,3; -0,06]$
C_1	-	$[0,01; 0,3]$
C_2	-	$[-10^{-8}; -10^{-12}]$
C_3	-	$[0,1; 10]$
m	-	$[0,3; 100]$

Tabelle 6.2: *Verwendete Werte der Parameterstudie*

Table 6.2: *Used values of the parameter study*

Die Parameterstudie wird anhand des zuvor beschriebenen würfelförmigen Modells bei einer Dehnrate von $30s^{-1}$ durchgeführt, das bereits zur Überprüfung des Zugverhaltens verwendet wurde. Insgesamt werden 10 Simulationen durchgeführt, wobei für jeden Parameter der Minimal- bzw. Maximalwert verwendet wird, während für die restlichen vier Parameter der Mittelwert aus dem jeweiligen Minimal- und Maximalwert verwendet wird. Bild 6.3 und Bild 6.4 zeigen die Spannungs-Dehnungs-Kurven der Parametervariationen. Es ist zu beobachten, dass bei einer Erhöhung von C_1 von 0,01 auf 0,3 der Elastizitätsmodul um 260 % zunimmt und somit die maximale Spannung von 115 MPa bei einer 45 % geringeren Dehnung erreicht wird. Die Schädigung, erkennbar am Spannungsabfall, nimmt von C_1 von 0,01 auf 0,03 später zu. Durch die Erhöhung von C_2 von $-1 \cdot 10^{-8}$ auf $-1 \cdot 10^{-12}$ wird der Elastizitätsmodul um 2,5 % verringert. Ansonsten ändert sich die Spannungs-Dehnungs-Kurve nicht. Bei einer Erhöhung von C_3 von 0,1 auf 10 steigt der Elastizitätsmodul um 48 %, wobei die maximale Spannung von 115 MPa bei einer 20 % geringeren Dehnung erreicht wird. Die Schädigung tritt bei einer 46 % geringerer Dehnung auf. Die Erhöhung von m von 0,3 auf 100 zeigt bis zum Auftreten der Schädigung keine Veränderung im Spannungs-Dehnungs-Diagramm. Im Falle einer Schädigung und für $m = 100$ nimmt die Spannung um 1600 % schneller ab. Bei einer Erhöhung von ε_{diff} von $-0,06$ auf $-0,03$ wird keine Änderung des Materialverhaltens festgestellt.

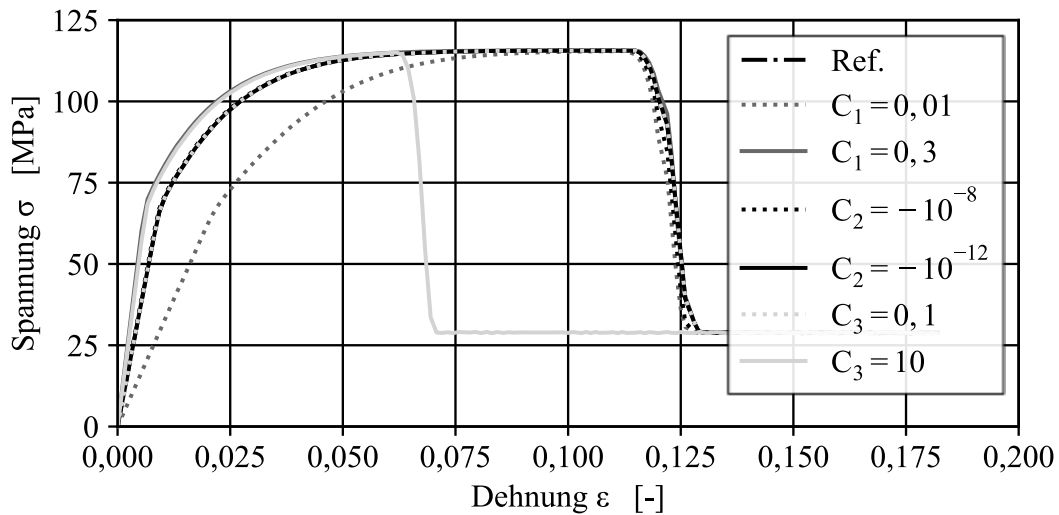


Bild 6.3: Spannungs-Dehnungs-Kurve bei Variation der Parameter C_1 , C_2 und C_3

Figure 6.3: Stress-strain curve with variation of parameters C_1 , C_2 und C_3

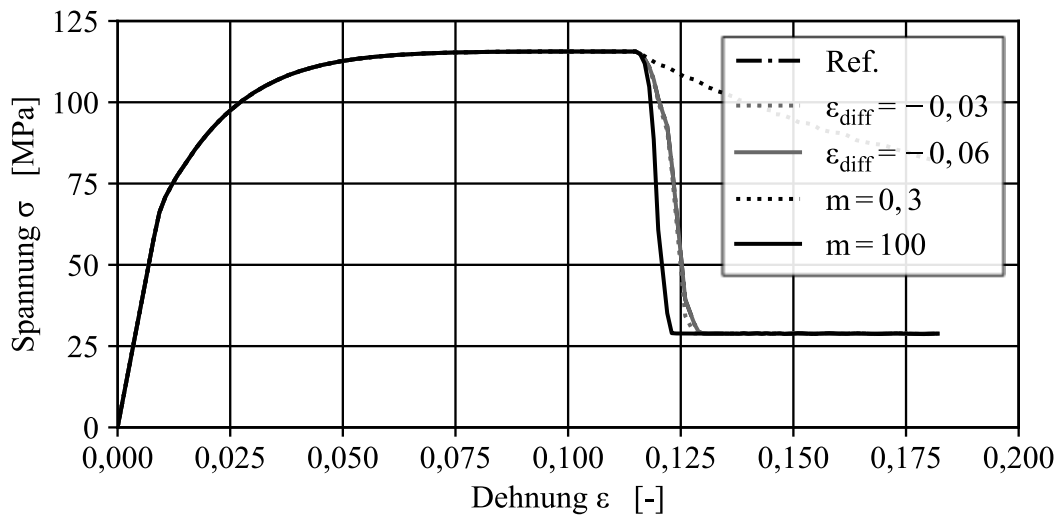


Bild 6.4: Spannungs-Dehnungs-Kurve bei Variation der Parameter m und ϵ_{diff}

Figure 6.4: Stress-strain curve with variation of parameters m und ϵ_{diff}

Insgesamt lässt sich sagen, dass eine Variation innerhalb des gegebenen Intervalls der nicht-physikalischen Parameter mit Ausnahme der Parameter m und C_3 nicht zu signifikanten Änderungen der Spannungs-Dehnungs-Kurve führt. Insbesondere die Variation von m zeigt, dass mit der Anpassung des Parameters das Schädigungsverhalten des Materialmodells angepasst werden kann. Da m im isotropen Modell und im anisotropen Modell zur gleichen Degradation führt, wird der Einfluss auf das Mikromodell nicht weiter untersucht.

6.1.3 Einfluss des anisotropen Schädigungsmodell mittels Mikromodell

Um die Unterschiede zwischen dem isotropen und anisotropen Schädigungsmodells zu verstehen, werden Simulationen an einem Mikromodell durchgeführt. Das Modell (vgl. Bild

6.5) besteht aus fünf zufällig angeordneten Fasern und hat eine Größe von $19 \times 19 \mu\text{m}^2$. Die Fasern haben einen Durchmesser von $6,9 \mu\text{m}$ und der Faservolumenanteil beträgt 42 %. Sie werden als linear-elastisches isotropes Material mit einem Elastizitätsmodul von 230 GPa modelliert.

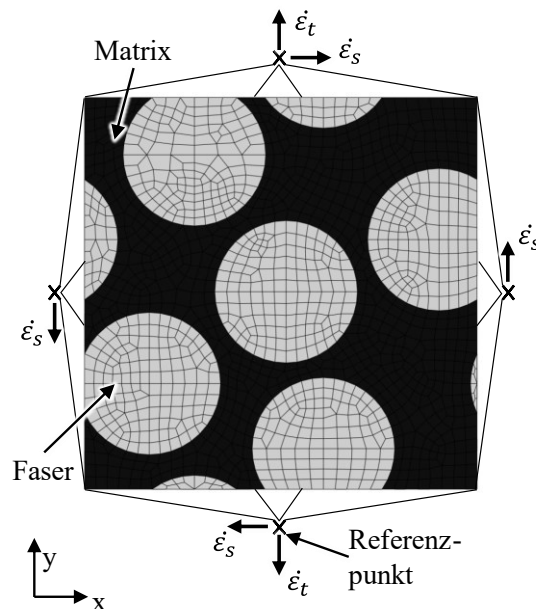


Bild 6.5: Verwendetes Mikromodell mit 5 zufällig angeordneten Fasern

Figure 6.5: Used micromodel with 5 randomly arranged fibers

In zwei verschiedenen Lastfällen wird das Mikromodell entweder auf Zug oder auf Scherung unter Verwendung von periodische Randbedingungen belastet. Eine konstante Dehnrates $\dot{\epsilon}_t$ wird auf beiden Seiten des Modells in y-Richtung für die Zugbelastung angewendet. Für die Schubbeanspruchung werden alle vier Referenzpunkte mit $\dot{\epsilon}_s$ beaufschlagt. Infolgedessen werden die normierte Verschiebung und die Reaktionskraft des Bezugspunkts unter Berücksichtigung der Dehnrates diskutiert. Die Simulationen werden bei folgenden Dehnrates durchgeführt $\dot{\epsilon} = [0,001 \text{ s}^{-1}; 1 \text{ s}^{-1}; 10 \text{ s}^{-1}]$.

An dieser Stelle sei vermerkt, dass die Simulation höherer Dehnrates zu numerischen Instabilitäten führte. Vor allem die Nutzung des anisotropen Schädigungsmodells stellt eine große Herausforderung bei der Simulation dar. Vorgreifend auf Kapitel 7, führt die Nutzung des ebenen Dehnungszustands bei der Elementdefinition zu wesentlich stabileren Simulationen. Dies erfordert das Umschreiben des Materialmodells entsprechend der Elementformulierung des ebenen Dehnungszustands.

Da keine Regularisierungsmethode implementiert ist, wird der Einfluss der Netzfeinheit nicht diskutiert. Für weitere Forschungsarbeiten ist die Implementierung einer geeigneten Regularisierungsmethode [Leu05, PALM19, Sch04, SHK18] essenziell. Hollmann et al. [HH89] fanden heraus, dass die Bruchzähigkeit des untersuchten duroplastischen Kunststoffes

von der Dehnrage abhängt. Dies bedeutet, dass bei der Implementierung einer geeigneten Regularisierungsmethode die Abhängigkeit der Modellparameter von der Dehnrage mit abgebildet werden sollten.

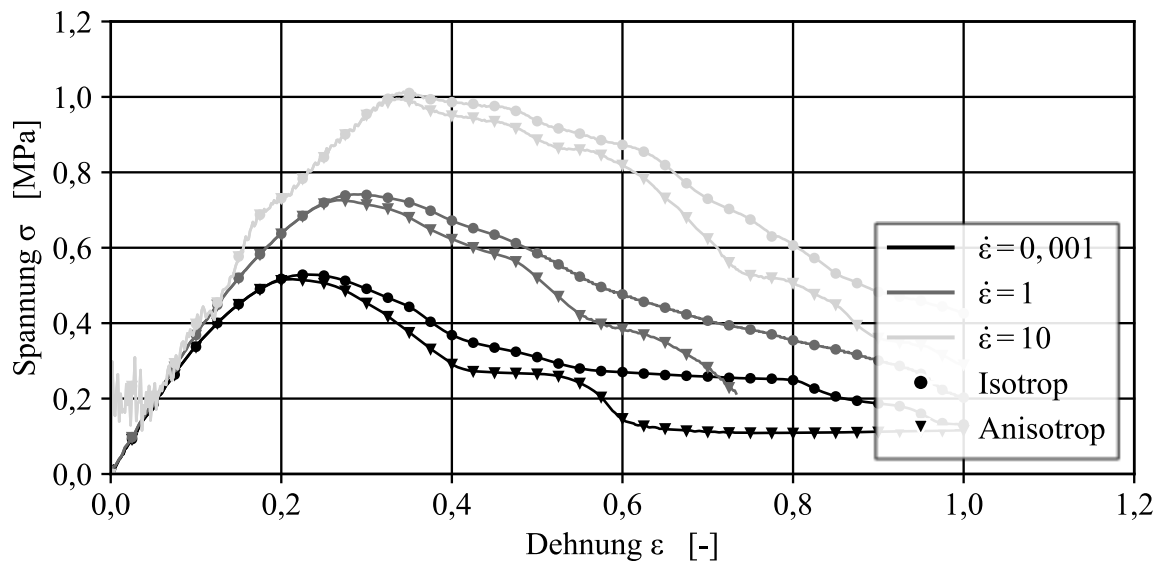


Bild 6.6: Ergebnisse des auf Zug beanspruchten Modells in Abhängigkeit der Dehnrage und des Schädigungsmodells

Figure 6.6: Results of the model stressed under tension as a function of strain rate and damage model

Bild 6.6 zeigt die Ergebnisse der Simulationen, die für den Lastfall Zug durchgeführt wurden. Die Spannung ist durch die maximal aufgetretene Spannung in der Grafik normiert. Die Verschiebung ist durch die maximale Verschiebung normiert dargestellt. Die Spannung und die Verschiebung werden am Referenzpunkt gemessen. Mit zunehmender Dehnrage wird eine Zunahme der Steigung der Spannung -Dehnungs-Kurve beobachtet. Dieser Effekt lässt sich durch die Abhängigkeit der Steifigkeit von der Dehnrage erklären. Außerdem nimmt die maximale Spannung in Abhängigkeit von der Dehnrage zu. Dieser Effekt ist in der zunehmenden Festigkeit der Matrix begründet, vor allem aber in der zunehmenden Verschiebung bis zum Versagen u_d (vgl. Tabelle 6.3). u_d beschreibt die Verschiebung, bei der die maximale Spannung erreicht wird. Die Zunahme von u_d steht im Gegensatz zum modellierten Materialverhalten. Dem Materialmodell folgend sollte eine steigende Dehnrage zu einem abnehmenden ε_f der Matrix führen, also zu einem Versagen der Matrix bei geringeren Dehnungen. Dieser Widerspruch kann durch die zunehmende Steifigkeit der Matrix erklärt werden. Der durchschnittliche Elastizitätsmodul für unbeschädigte Matrixelemente beträgt bei $\dot{\varepsilon} = 0,001$ etwa 2900 Pa, bei $\dot{\varepsilon} = 1$ etwa 3000 Pa und bei $\dot{\varepsilon} = 10$ etwa 3100 Pa. Die Versteifung der Matrix führt zu einer Umverteilung der Spannungen im Mikromodell, so dass die resultierenden Dehnungen in der Matrix geringer sind als bei einem Modell, das bei gleicher Verschiebung einer geringeren Dehnrage ausgesetzt ist. Infolge dieses Effekts wird die

Versagensdehnung ε_f der Matrix bei einer höheren Gesamtverschiebung u_d des Mikromodells erreicht.

Model	$\dot{\varepsilon}$ (1/s)	u_d (–)
Isotrop	0,001	0,23
Anisotrop	0,001	0,21
Isotrop	1	0,29
Anisotrop	1	0,28
Isotrop	10	0,34
Anisotrop	10	0,34

Tabelle 6.3: Resultierende Bruchdehnungen für ein auf Zug beanspruchtes Modell

Table 6.3: Resulting elongations at fracture for a model subjected to tensile loading

Neben dem Einfluss der Dehnrates hat auch das gewählte Schädigungsmodell Auswirkungen auf die Schädigungsentwicklung des Mikromodells. Bild 6.6 zeigt den Unterschied zwischen den beiden Modellen bei verschiedenen Dehnrates. Im Allgemeinen zeigt sich eine stärkere Degradation der Matrix beim anisotropen Schädigungsmodell. Bedingt durch die anisotrope Formulierung ist der Betrag der Elementspannungen größer als beim isotropen Modell, sodass eine stärkere Degradation weiterer Elemente begünstigt wird. Bild 6.8 zeigt die Schädigungsentwicklung der beiden Materialmodelle. Es ist zu erkennen, dass sich die Schädigung schneller entwickelt und sich die zweite Schädigungsfront bei einer geringeren Dehnung bildet.

Bild 6.7 zeigt die Ergebnisse der Simulation mit dem auf Scherung beanspruchten Mikromodell. Die Spannung ist durch die maximal aufgetretene Spannung in der Grafik normiert dargestellt. Die Verschiebung ist durch die maximale Verschiebung normiert angegeben, der das Modell ausgesetzt ist. Im Vergleich zu Bild 6.6 ist die Abhängigkeit von der Dehnrates ähnlich ausgeprägt. Das bedeutet, dass die Steigung der Kurve mit zunehmender Dehnrates zunimmt. Auch die Maximalspannung nimmt mit der Dehnrates zu. Es zeigen sich also deutliche Unterschiede im gewählten Schädigungsmodell.

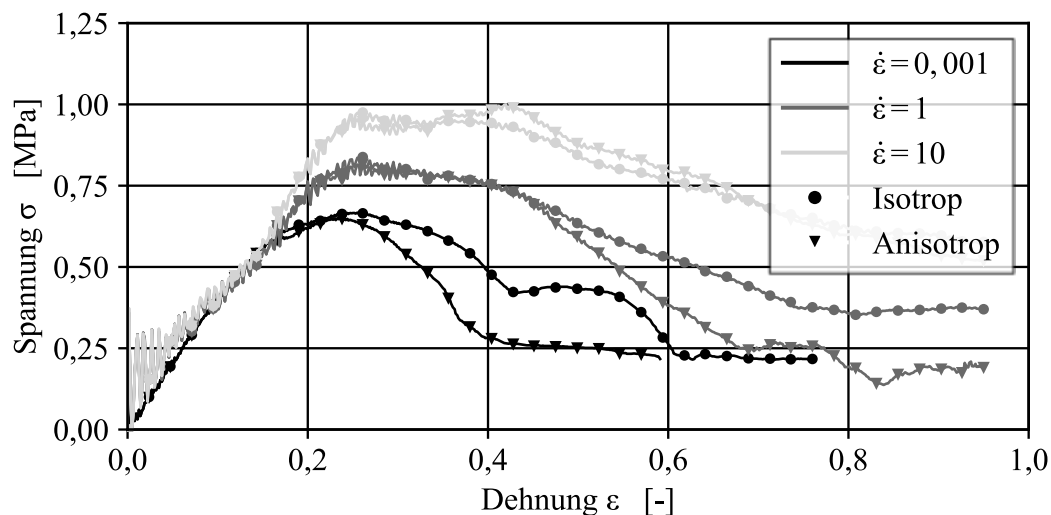


Bild 6.7: Ergebnisse des auf Scherung beanspruchten Modells in Abhängigkeit der Dehnrates und des Schädigungsmodells

Figure 6.7: Results of the model stressed in shear as a function of strain rate and damage model.

Im Vergleich zur Zugbeanspruchung scheint es, dass bei höheren Dehnrates die Unterschiede zwischen den beiden Modellen vernachlässigt werden können. Bei Scherbelastung mit niedrigeren Dehnrates führt das anisotrope Schädigungsmodell zu einer ausgeprägteren Schädigungsentwicklung als das isotrope Schädigungsmodell. Dieser Effekt schwächt sich mit zunehmender Dehnrates ab, so dass bei einer Dehnrates von $\dot{\epsilon} = 10$ kein signifikanter Unterschied mehr zu beobachten ist. Bild 6.9 zeigt die Schädigungsentwicklung bei drei verschiedenen normierten Verschiebungen. Es zeigt sich, dass für u_1 und u_2 kein signifikanter Unterschied in der Schädigungsentwicklung vorhanden ist. Der Schädigungszustand bei u_3 zeigt ein anderes Bild (vgl. Bild 6.7). Das anisotrope Schädigungsmodell zeigt eine wesentlich diffusere Verteilung geschädigter Elemente. Dies kann durch den größeren Betrag der Elementspannungen bedingt durch die Anisotropie erklärt werden.

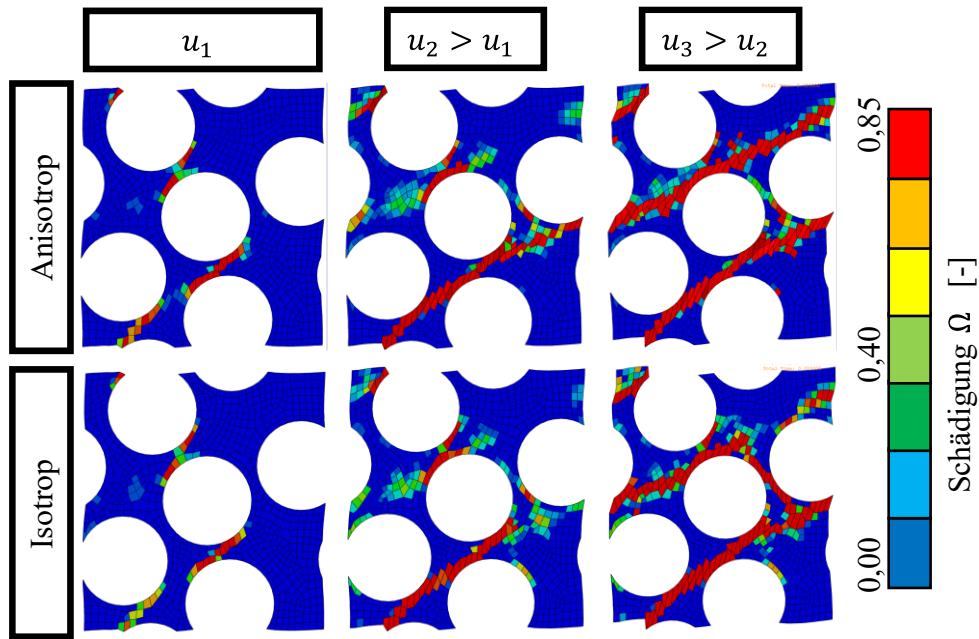


Bild 6.8: Vergleich der Schädigungsentwicklung bei $\dot{\epsilon} = 10 \text{ s}^{-1}$ unter Zugbelastung, $u_1 = 0,5$, $u_2 = 0,75$ und $u_3 = 1$

Figure 6.8: Comparison of damage evolution at $\dot{\epsilon} = 10 \text{ s}^{-1}$ under tensile loading, $u_1 = 0.5$, $u_2 = 0.75$ and $u_3 = 1$

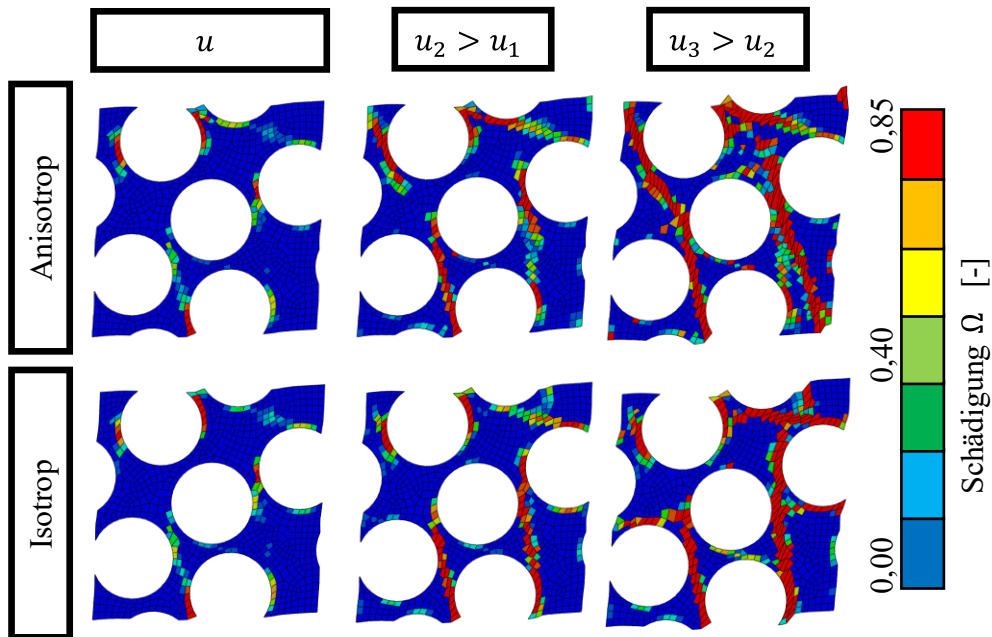


Bild 6.9: Vergleich der Schädigungsentwicklung bei $\dot{\epsilon} = 10 \text{ s}^{-1}$ unter Scherbelastung, $u_1 = 0,25$, $u_2 = 0,45$ und $u_3 = 0,7$

Figure 6.9: Comparison of damage evolution at $\dot{\epsilon} = 10 \text{ s}^{-1}$ under shear stress, $u_1 = 0.25$, $u_2 = 0.45$ and $u_3 = 0.7$

6.2 Einfluss von Kohäsivzonenelementen auf die dehnratenabhängigen Verbundeigenschaften

Es gibt zahlreiche Ansätze zur Beschreibung der Rissausbreitung in einem Material entlang eines vordefinierten Pfades [Kno08a, YRW16]. Ein Ansatz ist die Verwendung von Kohäsionszonenelementen zur Modellierung der Grenzflächenentfestigung von Fasern und Matrix in FVK [YYLR12]. Im Folgenden wird zur Modellierung der Kohäsionszonenelemente das Traktions-Separations Gesetz (*engl. Traction separation law*, TSL) verwendet. Die Herausforderung bei der Berücksichtigung der Grenzfläche besteht darin, experimentelle Daten für die Grenzflächeneigenschaften zu erhalten [SVG16, YYLR12]. Daher stützen sich die verwendeten Grenzflächeneigenschaften auf die Definition von *Yang et al.* [YYLR12].

Das konstitutive Verhalten der Elemente der kohäsiven Zone wird durch ein bi-lineares TSL in drei Dimensionen definiert. Dabei wird die Trennungsverschiebung zwischen der oberen und der unteren Fläche des Elements mit dem senkrecht zu den Flächen wirkenden Spannungsvektor in Beziehung gesetzt. Das ungeschädigte Verhalten ist linear-elastisch mit dem E-Modul E . Das TSL kann wie folgt geschrieben werden:

$$\mathbf{t} = \begin{Bmatrix} t_n \\ t_s \\ t_t \end{Bmatrix} = E \cdot \boldsymbol{\varepsilon} \quad (\text{Gl. 6.15})$$

Dabei ist $\boldsymbol{\varepsilon}$ der Vektor der wirkenden Dehnung im Element der kohäsiven Zone. Die wirkende Dehnung wird mit Hilfe von (Gl. 6.16) berechnet, wobei δ die Verschiebung und T_i die Dicke des Elements darstellt [URL14]:

$$\varepsilon_n = \frac{\delta_n}{T_c}, \quad \varepsilon_s = \frac{\delta_s}{T_c}, \quad \varepsilon_t = \frac{\delta_t}{T_c} \quad (\text{Gl. 6.16})$$

Die Schadensinitiierung erfolgt nach (Gl. 6.17), wobei $\{ \}$ die Macaulay-Klammern sind.

$$\max \left\{ \frac{\langle t_n \rangle}{t_n^0}, \frac{t_s}{t_s^0}, \frac{t_t}{t_t^0} \right\} = 1 \quad (\text{Gl. 6.17})$$

$t_n^0, t_s^0, t_t^0 = t^0$ sind die normalen (n-Richtung) und tangentialen (s, t-Richtung) Grenzflächenfestigkeiten. Nach Beginn der Schädigung nehmen die Spannungen bis zum vollständigen Versagen linear ab. Die Dehnung beim vollständigen Versagen $\varepsilon_{n,s,t}^f$ wird durch die Bruchenergie G_c bestimmt. Die Basisparameter für die Kohäsionszonenelemente werden in Anlehnung an *Yang et al.* [YYLR12] festgelegt. Ausgehend von dieser Auswahl werden im Folgenden die Werte der Parameter variiert und untersucht.

6.2.1 Untersuchungen zum Einfluss des Schädigungsmodells auf das Verbundverhalten

Im Folgenden soll der Einfluss der Kohäsivzonenelemente (KZE) auf die Schädigungsentwicklung des Mikromodells bei Verwendung des isotropen und anisotropen Schädigungsmodells untersucht. Müller *et al.* [MRKH20] (vgl. Kapitel 6.1) haben den Einfluss des verwendeten Schädigungsmodells auf den Schädigungseintritt in einem Mikromodell ohne explizite Modellierung der Faser-Matrix-Grenzfläche gezeigt.

Simulation	$E[\text{MPa}]$	$t^0[\text{MPa}]$	$G_c[\text{J/m}^2]$
P1	1e6	40	10
P2	1e4	40	10
P3	1e6	80	10
P4	1e6	40	100

Tabelle 6.4: Modellparameter der verwendeten Kohäsionszonenelemente nach [YYLR12]

Table 6.4: Model parameter used for cohesive zone elements according to [YYLR12]

In der folgenden Studie wird der Bereich der Parametervariation in Anlehnung an [YYLR12] festgelegt. Die Parametervariation ist in Tabelle 6.4 aufgeführt. Darüber hinaus wird das anisotrope Schädigungsmodell mit dem isotropen Schädigungsmodell bei verschiedenen Dehnraten verglichen.

Bild 6.10 zeigt das verwendete Mikromodell. Fünf zufällig angeordnete Fasern auf einer Fläche von $20 \times 20 \mu\text{m}^2$ wurden ausgewählt, um den Einfluss des Schädigungsmodells und der Kohäsionszonenelemente zu untersuchen. Der Faservolumengehalt beträgt 46 % bei einem Faserdurchmesser von $6,9 \mu\text{m}$. Für die Faser wird ein linear-isotropes Materialverhalten mit einem Elastizitätsmodul von 230 GPa verwendet. Das Modell wird bei unterschiedlichen Dehnraten $\dot{\epsilon}_t$ auf Zug beansprucht. Es werden periodische Randbedingungen verwendet. Im Folgenden werden die normierte Kraft F und normierte Verschiebung u zur Darstellung und Diskussion der Simulationsergebnisse verwendet. Im Folgenden wird die Kraft auf die maximal aufgetretene Kraft innerhalb der P1-Simulationen und die Verschiebung auf die Seitenlänge des Mikromodells normiert. Dem vorgestellten Modell fehlt eine Regularisierungsmethode, um eine konstante Energiedissipation zu gewährleisten. Daher wird der Einfluss der Elementgrößen nicht weiter untersucht.

Bild 6.11 zeigt den Einfluss des dargestellten Schädigungsmodells und den Einfluss der Steifigkeit des KZE. Die Eigenschaften der Kohäsivzonenelemente sind in Tabelle 6.4 zu finden. Müller *et al.* [MRKH20] (vgl. Kapitel 6.1) fanden heraus, dass das gewählte

Schädigungsmodell einen Einfluss auf den Schädigungseintritt der Matrix hat. Theoretisch kann ein geschädigtes Element im anisotropen Schädigungsmodell Spannungen in die ungeschädigten Richtungen übertragen. Für das gewählte Mikromodell stellten *Müller et al.* fest, dass ein anisotropes Schädigungsmodell zu einem ausgeprägten Schadenseintritt führt. Daher sind die maximalen Kräfte und Verschiebungen bis zum Versagen im Allgemeinen geringer als beim isotropen Schädigungsmodell. In dieser Studie kann der gezeigte Unterschied zwischen den beiden Modellen nicht gefunden werden.

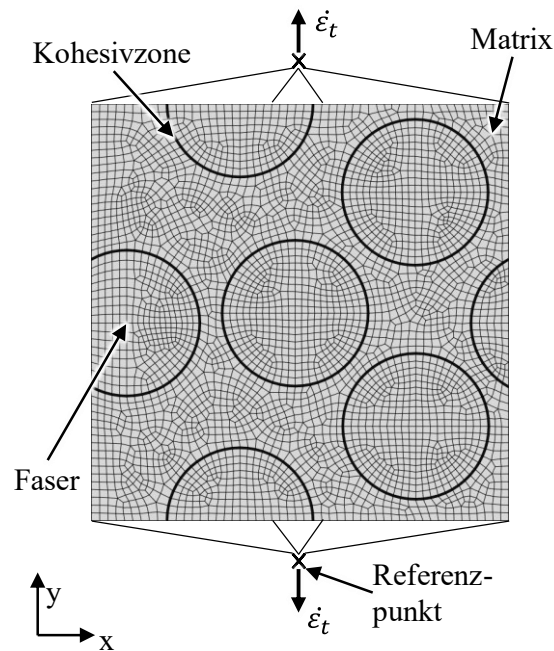


Bild 6.10: Verwendetes Mikromodell mit 5 zufällig angeordneten Fasern und KZE

Figure 6.10: Used micromodel with 5 randomly arranged fibers and CZE

Bild 6.11 zeigt, dass die Kraft-Verschiebungs-Kurve der beiden Simulationen (anisotrop/isotrop) keine signifikanten Unterschiede aufweist. Dieser Effekt kann durch die Modellierung der Grenzfläche mit Hilfe von KZE erklärt werden. Bild 6.12 zeigt den Rissverlauf im Mikromodell. Die Schädigung entwickelt sich hauptsächlich entlang der Grenzfläche. Es gibt nur kleine Bereiche, in denen die Matrix geschädigt ist. Die Schädigungsentwicklung wird also beim dargestellten Modell durch die KZE und nicht durch die Matrix getrieben. Dieser Effekt ist bei den folgenden Untersuchungen ebenfalls zu beobachten, sodass kein signifikanter Unterschied in der Spannungs-Dehnungskurve bei Variation der Dehnrates für $u_{rel} < 0,03$ zu erkennen ist. Unterschiede in den Verläufen sind für $u_{rel} > 0,03$ festzustellen. Die Begrenzung der maximal möglichen Schädigung bei vollkommen geschädigter Grenzfläche führt zu einer Lastumlagerung in die nicht vollständig geschädigten Matrix-Elemente.

Bild 6.11 (vgl. P1 und P2) zeigt die Variation der Steifigkeit der Kohäsionszonenelemente. Yang et al. [YYLR12] folgend, führt eine Änderung der Steifigkeit um drei Ordnungen zu einer signifikanten Änderung der Steifigkeit des verwendeten Modells. Die gezeigten Ergebnisse zeigen eine zunehmende Modellsteifigkeit mit zunehmender Steifigkeit der KZE. Diese Änderung der Steifigkeit des Modells ist jedoch nicht signifikant. Ein Grund dafür liegt in numerischen Instabilitäten begründet, die zu einer oszillierenden Spannungs-Dehnungs-Kurve führen. Diese Instabilitäten resultieren aus der Anfangsbeschleunigung des Modells.

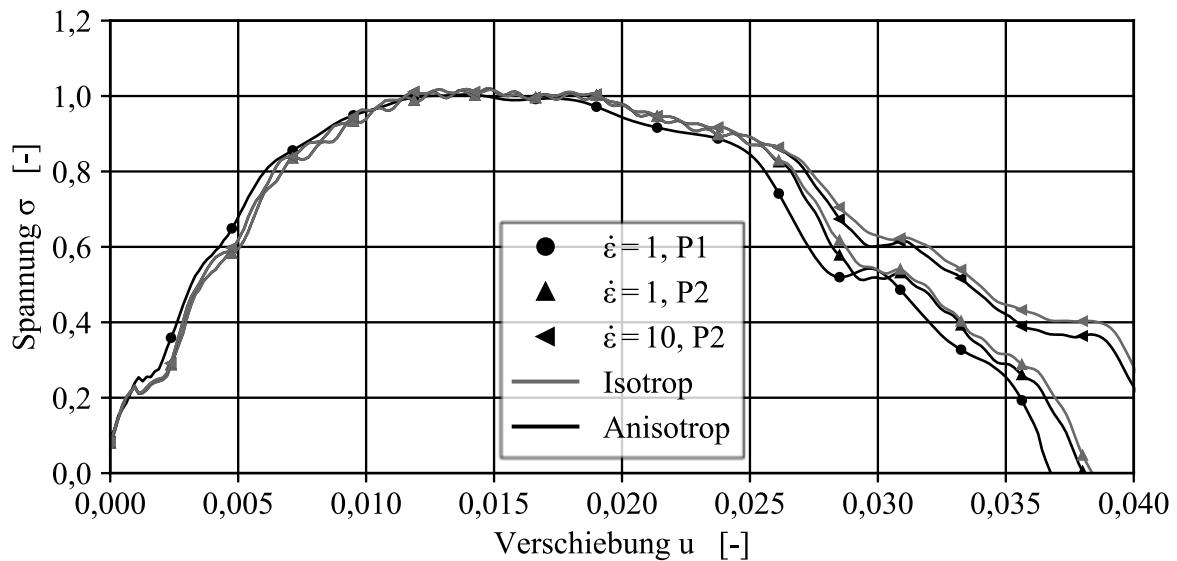


Bild 6.11: Kraft-Verschiebungs-Verläufe des auf Zug beanspruchten Modells zur Untersuchung des Einflusses der Steifigkeit (P1) der KZE

Figure 6.11: Force-displacement curves of the model loaded in tension to investigate the influence of the stiffness (P1) of the CZE.

Um das Schädigungsverhalten in Abhängigkeit der Grenzflächenfestigkeit zu untersuchen, wird die Festigkeit der Grenzfläche variiert. Bild 6.13 zeigt den Einfluss der Festigkeit und Bruchenergie des KZE (P3, P4) auf die Kraft-Verschiebungs-Kurven. Bei einer höheren Grenzflächenfestigkeit steigt die Festigkeit des Mikromodells um ca. 50%. Neben der höheren Festigkeit des Modells zeigt sich eine verschiedene Schädigungsentwicklung. Mit Bezug zu Kapitel 7 lässt sich die veränderte Schädigungsentwicklung auf die Größe der Mikromodells zurückführen, sodass die homogenisierten Eigenschaften des Mikromodells von den mechanischen Eigenschaften der Konstituenten abhängen. Somit kann keine Aussage zur veränderten Schädigungsentwicklung getätigt werden. Bild 6.12 zeigt den Rissverlauf für verschiedene Parametersätze.

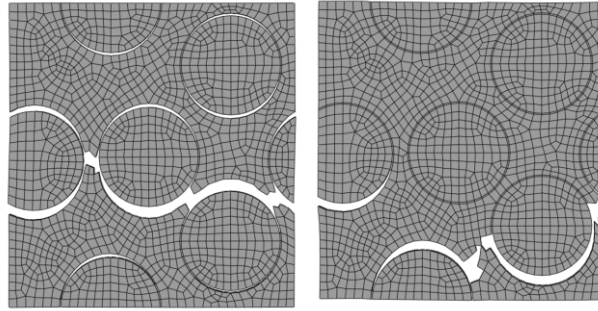


Bild 6.12: Darstellung des Rissverlaufs für P1, P2, P4 (links) und P3 (rechts)

Figure 6.12: Representation of the crack progression for P1, P2, P4 (left) and P3 (right)

Der Vergleich der Ergebnisse bei verschiedenen Dehnraten für die erhöhte Festigkeit (P3) der KZE zeigt, dass das Material bei einer höheren Dehnraten einer höheren Belastung standhält, der das Modell ausgesetzt ist. Dies steht im Einklang mit den Erkenntnissen von Müller *et al.* [MRKH20], gleichwohl der Einfluss, bedingt durch die Dominanz der mechanischen Eigenschaften der KZE, wesentlich geringer ausfällt. Die Versteifung der Matrix durch die höhere Dehnraten führt zu einer Spannungsumverteilung innerhalb des Modells und somit treten kritische Verschiebungen oder Spannungen bei höheren Verschiebungen u auf.

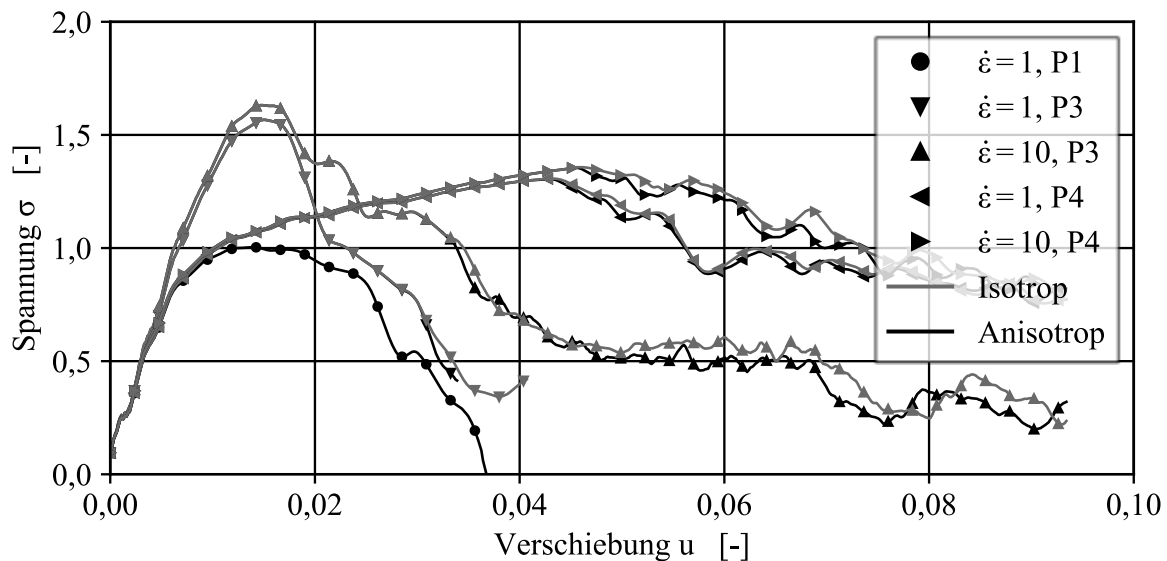


Bild 6.13: Kraft-Verschiebungs-Verläufe des auf Zug beanspruchten Modells zur Untersuchung des Einflusses der Festigkeit (P3) und Bruchenergie (P4) der KZE

Figure 6.13: Force-displacement curves of the model loaded in tension to investigate the influence of strength (P3) and fracture energy (P4) of the KZE

Eine Erhöhung der Bruchenergie führt zu einer erhöhten Festigkeit des Mikromodells. Dabei kann der Verlauf (P4) in mehrere Bereiche unterteilt werden. Bei $u < 0,015$ ist das Verbundverhalten durch die elastischen Eigenschaften der Konstituenten bestimmt. Für $0,015 < u < 0,06$ ist das Verformungsverhalten des Modells durch das sukzessive Schädigungsverhalten der KZE charakterisiert. Bedingt durch die hohe Bruchenergie kommt es

zu keiner Lokalisierung der Schädigung, sodass die Schädigung diffus im Modell auftritt. Bei $u > 0,06$ kommt es in Folge stark geschädigter KZE zur Lokalisierung der Schädigung mit einhergehender Schädigung der Matrix, sodass die Verwendung von $G_c = 100 \text{ J/m}^2$ ein zu duktileres Materialverhalten zeigt.

6.3 Zwischenfazit

Die Untersuchungen zum Einfluss der Modellierung der richtungsabhängigen Schädigung der Matrix zeigt zum einen eine Erhöhung der Bruchdehnung des Verbunds. Auf den ersten Blick steht dies im Widerspruch zum zunehmend versprödhenden Verhalten der Matrix, bei dem die Bruchdehnung der Matrix bei steigender Dehnrage abnimmt. Diese Beobachtung kann unter Hinzunahme der steigenden Steifigkeit der Matrix erklärt werden. So führt die Versteifung der Matrix zu einer Spannungsumlagerung im Verbund, welcher dazu führt, dass die Faser stärker beansprucht wird und das Versagen des Mikromodells bei höheren Dehnungen und bei steigender Dehnrage stattfindet. Darüber hinaus kann festgehalten werden, dass die Verwendung eines anisotropen Schädigungsmodells zu einer stärkeren Degradation des Materials führt. Dieses Verhalten kann durch die höhere resultierende Reststeifigkeit der geschädigten Elemente erklärt werden. Bezugnehmend zur Forschungsfrage 2.1 kann festgehalten werden, dass das anisotrope Schädigungsverhalten im Vergleich zum isotropen Schädigungsverhalten zu einem schnelleren Versagen des Modells unter Vernachlässigung der Faser-Matrix-Interaktion führt:

2.2 Welchen Einfluss hat das anisotrope Schädigungsverhalten der Matrix auf die Verbundeigenschaften?

Die Erweiterung um die Grenzflächeneigenschaften der Faser-Matrix-Interaktion in Kapitel 6.2 zeigt keinen signifikanten Einfluss der Art der Schädigungsmodellierung. Unter der Annahme, dass das Versagensgeschehen unter fasersenkrechter Zugbelastung durch die Schädigungsentwicklung in der Grenzfläche gekennzeichnet ist, lässt sich sagen, dass der Einfluss des anisotropen Schädigungsmodells vernachlässigbar ist. Auch bei der Betrachtung weiterer Belastungszustände kommt der präzisen Bestimmung der Grenzflächeneigenschaften eine wesentlich größere Rolle zu als der Wahl der anisotropen Schädigungsmodellierung.

Bei der Berücksichtigung der Grenzflächeneigenschaften (vgl. Kapitel 6.2) zeigt sich, dass das mechanische Verhalten unter Zugbelastung des Verbunds primär durch die Grenzflächeneigenschaften bestimmt ist. Mit Hinblick auf Forschungsfrage 2.2 kann geschlussfolgert werden, dass eine Vernachlässigung der Dehnratenabhängigkeit der Grenzflächeneigenschaften kritisch zu betrachten ist:

2.3 Kann das Materialverhalten der Faser-Matrix-Grenzfläche als dehnratenunabhängig betrachtet werden?

Kapitel 4.4.2 zeigt, dass das mechanische Verhalten unter fasersenkrechter Zugbelastung im geringen Maße dehnratenabhängig ist. Trotz der geringen Variation der Dehnrate, bedingt durch numerische Instabilitäten, konnte ein Einfluss der Dehnrate auf die mechanischen Eigenschaften festgestellt werden. Der Einfluss der Dehnrate hängt dabei stark von der Anzahl schädigender Matrixelemente ab. Basierend auf diesen Ergebnissen lässt sich nicht sagen, ob die Faser-Matrix-Grenzfläche als dehnratenunabhängig angenommen werden kann. Zur finalen Beantwortung der Fragestellung müssen in einem ersten Schritt weitere Simulationen unter Nutzung größerer und gleichzeitig numerisch stabilerer Modelle durchgeführt werden. Als besonders zielführend wird in diesem Kontext die Nutzung des ebenen Dehnungszustands bewertet. Dazu muss die Elementdefinition angepasst werden und das zugrundeliegende, als VUMAT implementierte Materialmodell, angepasst werden.

7 REPRÄSENTATIVE VOLUMENELEMENTE ZUR BESCHREIBUNG DER SCHÄDIGUNG DES VERBUNDS

Bisherige Untersuchungen zur Bestimmung RVE heterogener spröder Werkstoffe zeigen eine Unterteilung des Materialverhaltens in einen linearelastischen Bereich, einen *hardening*-Bereich, in dem eine initiale Degradation der Matrix stattfindet und einen *softening*- bzw. postkritischen Bereich, in dem sich Risse im Material entwickeln und der mit dem endgültigen Materialversagen endet (vgl. Bild 7.1) [GAS07, GASV04, KNS13, MAS16, MCAP13, PBMP09, UKP17, WNAD12].

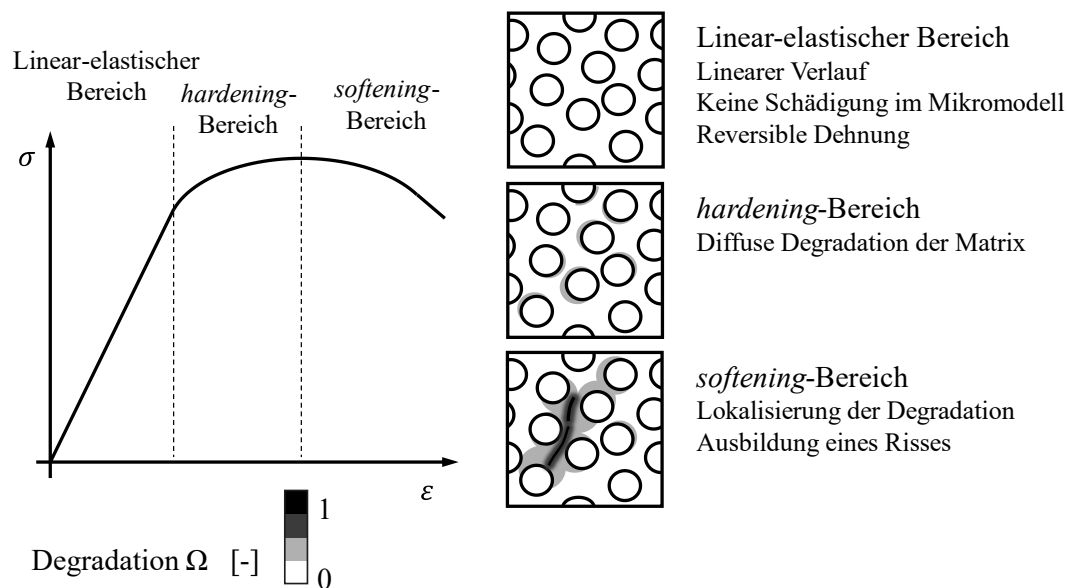


Bild 7.1: Das Materialverhalten von FVK im Allgemeinen

Figure 7.1: The material behavior of FRP in general

Die Bestimmung der Mindestgröße eines Mikromodells, ab der es repräsentative Eigenschaften besitzt und somit als ein repräsentatives Volumenelement bezeichnet werden kann, ist von besonderem Interesse. Bisher existiert keine einheitliche Definition für ein solches RVE [GAS07, MAS16]. Dabei kann nicht grundsätzlich angenommen werden, dass für einen gegebenen Werkstoff unabhängig von seinem Belastungszustand ein solches RVE existiert [GAS07]. Mit Bezug zu Bild 7.1 bedeutet dies, dass ein RVE zur Abbildung der linear-elastischen Eigenschaften des Verbunds existieren kann. Bei der Verwendung desselben Mikromodells zur Abbildung des Materialverhaltens im *softening*-Bereichs ist jedoch unklar, ob dieses Modell repräsentativ die Verbundeigenschaften abbildet. Somit ist die Existenz eines RVE für den *softening*-Bereich fraglich. Aus diesem Grund wird mit Bezug zu Kapitel 3 in diesem Kapitel die folgende forschungsleitende Frage 2.3 beantwortet:

*Existieren repräsentative Volumenelemente (RVE) zur Vorhersage des
dehnratenabhängigen Schädigungsverhaltens von FVK?*

Die gezeigten Ergebnisse basieren auf der vom Verfasser betreuten Studienarbeit [Gie22].

Zur umfänglichen Beantwortung der Frage müssen die Fragen, ob ein RVE im *softening*-Bereich des Materials existiert und welche Beeinflussung der Ergebnisse durch den Einfluss einer erhöhten Dehnrates zu tragen kommt beantwortet werden.

Um die Frage nach der Existenz eines RVE für ein bestimmtes Material beantworten zu können, ist zunächst eine eindeutige Definition für ein RVE erforderlich. In der Literatur finden sich mehrere Definitionen für ein RVE sowie verschiedene Methoden zu seiner Bestimmung. Die Definitionen beziehen sich auf heterogene Materialien, in denen Einschlüsse wie Partikel oder Fasern in einer spröden Matrix vorhanden sind [GAS07, Git06]. In der Literatur existieren für diesen Fall mehrere Definitionen eines RVE:

- Ein RVE ist ein Materialausschnitt, dessen Morphologie typisch für das durchschnittliche Werkstoffgemisch ist. Der betrachtete Ausschnitt beinhaltet genug Einschlüsse, sodass berechnete Steifigkeitswerte unabhängig von äußeren Belastungszuständen unter Berücksichtigung einer gleichmäßigen Aufprägung sind [Hil63].
- Ein Mikromodell wird als RVE bezeichnet, wenn die effektiven Eigenschaften des entsprechenden homogenisierten, makroskopischen Materialmodells mittels Mikromodell bestimmt werden. Das RVE sollte deutlich kleiner als der makroskopische Körper sein, aber groß genug sein, um genügend Informationen über die Mikrostruktur zu enthalten [Has83].
- Das RVE ist das kleinste Materialvolumenelement, unter Berücksichtigung variierender lokaler Faseranordnung, für das die Steifigkeiten konstant sind. Das homogenisierte Materialmodell ist ausreichend genau, um das makroskopische Materialverhalten dazustellen [DW96].
- Das RVE ist definiert als das Mindestvolumen einer Probe im Labormaßstab, dessen mechanische Eigenschaften repräsentativ für das abzubildende Kontinuum stehen [Mie97].
- Das RVE ist das kleinstmögliche Materialvolumen, welches ausreichend viele Mechanismen zur statistischen Beschreibung des Deformationsverhaltens besitzt. Eine Vergrößerung des Volumens führt zu keiner Veränderung der Zustandsgleichungen, die das Deformationsverhalten beschreiben [TK97].
- Das RVE ist nur in zwei Situationen eindeutig definiert: (1) Einheitszelle in einer periodischen Mikrostruktur und (2) in einem Volumen, das eine sehr große

(mathematisch unendliche) Menge mikroskopischer Elemente (z. B. Körner) enthält, das statistisch homogen ist und dass alle physikalischen Zustände erreicht werden (Ergodizität) [Ost02].

- Eine Erhöhung der Mikromodellgröße führt nicht zu wesentlichen Unterschieden in den homogenisierten Eigenschaften. Das Mikromodell ist groß genug, damit die homogenisierten Eigenschaften unabhängig von der zufälligen Morphologie sind. Seine Größe ist viel kleiner als die makroskopische Dimension [NLSS10].

Basierend auf diesen Aussagen lässt sich keine allgemeingültige quantifizierbare Definition eines RVE folgern. Es lässt sich jedoch ableiten, dass ein RVE die mikroskopische Morphologie des Werkstoffs ausreichend genau beschreiben muss und dabei wesentlich kleiner als die Makrostruktur sein muss. Des Weiteren muss das Mikromodell statistisch homogen und ergodisch sein, damit es repräsentativ ist [Git06]. Dies schlussfolgert, dass die mechanischen Eigenschaften des Mikromodells unabhängig von seinen geometrischen Dimensionen sein müssen und dass alle seine physikalischen Zustände erreicht werden können, um als RVE zu gelten.

7.1 Bestimmung repräsentativer Mikromodelle

Den obigen Definitionen folgend ist ein RVE das kleinstmögliche Mikromodell, welches die Verbundeigenschaften ausreichend genau abbildet. Eine Mindestmodellgröße kann grundsätzlich bestimmt werden, jedoch ist diese Größe nicht eindeutig definierbar. Dies resultiert aus dem Umstand, dass der Begriff *ausreichend genau* nicht näher definiert ist [DW96, Has83, NSS12], sodass die Definition einer *ausreichend genauen* Abbildung und der daraus resultierenden Größe des RVE dem Anwender obliegt.

Mit dem Ziel einer möglichst genauen Darstellung des makroskopischen Materialverhaltens von FVK mittels Mikromodell haben sich statistische Verfahren etabliert [GAS07, Git06, KFG+03]. Diese Verfahren basieren auf dem quantitativen Nachweis der ausreichend genauen Abbildungsgüte der Verbundeigenschaften mittels Mikromodell. Basierend auf der Arbeit von *Mirkhalaf et al.* [MAS16] werden zwei Kriterien zur Bewertung der Abbildungsgüte abgeleitet. Dazu werden zu jeder Mikromodellgröße k, n verschiedene Mikromodelle mit zufälliger Mikrostruktur miteinander verglichen. Das Volumenverhältnis zwischen Einschluss und Matrix ist konstant zu halten. Ein vergleichbares Vorgehen nutzen [GAS07, KFG+03].

Mirkhalaf et al. [MAS16] folgend basiert das erste Kriterium auf der Standardabweichung $S_{I_1(P)}$ (Gl. 7.1) der ersten Invarianten $I_1(P)$ des Piola-Kirchhof Spannungstensors P über n Mikromodelle der gleichen Größe k .

$$S_{I_1(P)} = \sqrt{\frac{1}{n-1} \sum_{i=1}^n (I_1^i(P) - \overline{I_1(P)})^2} \quad (\text{Gl. 7.1})$$

$$\overline{I_1(P)} = \sum_{i=1}^n \frac{I_1^i(P)}{n} \quad (\text{Gl. 7.2})$$

Es wird gefordert, dass $S_{I_1(P)}$ kleiner oder gleich dem mit τ skalierten arithmetischen Mittel $\overline{I_1(P)}$ von n Mikromodellen ist:

$$S_{I_1(P)} \leq \tau \cdot \overline{I_1(P)} \quad (\text{Gl. 7.3})$$

Der Schwellwert τ wird in den Untersuchungen von *Mirkhalaf et al.* [MAS16] zu $\tau = 10\%$ festgelegt (vgl. Bild 7.2). Das erste Kriterium gibt somit das Streuband an, innerhalb dessen sich die homogenisierten Eigenschaften von n Mikromodellen mit der Größe k befinden. Bild 7.2 zeigt schematisch das Streuband für n Mikromodelle gleicher Größe k . Es kann erkannt werden, dass bei geringen Dehnungen die Streuung der mechanischen Eigenschaften gering ist. Ein starkes Ansteigen der Streuung kann nach Erreichen der maximalen Spannung festgestellt werden. Die Begründung dafür liegt in der Lokalisierung auftretender Schädigung.

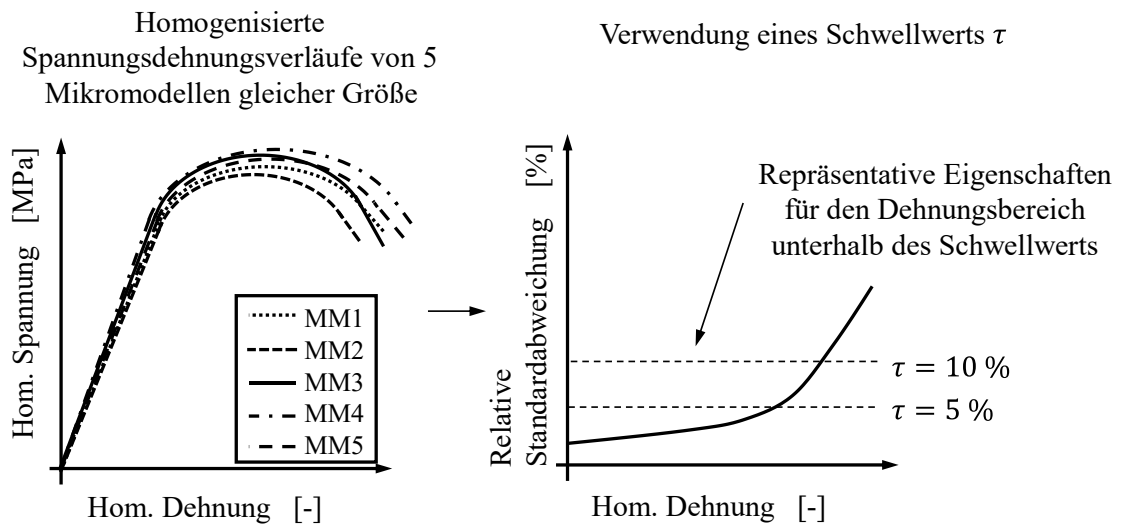


Bild 7.2: Ermittlung eines RVE; 1. Kriterium nach Mirkhalaf et al. [MAS16]

Figure 7.2: Determination of a RVE; 1st criterion according to Mirkhalaf et al [MAS16].

Das erste Kriterium bezieht sich auf die Streuung der mechanischen Eigenschaften gleichgroßer und vergleichbarer Mikromodelle bei definierter Belastung. Daraus lässt sich ableiten, dass die Abhängigkeit der mechanischen Eigenschaften von der lokalen Morphologie des Mikromodells innerhalb eines Toleranzbereichs akzeptabel ist. Dies bedeutet im Umkehrschluss, dass das ermittelte RVE das reale Materialverhalten nur innerhalb einer vom Anwender bestimmten

Genauigkeitsgrenze darstellt. Grundsätzlich kann eine gewisse Genauigkeitsgrenze nicht unterschritten werden, da RVE für zufällige (nichtperiodische) Materialien (wie z.B. FVK) mit statistisch homogenen Eigenschaften unendlich groß sind. In der Praxis wird jedoch ein endliches Mikromodell gewählt, sodass ein vom Anwender vorgegebener statistischer Fehler (Gl. 7.3) akzeptiert werden muss. Daher ist die Definition eines RVE für FVK nur sinnvoll, wenn eine statistische Fehlertoleranz gegeben ist [SAS04]. Der zulässige Fehler wird oft zu $\tau = 5\%$ oder $\tau = 10\%$ festgelegt [Git06, PBMP09, SAS04].

Die Betrachtung des Streubands der mechanischen Eigenschaften kann als notwendige Bedingung, jedoch nicht als hinreichende Bedingung angesehen werden, sodass die Definition des zweiten Kriteriums von Nöten ist. Das zweite Kriterium beschreibt die Kohärenz zwischen Mikromodellen unterschiedlicher Größen und den mechanischen Eigenschaften. Das zweite Kriterium gilt als erfüllt, wenn die Variation der mechanischen Eigenschaften in Abhängigkeit der Modellgröße unterhalb einer definierten Größe bleibt. θ beschreibt den relativen Fehler der mittleren homogenisierten Eigenschaften $\overline{I_1(P)}^k$ von n Modellen der Größe k bezogen auf die Eigenschaften der n nächstgrößeren Modelle $\overline{I_1(P)}^{k+1}$:

$$\theta [\%] = \frac{|\overline{I_1(P)}^{k+1} - \overline{I_1(P)}^k|}{\overline{I_1(P)}^{k+1}} \quad (\text{Gl. 7.4})$$

Dieser Fehler wird in der Erwartung ermittelt, dass ab einer bestimmten Mikromodellgröße der Fehler einen ausreichend geringen Wert erreicht. Ist dieser Wert erreicht, ist auch die Forderung erfüllt, dass das Verhalten des Mikromodells nicht mehr von seiner Größe abhängt. Somit erfüllen Mikromodelle der Größe k dieses Werkstoffs die Kriterien des RVE und können auch als solches bezeichnet werden (vgl. Bild 7.3). [MAS16]

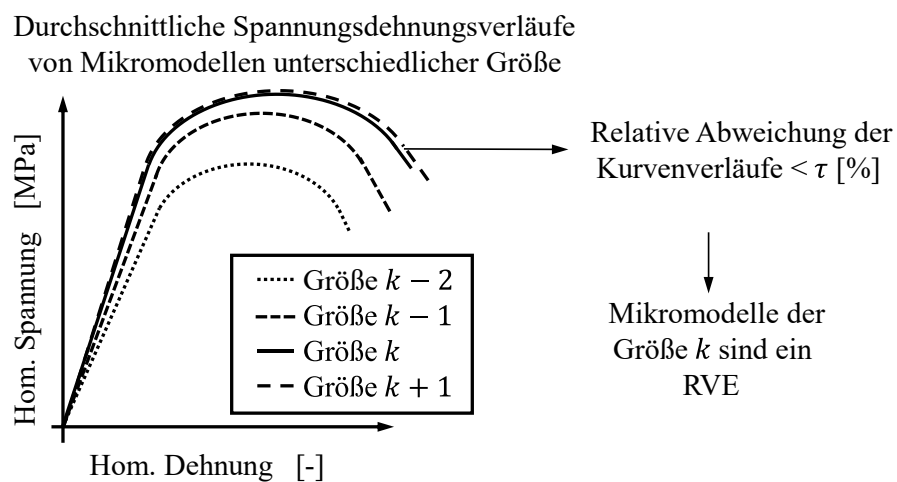


Bild 7.3: Ermittlung eines RVE; 2. Kriterium nach Mirkhalaf et al. [MAS16]

Figure 7.3: Determination of a RVE; 2nd criterion according to Mirkhalaf et al [MAS16]

Bild 7.4 zeigt den Ablauf zur Bestimmung eines RVE basierend auf [Git06, MAS16]. Im ersten Schritt wird eine minimale Mikromodellgröße definiert, sodass darauffolgend fünf bis zehn Mikromodelle derselben Größe mit lokal variierender Morphologie generiert werden [GAS07, MAS16] und belastet werden.

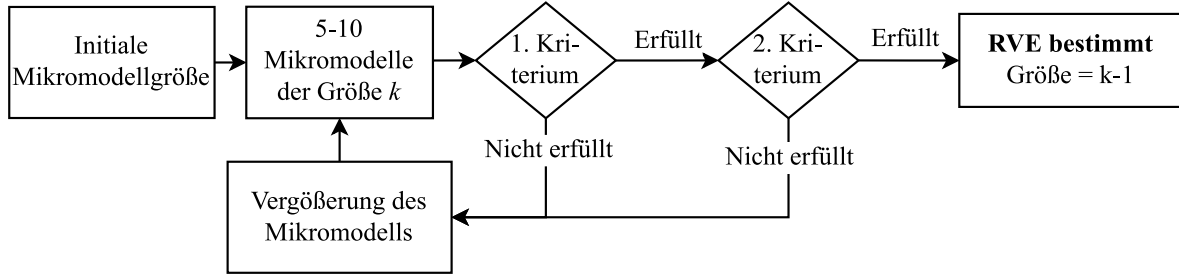


Bild 7.4: Ablaufdiagramm zur Bestimmung eines RVE

Figure 7.4: Flowchart for the determination of a RVE

Die Simulationsergebnisse werden in Form von Spannungs-Dehnungs-Verläufen mittels Methoden der Homogenisierung aufbereitet. Basierend auf diesen Daten werden die Mikromodelle hinsichtlich ihrer Repräsentativität mittels der oben eingeführten Kriterien überprüft. Die Spannungs- und Dehnungskomponenten werden volumetrisch über das gesamte Volumen V_{Y_m} des Modells gemittelt ((Gl. 7.5) und (Gl. 7.6)) nach Hill [Hil63]. σ_{ij}^{Mean} und ε_{ij}^{Mean} sind die gemittelten Einträge ij der Spannung- und Dehnungstensoren in der Mikroebene. Im Folgenden wird diese Mittelung als klassische Homogenisierung bezeichnet. Bei der diskreten Näherung ist N die Gesamtzahl der Integrationspunkte im RVE und l entspricht dem Index des l -ten Integrationspunktes. $V_{Y_m}^l$ ist das Volumen am Integrationspunkt, während σ_{ij}^l und ε_{ij}^l die lokale Spannung bzw. Dehnung sind:

$$\sigma_{ij}^{Mean} = \frac{1}{V_{Y_m}} \int_{Y_m} \sigma_{ij}(x, y, z) dV_{Y_m} \approx \frac{1}{V_{Y_m}} \sum_{l=1}^{N_m} \sigma_{ij}^l V_{Y_m}^l \quad (Gl. 7.5)$$

$$\varepsilon_{ij}^{Mean} = \frac{1}{V_{Y_m}} \int_{Y_m} \varepsilon_{ij}(x, y, z) dV_{Y_m} \approx \frac{1}{V_{Y_m}} \sum_{l=1}^{N_m} \varepsilon_{ij}^l V_{Y_m}^l \quad (Gl. 7.6)$$

Neben dem hier gezeigten Vorgehen existieren einige Abwandlungen. In [GASV04, Vin01] wird das E-Modul in Abhängigkeit der Inklusionsanzahl genutzt, um das RVE zu definieren. Darüber hinaus wird die dissipierte Bruchenergie als Kriterium genutzt [KGM09, NLSS10, PHS22b, PHS22a, SAS04, ST12]. Die Bruchenergie G_f ist als Fläche unter der Kurve im homogenisierten Spannungs-Dehnungs-Diagramm des RVE definiert:

$$G_f = \int_a^b \sigma_{ij}^{Mean} d\varepsilon_{ij}^{Mean} \quad (Gl. 7.7)$$

[GAS07, PBMP09] weisen die Existenz eines RVE im *hardening*-Bereich von spröden Werkstoffen mit zufälliger Mikrostruktur nach. Im Vergleich zum *linearen*-Bereich bewegen sich die homogenisierten Verläufe innerhalb eines größeren Streubandes. Die Autoren verallgemeinern, dass ein RVE im *hardening*-Bereich um den Faktor 8-10 größer sein muss [PBMP09].

Im Vergleich dazu ist es mit der klassischen Homogenisierung nicht möglich, ein RVE im *softening*-Bereich zu bestimmen [GAS07, KNS13, NLSS10, PHS22b, PHS22a, ST12, UKP17]. Bedingt durch die Lokalisierung der Schädigung zeigt sich auch bei steigender Mikromodellgröße keine Verringerung der Fehler basierend auf Kriterium eins und zwei, sodass ein Divergieren der Spannungs-Dehnungs-Verläufe bestehen bleibt. Ferner führt dies zu einer erhöhten Streuung der Ergebnisse bei der Berechnung der dissipierten Bruchenergie G_f [NLSS10, PHS22b, PHS22a]

7.1.1 Failure Zone Averaging

Zur objektiven Beschreibung des Versagensverhaltens von FVK kann die klassische Homogenisierung nach *Hill* nicht verwendet werden, sodass alternative Lösungsansätze entwickelt werden müssen. *Gitmann* [Git06] koppelt bei der Multi-Skalensimulation die Mikromodellgröße mit der Elementgröße der Mesoebene zur Beschreibung des Materialverhaltens bei lokalisierender Schädigung.

Nguyen et al. [NLSS10] präsentieren eine angepasste Homogenisierungsmethode zur Eigenschaftsermittlung im *softening*-Bereich. Im Vergleich zur klassischen Homogenisierung nach *Hill* beschränkt sich die Menge zu homogenisierender Elemente auf das Volumen der aktiv schädigenden Elemente. Abgeleitet von dieser Definition wird die Methode als *failure zone averaging* (FZA) bezeichnet. Ein vergleichbares Vorgehen – Beschränkung auf aktiv schädigende Elemente – findet sich in folgenden Arbeiten [DKU06, PHA07, VRGB10] wieder. *Verhoosel et al.* [VRGB10] zeigen unter Verwendung der Bruchenergie bei der Homogenisierung, dass das mesoskopische Verhalten unabhängig von der Mikromodellgröße ist. Dem FZA-Verfahren liegt die Definition der zu homogenisierenden (Element-)Menge Y zugrunde, sodass ausschließlich über die aktiv schädigende Menge Y_d des Modells homogenisiert wird. Dieser Bereich zeichnet sich durch eine Zunahme der Schädigungsvariable Ω entsprechender aus (vgl. Bild 7.5):

$$Y_d = \{X \in Y_m \mid \Omega(x) > 0, f(x) = 0\} \quad (Gl. 7.8)$$

Weiter muss die Bedingung erfüllt sein, dass die Dehnung des Elements im betrachteten Zeitinkrement zu keinem früheren Zeitpunkt größer ist ($f(x) = 0$) [NSS12].

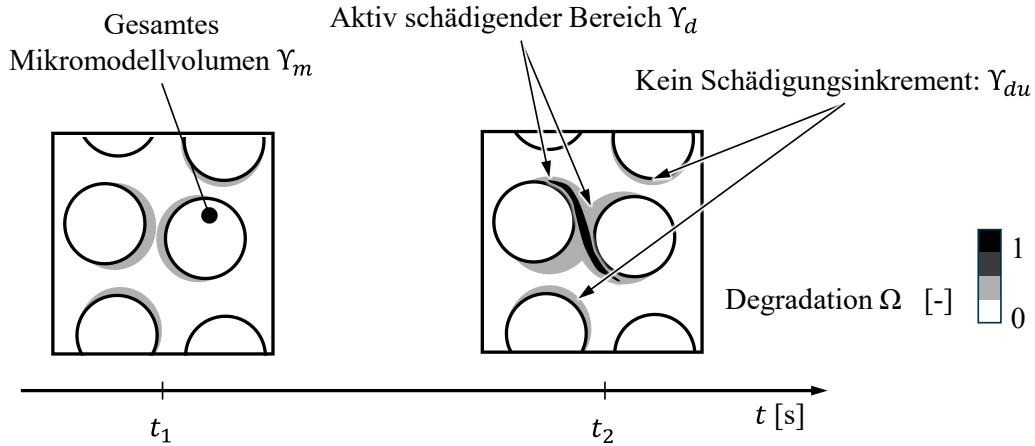


Bild 7.5: Darstellung des aktiv schädigenden Bereichs

Figure 7.5: Representation of the actively damaging area

Poggenpohl et al. [PHS22a, PHS22b] modifizieren die Definition der zu homogenisierenden Menge, sodass nur die Zunahme der Schädigungsvariable Ω in einem Zeitinkrement als Kriterium dient:

$$Y_d = \{X \in Y_m \mid \dot{\Omega}(x) > 0\} \quad (\text{Gl. 7.9})$$

Analog zu (Gl. 7.5) und (Gl. 7.6) lassen sich die mittels FZA gemittelte Spannung und Dehnung wie folgt ausdrücken. Im Vergleich zur klassischen Homogenisierung wird über eine reduzierte Menge gemittelt:

$$\sigma_{ij}^{FZA} = \frac{1}{V_{Y_d}} \int_{Y_d} \sigma_{ij}(x, y, z) dV_{Y_d} \approx \frac{1}{V_{Y_d}} \sum_{k=1}^{N_d} \sigma_{ij}^k V_{Y_d}^k \quad (\text{Gl. 7.10})$$

$$\varepsilon_{ij}^{FZA} = \frac{1}{V_{Y_d}} \int_{Y_d} \varepsilon_{ij}(x, y, z) dV_{Y_d} \approx \frac{1}{V_{Y_d}} \sum_{k=1}^{N_d} \varepsilon_{ij}^k V_{Y_d}^k \quad (\text{Gl. 7.11})$$

Nguyen et al. vergleichen in ihrer Arbeit die berechnete Bruchenergie basierend auf dem FZA und der klassischen Homogenisierung von verschiedenen Mikromodellen mit spröder Matrix und kreisförmigen Einschlüssen. Die Autoren zeigen, dass die Ergebnisse der Bruchenergie basierend auf der FZA wesentlich weniger von der Mikromodellgröße abhängt als bei der klassischen Homogenisierung. Mit Hilfe des FZA konnten Nguyen et al. die Existenz eines RVE im *softening*-Bereich eines spröden Materials mit kreisförmigen, zufällig verteilten Inklusionen nachweisen. Die Autoren schlussfolgern, dass das FZA eine geeignete Methode ist, mittels derer repräsentative Eigenschaften am Mikromodell abgeleitet werden können. Weitere Untersuchungen [PHS22a, PHS22b, ST12] kommen zu vergleichbaren Ergebnissen.

Der obigen Definition des FZA folgend, kann das FZA nur nach Eintreten erster Schädigung angewendet werden. Für eine vollständige Beschreibung des homogenisierten Materialverhaltens müssen folglich mehrere Methoden kombiniert werden [NSS12].

7.2 Modellaufbau

Zum Aufbau der Mikromodelle wird ein bestehendes Skript zur Erstellung der Faserverteilungen nach dem *Random Sequentiell Expansion* Algorithmus genutzt. Der angestrebte Faservolumengehalt φ liegt bei 50 %. Bild 7.6 zeigt die Modellgrößen. Die Kantenlängen der Mikromodelle ist in Abhängigkeit der Inklusionsgröße dargestellt.

Nach der Erzeugung der Geometrie werden die Mikromodelle mit einem tetraedrisch-dominierten *Mesh* vernetzt und die CPE4R Formulierung für die Elementdefinition des ebenen Verzerrungszustands genutzt. Im Vergleich zu Kapitel 6 wurde das Materialmodell weiterentwickelt, sodass der ebene Verzerrungszustand angewendet werden kann. Dies resultiert in einer erheblich reduzierten Rechenzeit (Faktor 10). Diese Weiterentwicklung erlaubt die Berechnung großer Modelle (vgl. Bild 7.6). Das Modell nutzt periodische Randbedingungen. Die Aufprägung der Verschiebung erfolgt analog zu Kapitel 6. Die Faser wird als linear-elastisch und orthotrop modelliert (vgl. Tabelle 12.12). Das genutzte Materialmodell entspricht dem Modell aus Kapitel 6.1 unter Nutzung isotroper Schädigung. Im Gegensatz zu Kapitel 6 wird der Sprödigkeitswert zu $m = 0,02$ angenommen. Der Wert der maximalen Degradation, der in bisherigen Studien [MRKH20] mit dem vorliegenden Materialmodell aus Stabilitätsgründen als $\Omega_{max} = 0,85$ gewählt wurde, wird in diesem Kapitel zu $\Omega_{max} = 0,99$ angenommen. Die Verwendung des ebenen Dehnungszustandes führt zu einer robusteren Berechnung der Modelle, sodass eine größere maximale Schädigung verwendet werden kann. Bedingt durch die Annahme von $\Omega_{max} = 0,99$ können weiterhin Kräfte über den Riss hinweg übertragen werden. Nachfolgende Ergebnisse beziehen sich daher auf das Zeitintervall vom Start der Belastung bis zum Erreichen einer durchgehenden Rissfront im Modell. In Vorarbeiten wurde die Verwendung von Massenskalierung evaluiert, mit dem Ziel die Rechenzeit der Modelle zu reduzieren. Grundlagen zur Massenskalierung sind [URL22] zu entnehmen. Tabelle 12.13 zeigt die verwendeten Werte der Massenskalierung.

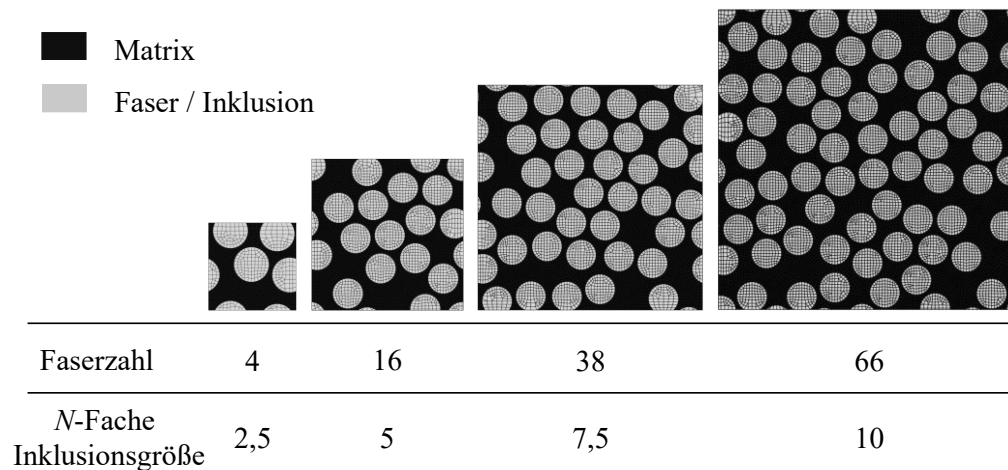


Bild 7.6: Übersicht der verwendeten Mikromodelle zur Findung eines RVE

Figure 7.6: Overview of the micromodels used to find a RVE

7.3 Bestimmung eines RVE für das postkritische Materialverhalten mittels FZA

Im vorliegenden Kapitel wird bei einer Dehnrates von $\dot{\epsilon} = 100 \text{ 1/s}$ das kleinste repräsentative Mikromodell zur Abbildung des Materialverhaltens bis zum finalen Versagen des Materials bestimmt. Dazu werden in einem ersten Schritt die Ergebnisse der klassischen Homogenisierung mit den Ergebnissen der FZA-Methode verglichen (vgl. Kapitel 7.3.1). Basierend auf diesen Ergebnissen wird die resultierende Größe des RVE bestimmt (vgl. Kapitel 7.3.2). Neben der in Kapitel 7.1 (vgl. Bild 7.4) aufgezeigten Methode wird in Anlehnung an *Nguyen et al.* [NLSS10] die dissipierte Energie G_f des Modells zur Bewertung der Repräsentativität herangezogen.

7.3.1 Klassische Homogenisierung und *Failure Zone Averaging* im Vergleich

Im Folgenden sollen die klassische Homogenisierung und FZA (Kapitel 7.1) bei konstanter Dehnrates und variierender Modellgröße verglichen werden. Zu jeder Modellgröße werden fünf Modelle mit unterschiedlicher Fasernordnung (lokaler Morphologie) berechnet. Die Größe der Modelle wird in Anlehnung an Kapitel 7.1 erhöht, bis ein Modell als repräsentativ angesehen werden kann. Basierend auf Voruntersuchungen werden Modelle mit bis zu 66 Fasern betrachtet. Im Folgenden werden die Ergebnisse mit aufsteigender Mikromodellgröße diskutiert. Bild 7.7 zeigt die Ergebnisse der Berechnungen. Die Ergebnisse der klassischen Homogenisierung werden im Folgenden Spannungs-Dehnungsverläufe genannt. Bei den Ergebnissen aus der FZA wird auf die genutzte Homogenisierung hingewiesen.

Die Spannungs-Dehnungs-Verläufe bei Modellen mit vier Fasern unterliegen einer sichtbaren Streuung und einer steigenden Divergenz der Verläufe mit steigender Dehnung. Schon im linear-elastischen Bereich des Verbunds zeigt sich eine Streuung der initialen Steifigkeit. Die

Ergebnisse zeigen einen charakteristischen Abfall am Ende des linearen Bereichs bei ca. $\varepsilon = 0,03$. Dieser Abfall ist auf die Schädigungsinitiierung im Modell zurückzuführen und hängt stark mit dem kürzesten Faserabstand in Belastungsrichtung zusammen. In besonders kleinen Modellen ist dieser Effekt besonders ausgeprägt, da hier das einzelne Schadensereignis einen großen Einfluss auf das Deformationsverhalten des gesamten Modells hat. Im Kontrast zu diesen Ergebnissen stehen die Ergebnisse des FZA (vgl. Bild 7.7 rechts). Die berechneten Dehnungen (vgl. (Gl. 7.11)) sind um eine Größenordnung größer als die der klassischen Homogenisierung. Dieser Umstand erklärt sich durch die Tatsache, dass beim FZA ausschließlich über degradierte Elemente gemittelt wird. Da diese Elemente bereits geschädigt sind, müssen diese Elemente eine wesentlich größere Dehnung als ungeschädigte Elemente erfahren. Diese Erkenntnis steht in Einklang mit der Literatur [NLSS10, PHS22a, PHS22b]. Darüber hinaus lässt sich erkennen, dass die Verläufe nicht gegen Null konvergieren. Dies steht im Kontrast zu den Ergebnissen von *Nguyen et al.* [NLSS10] und *Poggenpohl et al.* [PHS22a, PHS22b]. Beide Untersuchungen zeigen, dass die mittels FZA berechneten Verläufe gegen Null streben und die Kurven in guter Näherung übereinander liegen. Dieser Unterschied kann sich durch die Rissentwicklung im Modell erklären. Bedingt durch die Verwendung eines spröden Materials kommt es zu einer schlagartigen Degradation des Materials. Dies führt dazu, dass die Menge der aktiv schädigenden Elemente klein ist. Somit hängen die berechneten Spannungen und Dehnungen unter Verwendung der FZA von einer kleinen zugrundeliegenden Menge ab. Unter Berücksichtigung von Ω_{max} kann festgehalten werden, dass mit Hilfe der vorliegenden Modelle keine Konvergenz der Verläufe basierend auf der FZA gegen Null realisiert werden kann. Darüber hinaus weist *Nguyen et al.* keine Untergrenze für das FZA nach. Die vorliegenden Ergebnisse mit einer Modellgröße von vier Fasern sprechen dagegen für eine Untergrenze der Modellgröße im Rahmen der Betrachtung mittels FZA.

Die Erhöhung der Modellgröße zeigt, dass die aus der geringen Mikromodellgröße resultierenden Effekte bei vier Fasern bei 16 Fasern abgeschwächt und bei 38 Fasern nicht mehr zu erkennen sind. Eine Streuung der Steifigkeit ist kaum erkennbar. Das Abknicken der Verläufe bei $\varepsilon = 3\%$ zeigt sich nicht mehr bei allen verwendeten Mikromodellen mit 16 Fasern. Dies zeigt, dass trotz fünffacher Mikromodellgröße im Vergleich zu vier Fasern die lokale Morphologie des Modells Einfluss auf die Ergebnisse hat. Die mittels FZA gemittelten Verläufe liegen im post-kritischen Bereich innerhalb eines geringen Streubands. Die Ergebnisse stehen in guter Übereinstimmung mit den Ergebnissen aus der Literatur [NLSS10].

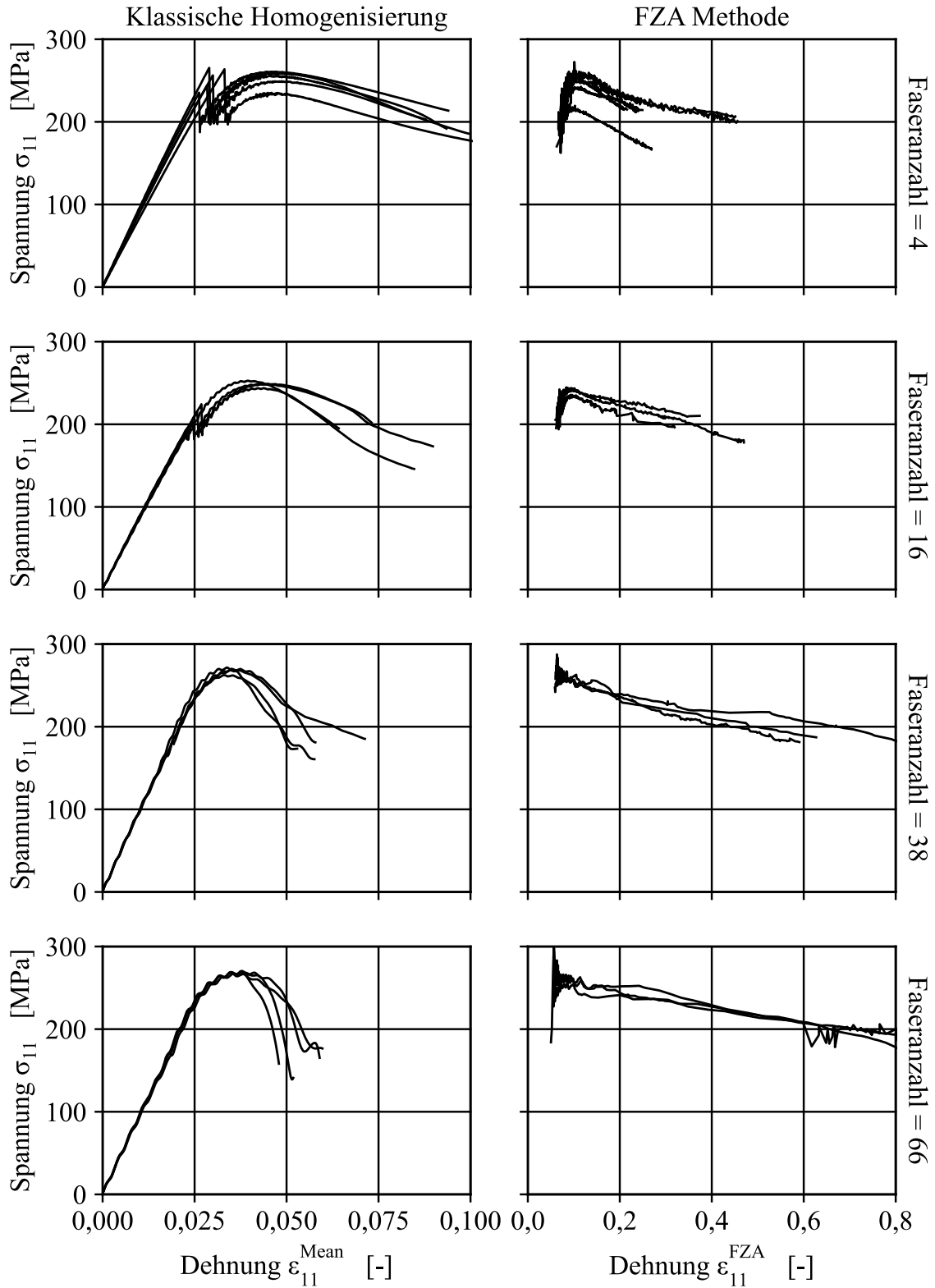


Bild 7.7: Spannungs-Dehnungs-Verläufe der Homogenisierungsmethoden im Vergleich in Abhängigkeit der Modellgröße (Faseranzahl) bei $\dot{\epsilon} = 100 \text{ s}^{-1}$

Figure 7.7: Stress-strain curves of the homogenization methods compared as a function of model size (number of fibers) at $\dot{\epsilon} = 100 \text{ s}^{-1}$

Mit steigender Mikromodellgröße kann darüber hinaus eine überlagerte höherfrequente Schwingung festgestellt werden. Die Schwingung kann vor allem bei Modellen mit 38 und 66 Fasern im prä-kritischen Bereich erkannt werden. Die Überlagerung dieser Schwingung führt vor allem bei der Betrachtung mittels FZA zu Unstetigkeiten. Bedingt durch die Mittelung der Größen über ein kleineres Volumen zeigen sich diese Schwingungen in den Ergebnissen der FZA besonders deutlich. Dies führt zu Unstetigkeiten bei der Berechnung der Bruchenergie im Bereich bis $\varepsilon_{11}^{FZA} = 0,1 \%$

7.3.2 Diskussion zur Größe des repräsentativen Volumenelements

Basierend auf den gezeigten Spannungs-Dehnungs-Verläufen soll im Folgenden die Größe repräsentativer Modelle im prä- sowie postkritischen Bereich definiert werden. Ergänzend zu den Ergebnissen aus Kapitel 7.3.1 werden die Streubänder der Spannungs-Dehnungs-Verläufe der klassischen Homogenisierung in Bild 7.8 und die auf Bild 7.7 basierenden berechneten Bruchenergien G_f beider Homogenisierungsverfahren in Bild 7.9 dargestellt.

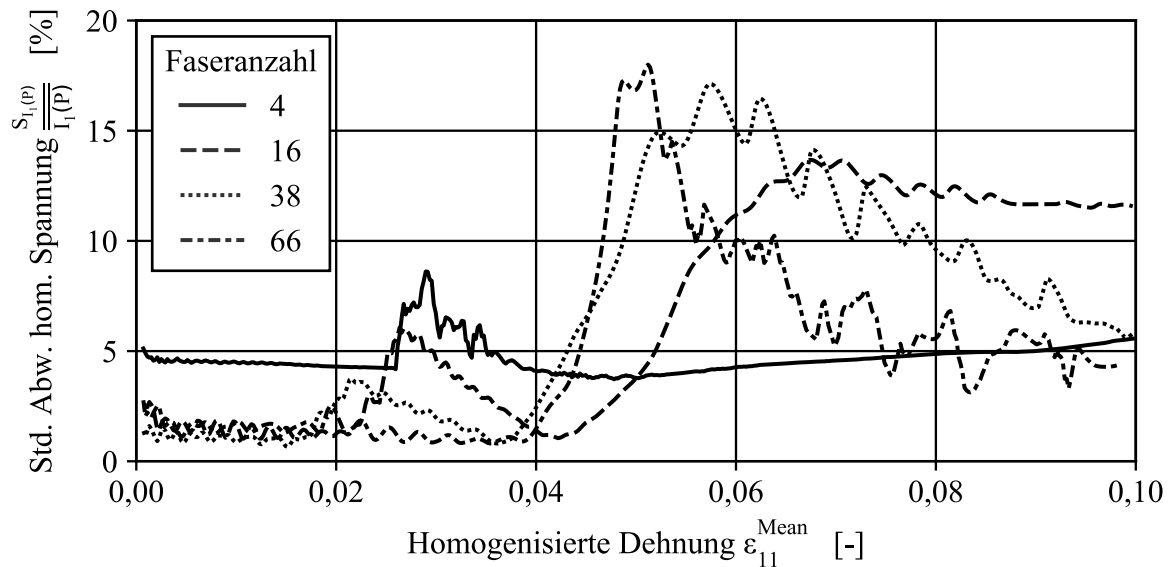


Bild 7.8: Vergleich der Streubänder des Spannungs-Dehnungs-Verhalten basierend auf der klassischen Homogenisierung verschiedener Mikromodellgrößen

Figure 7.8: Comparison of scatter bands of stress-strain behavior based on classical homogenization of different micromodel quantities.

Zunächst wird die Existenz und Größe eines RVE im präkritischen Bereich diskutiert. Dieser Bereich umfasst den linearen und *hardening*-Bereich des Verbunds. Basierend auf dem ersten Kriterium kann festgestellt werden, dass alle berechneten Modelle die Grenze von $\tau = 10 \%$ (vgl. [SAS04]) bis zu einer Dehnung von $\varepsilon_{11}^{Mean} = 0,04$ unterschreiten (vgl. Bild 7.8). Bei Verringerung der Schwelle auf $\tau = 5 \%$ (vgl. [Git06, PBMP09]) zeigt sich, dass Modelle ab einer Größe von 38 Fasern das Kriterium erfüllen. Darüber hinaus wurde in Kapitel 7.3.1

festgestellt, dass die Morphologie der Modelle bei vier und 16 Fasern einen signifikanten Einfluss auf die homogenisierten Ergebnisse hat. Aus diesem Grund sind die Modelle mit vier und 16 Fasern als nicht repräsentativ anzusehen. Dem 2. Kriterium folgend ist das RVE das kleinste repräsentative Mikromodell. Bezugnehmend zu Bild 7.8 kann festgestellt werden, dass die Ergebnisse der Modelle mit 38 und 66 Fasern nur im geringen Maße voneinander verschieden sind. Somit ergibt sich eine Modellgröße von 38 Fasern für das RVE im präkritischen Bereich. Diese Erkenntnis deckt sich mit den Ergebnissen von *Gonzales und LLorca* [GL07] für den linearen Bereich des Materials.

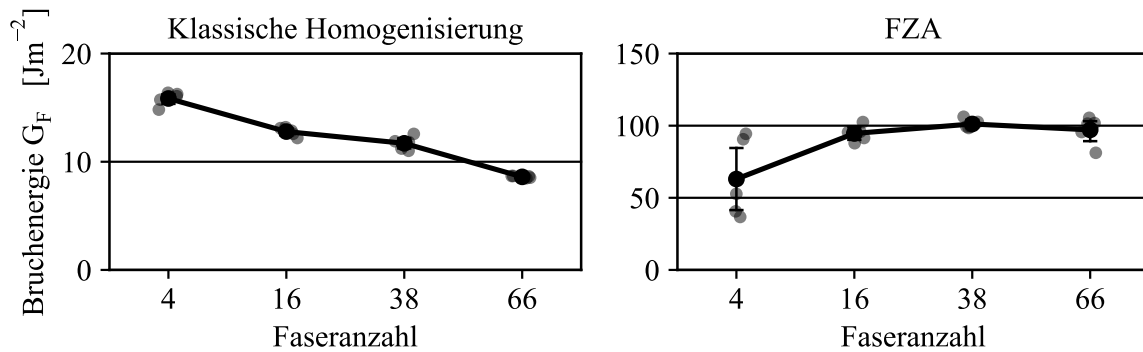


Bild 7.9: Resultierende Bruchenergie der Homogenisierungsmethoden in Abhängigkeit der Modellgröße bei $\dot{\epsilon} = 100s^{-1}$

Figure 7.9: Resultant fracture energy of homogenization methods as a function of model size at $\dot{\epsilon} = 100s^{-1}$

Bild 7.8 zeigt weiterhin, dass basierend auf der klassischen Homogenisierung kein RVE für den postkritischen Bereich ($\epsilon_{11}^{Mean} > 0,04$) gefunden werden kann, da selbst für Modelle mit 66 Fasern die Streuung der Verläufe weit über der Schwelle τ liegen.

Zur Betrachtung des gesamten Materialverhaltens wird im Folgenden der postkritische Bereich betrachtet. Die Existenz eines RVE wird in Analogie zu [NLSS10, PHS22a, PHS22b] mithilfe der berechneten Bruchenergie G_f basierend auf den Spannungs-Dehnungs-Verläufen berechnet. Die Berechnung von G_f wirft die Frage nach der Wahl der Integrationsgrenzen auf. Sowohl *Nguyen et al.* [NLSS10] als auch *Poggenpohl et al.* [PHS22b] nutzen verschiedene Methoden zur Bestimmung der Integrationsgrenzen. Die Wahl der Integrationsgrenzen dieser Arbeit findet analog zu [PHS22b] statt. Daraus resultierten die Integrationsgrenzen für die Berechnung der Bruchenergie basierend auf der klassischen Homogenisierung zu $\epsilon = [0; 0,06]$ und basierend auf der FZA zu $\epsilon = [0; 0,5]$.

Analog zu den Ergebnissen des Streubandes (vgl. Bild 7.8) zeigt auch G_f eine Abhängigkeit von der Mikromodellgröße (vgl. Bild 7.9). Somit sinkt die Bruchenergie in Abhängigkeit der Modellgröße für den klassischen Homogenisierungsansatz. Diese Erkenntnis findet sich in den Arbeiten von *Nguyen et al.* und *Poggenpohl et al.* wieder. Im Kontrast dazu stehen die

Ergebnisse der FZA. Hier zeigt sich ein Konvergieren der Bruchenergie gegen den Wert $G_f = 100 \text{ Jm}^{-2}$ für Modelle mit mehr als oder gleich 16 Fasern. Dies steht ebenso in Übereinkunft mit den Ergebnissen von *Nguyen et al.* und *Poggenpohl et al.* Bei der Betrachtung der Beträge von G_f basierend auf der klassischen Homogenisierung und FZA zeigt sich ein Unterschied von einer Größenordnung. Dieser Unterschied ist im betrachteten Volumen begründet. Da bei der FZA ausschließlich geschädigte Elemente betrachtet werden, ist das betrachtete Volumen folglich kleiner und somit sind die resultierenden Energien größer.

Basierend auf *Nguyen et al.* kann geschlussfolgert werden, dass für die Betrachtung des postkritischen Bereichs von FVK unter fasersenkrechter Zugbelastung bei $\dot{\epsilon} = 100 \text{ s}^{-1}$ ein RVE existiert. Unter Inbezugnahme der Streuung der Bruchenergie des Modells mit vier Fasern lässt sich im Gegensatz zu *Nguyen et al.* sagen, dass eine untere Schranke der RVE-Größe vorhanden sein muss.

Angemerkt sei, dass die gezeigten Ergebnisse durch die Verwendung von periodischen Randbedingungen beeinflusst sind. Die Verwendung von periodischen Randbedingungen führt zu einer künstlichen Erhöhung der Rissdichte im Material, da sich die Rissfront über die Modellränder hinweg selbst beeinflusst. Zur Vermeidung dieser Beeinflussung kann auf die Verwendung von periodischen Randbedingungen verzichtet werden. Dies hat jedoch eine wesentliche Erhöhung der Modellgröße zur Folge [MAS16, SC12].

7.4 Einfluss der Dehnrates auf die Größe repräsentativer Mikromodelle

In Kapitel 7.3 konnte die Existenz eines RVE im postkritischen Bereich unter fasersenkrechter Zugbelastung bei $\dot{\epsilon} = 100 \text{ s}^{-1}$ nachgewiesen werden. Basierend auf diesem Ergebnis soll im Folgenden der Einfluss der Dehnrates auf die mechanischen Eigenschaften des 38-Faser RVE untersucht werden. Dazu werden Untersuchungen bei Dehnrates von $\dot{\epsilon} = [0,001 \text{ s}^{-1}; 1 \text{ s}^{-1}; 10 \text{ s}^{-1}; 100 \text{ s}^{-1}; 3800 \text{ s}^{-1}]$ durchgeführt. Das Vorgehen ist analog zu Kapitel 7.3, sodass zunächst die Ergebnisse basierend auf der klassischen Homogenisierung und dann der FZA-Methode vorgestellt werden. Anschließend wird die berechnete Bruchenergie G_f betrachtet.

Bild 7.10 zeigt die homogenisierten Spannungs-Dehnungsverläufe in Abhängigkeit der Dehnrates. Die Verläufe zeigen das Materialverhalten, bis das Modell durch eine durchgehende Rissfront unterteilt wird. Bei der Betrachtung des *linearen*-Bereichs bis zum Eintreten erster Schädigung zeigen sich für alle Berechnungen außer bei $\dot{\epsilon} = 3800 \text{ s}^{-1}$ keine Auffälligkeiten in den Verläufen. Diese Beobachtung wird durch Bild 7.11 komplementiert. Bild 7.11 zeigt die Standardabweichung der homogenisierten Spannung innerhalb der Berechnungen zu jeder Dehnrates über die Dehnung des Modells. Es zeigt sich, dass die Abweichung bis $\epsilon_{11}^{Mean} \sim 0,02$

bei unter 3 % liegen. Die Ergebnisse zeigen eine erwartete Versteifung (vgl. [TYG05]) des Materials in Abhängigkeit der Dehnrates. Bezugnehmend zum ersten Kriterium kann gesagt werden, dass mit Ausnahme von $\dot{\varepsilon} = 3800 \text{ s}^{-1}$ die Ergebnisse als repräsentativ anzusehen sind.

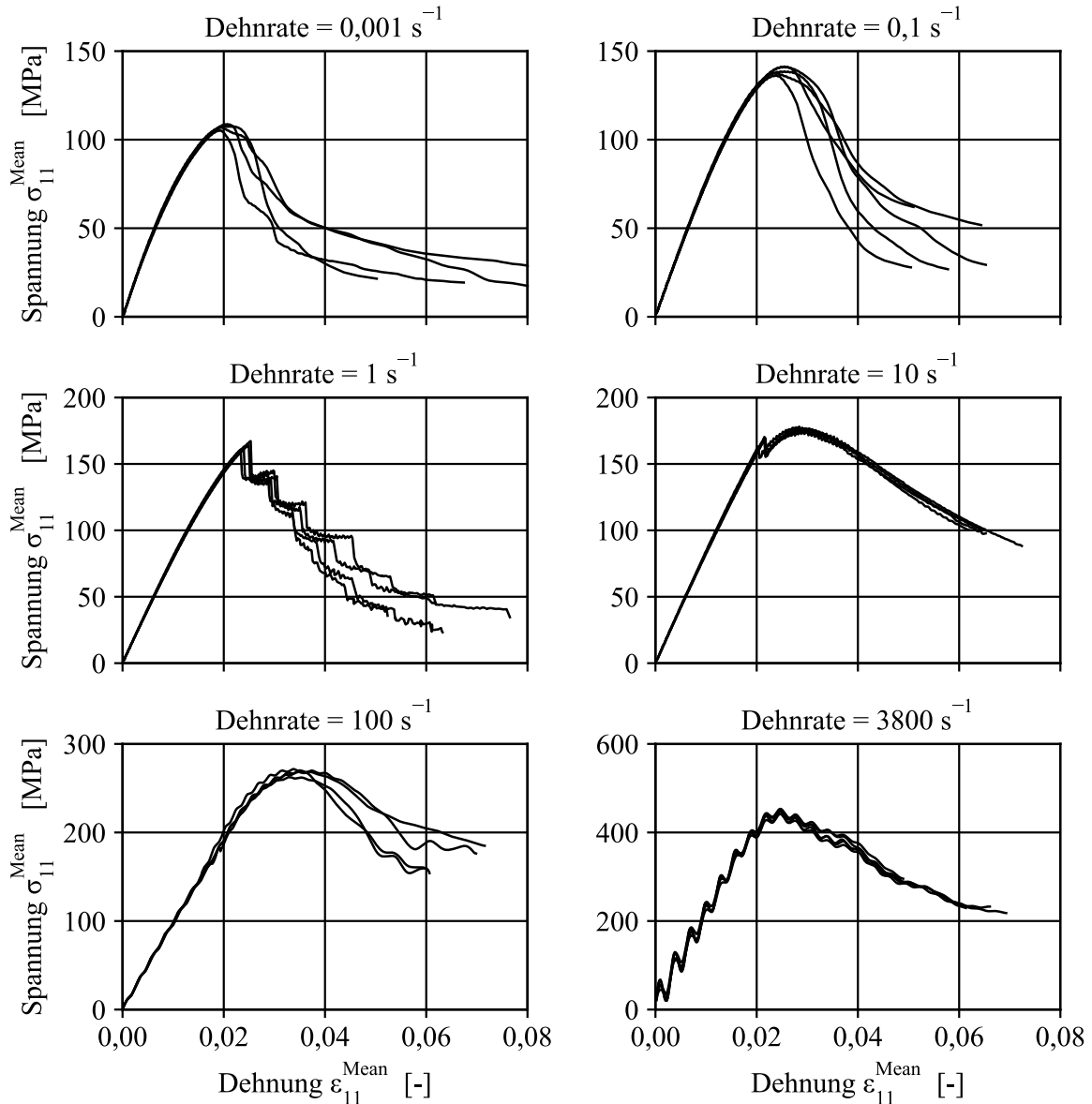


Bild 7.10: Spannungs-Dehnungs-Verläufe der klassischen Homogenisierung in Abhängigkeit der Dehnrates

Figure 7.10: Stress-strain curves of classical homogenization as a function of strain rate

Im *hardening*-Bereich zeigen sich weniger konsistente Ergebnisse. Grundsätzlich zeigt sich im Bereich $\varepsilon = [0,02; 0,035]$ für alle Dehnrates außer $\dot{\varepsilon} = 3800 \text{ s}^{-1}$, dass die Streuung der Ergebnisse unter der in der Literatur [Git06, MAS16, PBMP09, SAS04] verbreiteten Schranke von unter 5 % bzw. 10 % liegen. Jedoch zeigen die Ergebnisse bei $\dot{\varepsilon} = 1 \text{ s}^{-1}$ und $\dot{\varepsilon} = 10 \text{ s}^{-1}$ ein starkes Abknicken der Verläufe. Dieses Verhalten wurde schon in den Untersuchungen in Kapitel 7.3 bei Mikromodellen kleiner Faseranzahl aufgezeigt. Vor allem bei $\dot{\varepsilon} = 1 \text{ s}^{-1}$ ist das

stufenförmige Schädigungsverhalten durch eine resonanzähnliche Interaktion zu Beschreiben. Dies bedeutet, dass die Entwicklung der Schädigung mit dem Eigenschwingungsverhalten des Modells interagiert. Dies schlussfolgert, dass das gewählte Modell nicht unabhängig von der Dehnrates als repräsentativ anzusehen ist. Daraus leitet sich ab, dass die dehnratenabhängige Variation der Materialeigenschaften der Matrix groß genug ist, um die Mikromodellgröße eines RVE zu beeinflussen.

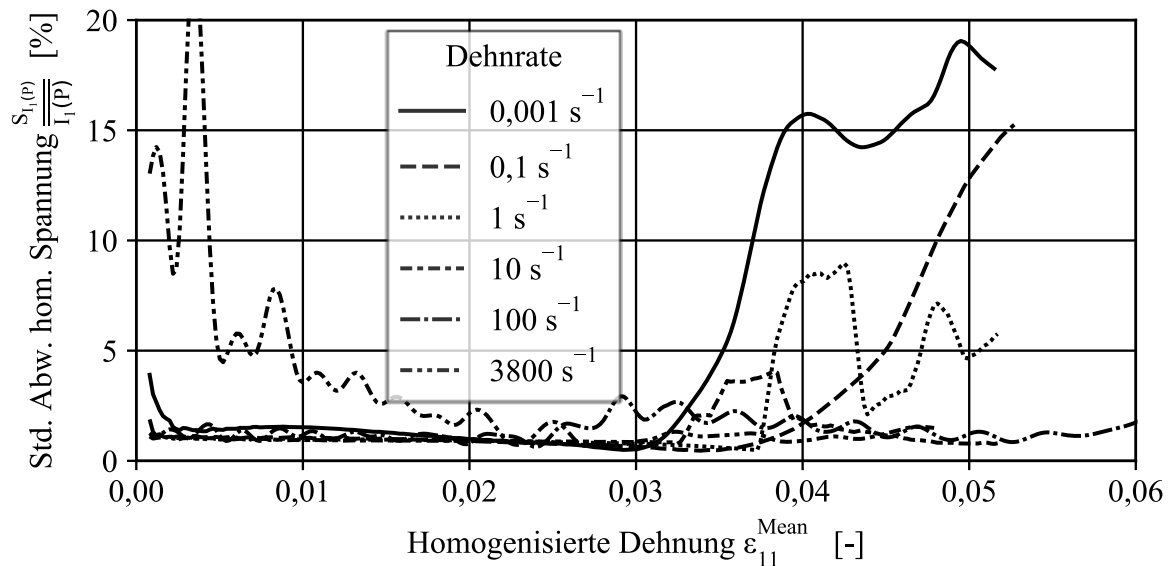


Bild 7.11: Vergleich der Streubänder des Spannungs-Dehnungs-Verhalten basierend auf der klassischen Homogenisierung bei verschiedenen Dehnrates

Figure 7.11: Comparison of stress-strain behavior scatter bands based on classical homogenization at different strain rates

Bei der Betrachtung der Ergebnisse bei $\dot{\epsilon} = 3800 \text{ s}^{-1}$ zeigt sich eine ausgeprägte überlagerte Schwingung (vgl. Bild 7.10). Die beobachtete Schwingung lässt sich auf die Trägheit des Systems und die Ausbreitungsgeschwindigkeit mechanischer Wellen im Material zurückführen. Bedingt durch die hohe Geschwindigkeit der Lasteinleitung über die Referenzpunkte (vgl. Bild 6.5) in Kombination mit der Massenträgheit des Systems kommt es zu einer Überhöhung der Belastung im Bereich des Lasteintrags und das Modell durchläuft eine Spannungswelle. Bild 7.12 zeigt diesen Effekt. Es zeigt sich ein ausgeprägter Dehnungsgradient über dem Modell (vgl. Bild 7.12 links). Dies führt zum einen zur Schädigung von Elementen bei $\epsilon_{11}^{Mean} < 0,02$ im linearen Bereich des Materials (vgl. Bild 7.12 rechts), aber auch zur beobachteten Schwingung der Spannungs-Dehnungs-Verläufe.

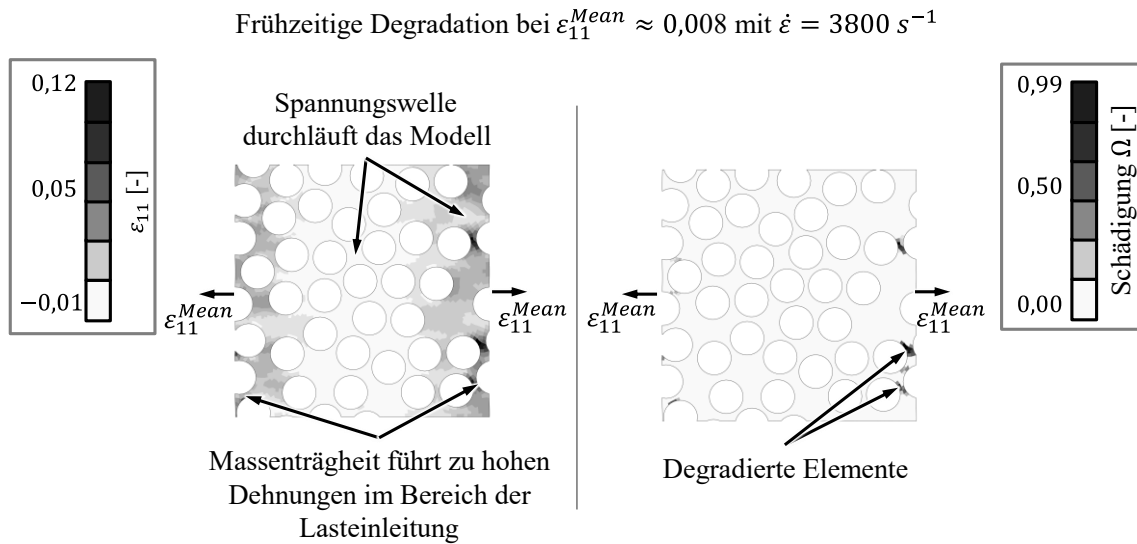


Bild 7.12: Verformungsverhalten des Modells bei $\dot{\varepsilon} = 3800 \text{ s}^{-1}$

Figure 7.12: Deformation behavior of the model at $\dot{\varepsilon} = 3800 \text{ s}^{-1}$

Die Ausbreitungsgeschwindigkeit c elastischer Wellen in isotropen Festkörpern ist eine Funktion der Dichte ρ , E-Modul E sowie Querkontraktionszahl ν [MMD03]:

$$c = \sqrt{\frac{E(1 - \nu)}{\rho(1 - \nu - 2\nu^2)}} \quad (\text{Gl. 7.12})$$

Somit bestimmen die mechanischen Eigenschaften des Materials die Geschwindigkeit der Informationsausbreitung im Modell. Dies bedeutet, dass bei sehr hohen Belastungsgeschwindigkeiten die Modellgröße reduziert werden muss, sodass sichergestellt werden kann, dass eine mechanische Welle durch das Modell wandern kann. Ähnliche Aussagen lassen sich bei der experimentellen Untersuchung mittels SHPB treffen. Hier muss die effektive Probekörperlänge bei sehr hohen Belastungsgeschwindigkeiten $\dot{\varepsilon} > 1000 \text{ s}^{-1}$ reduziert werden [Gor89]. Kapitel 7.3 und [GL07] folgend muss ein Modell eine Mindestgröße aufweisen, um als repräsentativ zu gelten. Dies steht im Widerspruch zur Reduzierung der Modellgröße bedingt durch sehr hohe Belastungsgeschwindigkeiten. Somit ist die Existenz eines RVE im Bereich sehr hoher Dehnraten $\dot{\varepsilon} > 1000 \text{ s}^{-1}$ nicht entschieden geklärt. Dies bedeutet auch, dass Modelle im Bereich sehr hoher Dehnraten eine maximale Modellgröße respektive Faseranzahl nicht überschreiten dürfen, um als repräsentativ zu gelten.

Bild 7.13 zeigt die Spannungs-Dehnungs-Verläufe unter Nutzung der FZA. Im Gegensatz zu den Untersuchungen aus Kapitel 7.3 und analog zu den Ergebnissen von Poggenpohl *et al.* [PHS22a] konvergieren bei $\dot{\varepsilon} = 0,001 \text{ s}^{-1}$ und $\dot{\varepsilon} = 0,1 \text{ s}^{-1}$ die Verläufe gegen 0 MPa bei steigenden Dehnungen. Dieser Umstand ist auf die Versprödung des Materials bei steigender Dehnrates, und die resultierende schnellere Degradation der Elemente zurückzuführen. Dies

führt zu einem größeren Spannungsabbau zwischen einzelnen Inkrementen und führt unter Beachtung der Definition des FZA (vgl. Kapitel 7.1.1) zu höheren Restspannungen im Element.

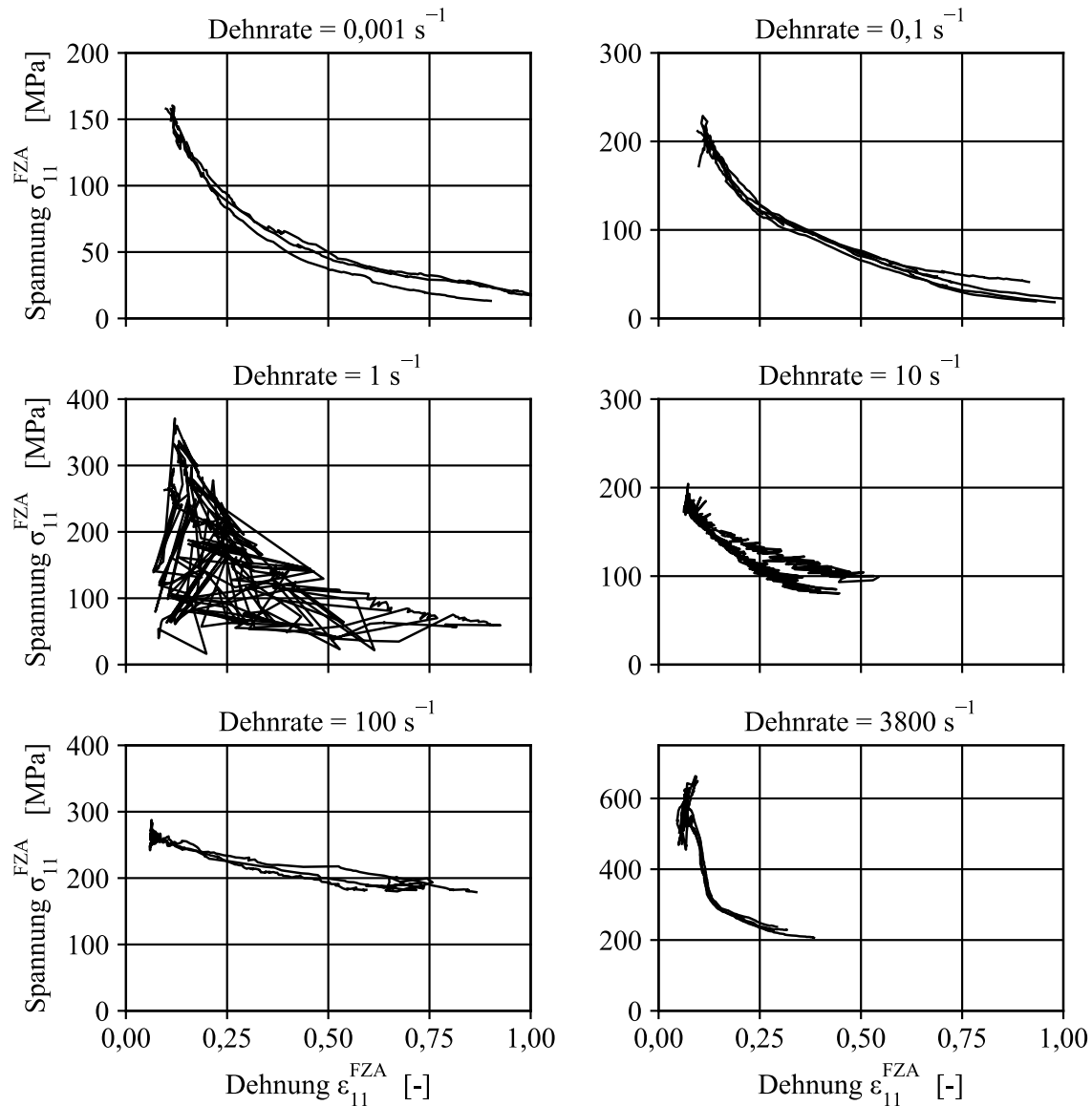


Bild 7.13: Spannungs-Dehnungs-Verläufe des FZA-Verfahrens in Abhängigkeit der Dehnrates

Figure 7.13: Stress-strain curves of the FZA method as a function of the strain rate

Die Verläufe bei $\dot{\epsilon} = 1 \text{ s}^{-1}$ und $\dot{\epsilon} = 10 \text{ s}^{-1}$ werden durch die in Kapitel 7.3 dargelegte resonanzähnliche Interaktion zwischen Schädigungsentwicklung der Elemente und dem Schwingungsverhalten des Modells dominiert. Dies führt bei $\dot{\epsilon} = 1 \text{ s}^{-1}$ zu unstetigen, fast willkürlichen Spannungs-Dehnungs-Verläufen. Diese resonanzähnliche Interaktion lässt sich zu Beginn der Verläufe bei weiteren Dehnraten ebenfalls erkennen, sodass ein Zusammenhang zwischen Dehnrates und Ausprägung der Interaktion nahe liegt. Bedingt durch die Vernachlässigung der Modellierung von Kohäsivzonen kommt es zu besonders hohen Spannungen in der Matrix im Bereich der Faser kurz vor Eintreten der Schädigung. Bedingt durch das spröde Materialverhalten resultiert innerhalb kurzer Zeit eine Freisetzung der

Verformungsenergie der Elemente. Diese schlagartige Freisetzung kann der Grund für die Anregung der Schwingung und die resonanzähnliche Interaktion sein.

Bild 7.14 zeigt die berechneten Bruchenergien in Abhängigkeit der Dehnrates analog zu Kapitel 7.3. Bedingt durch die resonanzähnlichen Artefakte müssen die Berechnungen der Bruchenergien bei $\dot{\epsilon} = [10; 3800 \text{ s}^{-1}]$ gesondert behandelt werden. Dazu werden die Spannungs-Dehnungs-Verläufe basierend auf der FZA-Methode mittels Polynoms zweiten Grades mit einem Bestimmtheitsmaß von $R^2 > 0,87$ approximiert. Die Ergebnisse der FZA-Methode bei $\dot{\epsilon} = 1 \text{ s}^{-1}$ werden nicht berücksichtigt.

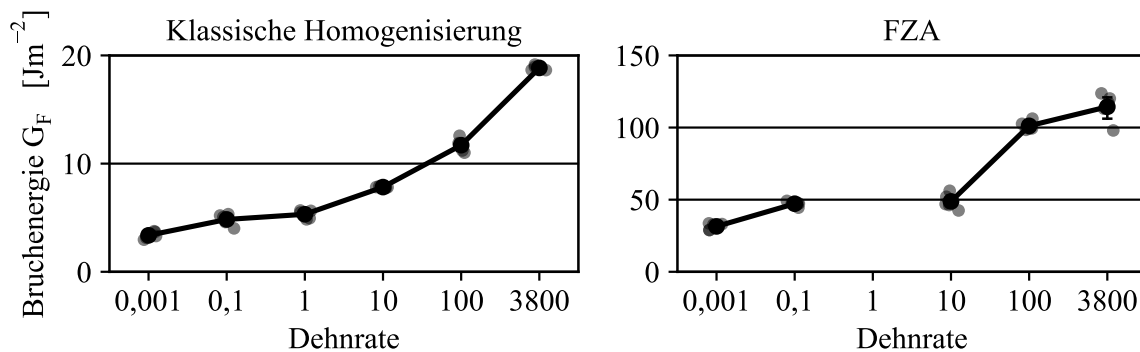


Bild 7.14: Resultierende Bruchenergie der Homogenisierungsmethoden in Abhängigkeit der Dehnrates

Figure 7.14: Resultant fracture energy of the homogenization methods as a function of strain rate

In Abhängigkeit der Dehnrates zeigt sich eine Zunahme der Bruchenergie für beide Methoden. Dies ist begründet in der Zunahme der Festigkeit der Matrix mit steigender Dehnrates. Weiter kann als Indiz für die Erkenntnis der Begrenzung der Modellgröße das größere Streuband der Bruchenergie (FZA) bei $\dot{\epsilon} = 3800 \text{ s}^{-1}$ bedingt durch die Schallgeschwindigkeit angesehen werden.

7.5 Zwischenfazit

In Kapitel 7 wurde eine Methode zur Definition von repräsentativen Mikromodellen (repräsentativen Volumenelementen) aufgezeigt. Ein RVE ist dabei das kleinste Modell, dessen mechanischen Eigenschaften innerhalb eines fest definierten Streubands liegen. Es gilt festzuhalten, dass die Definition des RVE nicht nur an die Morphologie des Mikromodells gekoppelt ist, sondern auch an die mechanischen Eigenschaften der Konstituenten. Vor allem nach Eintreten erster Schädigung im Material verlieren die Spannungs-Dehnungs-Verläufe basierend auf der klassischen Homogenisierung ihre Repräsentativität. Diese Aussage wird durch die hier aufgezeigte Methode zur Bestimmung eines RVE untermauert. Mittels FZA ist es möglich, repräsentative Aussagen über die mechanischen Eigenschaften nach Eintreten

erster Schädigung zu treffen. Im Vergleich zur klassischen Homogenisierung wird beim FZA nur über den aktiv schädigenden Bereich gemittelt. Weiter wurde aufgezeigt, dass bei der Verwendung des FZA eine untere Schranke der Modellgröße vorhanden sein muss. In Kapitel 7.4 konnte gezeigt werden, dass die Modellgröße eines RVE durch die Dehnrates $\dot{\epsilon}$ begrenzt wird, sodass die Modellgröße reduziert werden muss. Dies konkurriert zur Mindestgröße eines Modells, um als RVE zu gelten, sodass die Existenz eines RVE im hohen Dehnratenbereich ungeklärt bleibt.

Zur Beantwortung der zuvor definierten forschungsleitenden Frage 2.3 wird diese weiter aufgegliedert:

Existieren repräsentative Volumenelemente zur Vorhersage des dehnratenabhängigen Schädigungsverhaltens von FVK?

Es lässt sich sagen, dass mittels klassischer Homogenisierung und FZA abgeleitete mechanische Eigenschaften des Mikromodells auch nach Auftreten von Schädigung bis zum finalen Versagen des Matrixmaterials repräsentativ für den Verbund stehen. Somit existiert ein RVE zur Vorhersage des Schädigungsverhaltens des Verbunds. Unter Berücksichtigung der Dehnratenabhängigkeit lässt sich diese Aussage nur bedingt erweitern. Bis zu einer Grenzdehnrates kann davon ausgegangen werden, dass ein RVE für das dehnratenabhängige Schädigungsverhalten gefunden werden kann. Die Beschränkung resultiert jedoch nicht aus der Dehnratenabhängigkeit des Materials, sondern aus der Ausbreitungsgeschwindigkeit elastischer Wellen im Verbund.

8 FAZIT UND AUSBLICK

Kapitel 3 beachtend, lassen sich die vom Stand der Technik abgeleiteten Forschungsfragen basierend auf den Ergebnissen dieser Arbeit beantworten. Dazu soll zunächst die erste Forschungsfrage beantwortet werden:

1. Kann das dehnratenabhängige Material- und Schädigungsverhalten von FVK mittels Fallturm abgebildet werden?

Der Fallturm ist grundsätzlich geeignet, um das dehnratenabhängige Material- und Schädigungsverhalten von FVK abzubilden. Es ist möglich, aus dem Bereich der quasi-statischen mechanischen Prüfungen vorhandene Prüfaufbauten auf die Nutzung mittels Fallturm zu übertragen. Mit Ausnahme der Prüfungen des Verbundes unter Schubbelastung bei sehr hohen Dehnraten stimmt das lokale Verformungsverhalten der Probekörper mit dem Verhalten aus der Literatur sowie dem erwarteten Verhalten überein (vgl. Kapitel 4). Im Fall der Schubprüfungen kann auf eine alternative Probekörpereinspannung zur Behebung der Problematik zurückgegriffen werden.

Als besonders herausfordernd hat sich die Kraftmessung herausgestellt. Bei nahezu allen durchgeführten experimentellen Untersuchungen stehen die aus der Spannung abgeleiteten Erkenntnisse im Widerspruch zur grundlegenden Theorie der Viskoelastizität. So nahm z.B. die Steifigkeit mit steigender Dehnrate ab. In Kapitel 5 wurde der Prüfaufbau als Feder-Masse-Modell abstrahiert. Der schlagartige Lasteintrag mittels Falldorn führt zu einer Anregung des Systems Prüfaufbau und führt zu überlagerten Schwingungen im Kraftsignal. Diese Schwingungen sind abhängig von Steifigkeit und Masse des Prüfaufbaus (vgl. Kapitel 4) und führen dazu, dass die gemessenen Werte nicht den Spannungszustand im Prüfbereich des Probekörpers abbilden. Die Unterschiede zwischen modelliertem Prüfaufbau und experimentellen Ergebnissen weisen auf die komplexen Wirkmechanismen während der Prüfung mittels Fallturm.

Im Rahmen weitere Forschungsarbeiten sollte die Abhängigkeit des gemessenen Kraftsignals vom Prüfaufbau systematisch analysiert werden. *Feraboli* [Fer06] nennt in seiner Arbeit zahlreiche Einflussfaktoren. Der Autor dieser Arbeit bewertet die Analyse des Eigenschwingungsverhaltens des Prüfaufbaus als besonders zielführend. Diese Analyse sollte in einem ersten Schritt auf den Ergebnissen aus Kapitel 4.3.1 und Kapitel 5 aufbauen und diese erweitern. Dazu sollte der Einfluss der freien Länge der Kraftmessdose sowie der Biegesteifigkeit des Prüfaufbaus um die x-Achse untersucht werden. Durch die Verwendung von Piezokristallen können besonders flache Kraftmessdosen angefertigt werden, sodass der Einfluss der freien Länge minimiert werden kann. Zur Erhöhung der Biegesteifigkeit kann auf die Führung der Einspannungen mittels drei Führungssäulen zurückgegriffen werden. Darüber

hinaus sollte der Falldorn um eine Dehnungsmessung erweitert werden. Dies kann mittels DMS unter Nutzung der Messwerterfassung des Fallturms erfolgen. Mit Hinblick auf die Modellierung als Feder-Masse-System ist die Kenntnis über das Anregungssignal essenziell. Basierend auf diesen Kenntnissen sollte überprüft werden, bis zu welcher Falldorneschwindigkeit eine Materialkennwertermittlung mittels Fallturm sinnvoll ist.

Im Folgenden soll die zweite Forschungsfrage beantwortet werden:

2. Kann das dehnratenabhängige Materialverhalten von FVK repräsentativ auf der Mikroebene dargestellt werden?

Es existieren zahlreiche Modelle zur Modellierung von duroplastischen Kunststoffen. Vor allem das Goldbergmodell bildet das Materialverhalten mit guter Genauigkeit ab [GGR07]. Die Erweiterung des Modells um eine anisotrope Schädigung zeigt unter Berücksichtigung der Grenzflächeneigenschaften des Verbunds jedoch keinen signifikanten Einfluss. Vielmehr dominieren die Grenzflächeneigenschaften das Schädigungsverhalten des Verbunds, welche als dehnratenunabhängig angenommen wurden. Trotz der Dominanz der Grenzflächeneigenschaften kann davon ausgegangen werden, dass die Verbundeigenschaften dehnratenabhängig sind, sodass die Frage nach der Dehnratenabhängigkeit der Grenzflächeneigenschaften nicht geklärt werden konnte.

Das Materialverhalten von FVK kann auf der Mikroebene bis zum Eintreten der Lokalisierung der Schädigung durch klassische Methoden der Homogenisierung repräsentativ abgebildet werden. Nach Eintreten der Lokalisierung verliert das genutzte RVE in Kombination mit der klassischen Homogenisierung seine Gültigkeit. Die in dieser Arbeit vorgestellte Methode unter Nutzung des FZA ermöglicht die Generierung von RVE nach Eintreten der Lokalisierung. Somit kann das Materialverhalten des Verbunds bis zum Versagen repräsentativ abgebildet werden.

Abschließend kann gesagt werden, dass das Materialverhalten der Matrix abgebildet werden kann, die Dehnratenabhängigkeit der Grenzflächeneigenschaften jedoch unklar bleibt. Mittels klassischer Homogenisierungsmethoden und dem FZA-Verfahren können die Verbundeigenschaften auf Mikroebene bis zum finalen Versagen repräsentativ abgebildet werden. Bezugnehmend zur Forschungsfrage, müssen in weiteren Arbeiten die Grenzflächeneigenschaften untersucht werden, um das dehnratenabhängige Materialverhalten von FVK repräsentativ auf der Mikroebene darzustellen.

Ferner stellt das dehnratenabhängige Versagensverhalten unter faserparallele Druckbelastung eine herausfordernde Thematik dar. Basierend auf den Erkenntnissen dieser Arbeit und der Erweiterung in Puncto Grenzflächeneigenschaften müssen dreidimensionale Modelle zur Untersuchung des Materialverhaltens aufgebaut werden.

9 ZUSAMMENFASSUNG & SUMMARY

9.1 Zusammenfassung

FVK zeigen ein dehnratenabhängiges Materialverhalten. Dabei ist die Dehnratenabhängigkeit des Verbundes bei CFK maßgeblich auf die Eigenschaften der Matrix zurückzuführen. In Kombination mit der heterogenen Werkstoffstruktur sind die Schädigungsvorgänge auf der Mikroebene des Werkstoffs durch Einwirken einer äußeren Last äußerst komplex. Zur Optimierung des Werkstoffeinsatzes können numerische multiskalare Methoden Anwendung finden, sodass das makroskopische Verbundverhalten anhand der Eigenschaften der einzelnen Konstituenten berechnet werden kann. Die multiskalige Beschreibung des dehnratenabhängigen Materialverhaltens von FVK fordert zum einen repräsentative Mikromodelle. Zum anderen fordert es geeignete Prüfmethode zur Bestimmung der Eigenschaften der Konstituenten.

Vor diesem Hintergrund wurden in dieser Arbeit die Überführung von quasi-statischen Prüfmethode auf den Fallturm und die Modellierung repräsentativer Mikromodelle durchgeführt. Im Bereich der Prüfmethodeentwicklung konnte gezeigt werden, dass die Nutzung von Prüfmethode aus dem Bereich der quasi-statischen Prüfung auf dem Fallturm Verwendung finden können. Besonders herausfordernd zeigte sich die Messung des lokalen Spannungszustandes im Prüfbereich, bedingt durch die Massenträgheit des Aufbaus, aber auch durch überlagerte Schwingungen. Weiterhin konnte gezeigt werden, dass eine Modellierung des Prüfaufbaus als Feder-Masse-Modell mit dehnratenunabhängigen Federsteifigkeiten zu einer Steigerung lokaler Spannungsmaxima in Abhängigkeit der Dehnrate führt. Dies zeigt, dass abgeleitete Kennwerte keine materialspezifischen Größen sind, sondern stark durch den Prüfaufbau beeinflusst werden.

Mit Hinblick auf die Entwicklung repräsentativer Mikromodelle konnte gezeigt werden, dass die Eigenschaften der Faser-Matrix-Grenzfläche die Verbundeigenschaften unter fasersenkrechter Zugbelastung dominieren, sodass die Verwendung bestehender Materialmodelle für die Matrix ausreichend sind und weitere Forschungsarbeiten die Modellierung der Faser-Matrix-Grenzfläche untersuchen sollten. Darüber hinaus konnte gezeigt werden, dass das dehnratenabhängige Schädigungsverhalten des Verbundes mittels Mikromodell repräsentativ abgebildet werden kann. Die gewählte Homogenisierungsstrategie zur Ableitung von repräsentativen Eigenschaften des Verbunds hängt dabei von der Schädigungslokalisierung ab. Jedoch weisen die Ergebnisse darauf hin, dass eine Grenzdehnrate vorhanden sein muss, ab welcher die Modelleigenschaften nicht mehr als repräsentativ anzusehen sind.

9.2 Summary

FRP show a strain rate-dependent material behaviour. The strain rate dependence of the composite in CFRP is largely due to the properties of the matrix. In combination with the heterogeneous material structure, the damage processes at the micro level of the material due to the action of an external load are extremely complex. To optimise the use of materials, numerical multiscale methods can be applied so that the macroscopic composite behaviour can be calculated based on the properties of the individual constituents. The multiscale description of the strain rate-dependent material behaviour of FRP requires representative micromodels on the one hand. On the other hand, it demands suitable testing methods for generating the properties of the constituents.

Against this background, the transfer of quasi-static test methods to the drop tower and the modelling of representative micromodels were carried out in this work. In the field of test method development, it was shown that the use of test methods from the field of quasi-static testing can be applied on the drop tower. The measurement of the local stress state in the test area proved to be particularly challenging, due to the mass inertia of the structure, but also due to superimposed vibrations. Furthermore, it could be shown that modelling the test rig as a spring-mass model with strain rate-independent spring stiffnesses leads to an increase in local stress maxima as a function of the strain rate. This shows that derived characteristic values are not material-specific quantities but are strongly influenced by the test setup.

Regarding the development of representative micromodels, it could be shown that the properties of the fibre-matrix interface dominate the composite properties under fibre perpendicular tensile loading, so that the use of existing material models for the matrix material is sufficient and further research should investigate the modelling of the fibre-matrix interface. Furthermore, it could be shown that the strain rate dependent damage behaviour of the composite can be represented by means of a micromodel. The homogenisation strategy chosen to derive representative properties of the composite depends on the damage localisation. However, the results indicate that there must be a limit strain rate above which the model properties can no longer be considered representative.

10 ABKÜRZUNGEN, FORMELZEICHEN, INDIZES

10.1 Abkürzungen

Abkürzung	Bedeutung
CFK	Kohlenstoffaserverstärkter Kunststoff
CLT	Klassische Laminattheorie (Classical Laminate Theory)
UD	Unidirektional
ES	Einzelschicht
SHPB	Split hopkins pressure bar
RVE	Repräsentatives Volumenelement
DIC	Digitale Bildkorrelation, <i>engl. digital image correlation</i>
RTM	Resin Transfer Moulding
NCF	Gelege, <i>engl. non-crimped fabric</i>
ROI	Betrachtungsbereich, <i>engl. Region of interest</i>
FKV	Faserverstärkter Kunststoff
FZA	Failure-Zone-Averaging
KZE	Kohäsivzonenelement
V0	Variante 0
V1	Variante 1
V2	Variante 2

10.2 Formelzeichen

Formelzeichen	Einheit	Bedeutung
$\mathbf{C}$	[MPa]	Steifigkeitstensor
$\mathbf{C}_{ns}$	[MPa]	Steifigkeitsmatrix im lokalen Koordinatensystem
C_1	[–]	Golbergmodell Materialparameter
C_2	[–]	Golbergmodell Materialparameter
C_3	[–]	Golbergmodell Materialparameter
D_i	[Ns/m]	Dämpfung
D_0	[s ⁻¹]	Maximale inelastische Dehnrage
E	[MPa]	Elastizitätsmodul
$E_{\perp}$	[MPa]	Fasersenkrechter Elastizitätsmodul

$E_{add}(t)$	[MPa]	Nicht-linearer Anteil des E-moduls
$E_{diff}(t)$	[MPa]	Maximal modellierbare Zunahme des Elastizitätsmoduls
E_0	[MPa]	Quasistatischer Elastizitätsmodul
E_{diff}	[MPa]	Maximaler Elastizitätsmodul
F	[N]	Kraft
G	[MPa]	Schubmodul
$G_{\perp\parallel}$	[MPa]	Schubmodul in der Laminebene
G_f	[J/m ²]	Bruchenergie
I_1	[–]	Erste Invariante
J_2	[MPa]	deviatorische Spannungstensor
k	[–]	Mikromodellgröße
k_i	[N/m]	Federsteifigkeit
k_1	[N/m]	Federsteifigkeit Element 1
k_2	[N/m]	Federsteifigkeit Element 2
k_3	[N/m]	Federsteifigkeit Element 3
m	[–]	Sprödigkeit
m_i	[kg]	Masse
m_1	[kg]	Masse Element 1
m_2	[kg]	Masse Element 2
m_3	[kg]	Masse Element 3
n	[–]	Dehnratenabhängigkeit
N_m	[–]	Anzahl Elemente
P	[MPa]	Piola-Kirchhof Spannungstensor
q	[–]	Dehnratenabhängige Verfestigung
$R_{\perp}^c$	[MPa]	Fasersenkrechte Druckfestigkeit
$R_{\perp}^t$	[MPa]	Fasersenkrechte Zugfestigkeit
$R_{\perp\parallel}$	[MPa]	Scherfestigkeit

S	$[-]$	Standardabweichung
s_{ij}	$[MPa]$	deviatorische Spannungskomponente
$\mathbf{T}$	$[-]$	Transformationsmatrix
$\mathbf{t}$	$[MPa]$	Spannungstensor
t_n^0	$[MPa]$	Kohäsivzonenfestigkeit in Normalenrichtung
t_s^0	$[MPa]$	Kohäsivzonenfestigkeit in Tangentialrichtung
t_t^0	$[MPa]$	Kohäsivzonenfestigkeit in Tangentialrichtung
T_i	$[m]$	Elementdicke
t	$[ms]$	Zeit
t_f	$[ms]$	Zeit bis zum Versagen
t_i	$[ms]$	Belastungsdauer
u_d	$[-]$	Normierte Verschiebung
v_i	$[m/s]$	Belastungsgeschwindigkeit
$V_{Y_m}^k$	$[m^3]$	Elementvolumen
V_{Y_m}	$[m^3]$	Modellvolumen
$\ddot{x}_i$	$[m/s^2]$	Beschleunigung
$\dot{x}_i$	$[m/s]$	Geschwindigkeit
x_i	$[m]$	Verschiebung
Z	$[MPa]$	Materialparameter; Beschreibung des inneren molekularen Widerstand im Material
Z_0	$[MPa]$	Initialwert für Z
Z_1	$[MPa]$	Maximalwert von Z
α	$[-]$	Materialparameter; Einfluss der Hauptspannungen
α_0	$[-]$	Initialwert für α
α_1	$[-]$	Maximalwert von α
β	$[-]$	Scherreibfaktor
γ	$[-]$	Scherdehnung

γ_f	$[-]$	Versagensdehnung
δ_{ij}	$[-]$	Kroneckerdelta
$\Delta\sigma_{t_i}$	$[MPa]$	Spannungsinkrement
ε	$[-]$	Dehnung
ε_{diff}	$[-]$	Bruchdehnungsdifferenz
ε_f	$[-]$	Versagensdehnung
ε_h	$[-]$	Hochpunktdehnung
ε_{in}	$[-]$	Bruchdehnung bei quasi-statischer Belastung
ε_{ij}^{FZA}	$[-]$	Homogenisierte Dehnungskomponente mittels FZA
ε_{ij}^{Mean}	$[-]$	Homogenisierte Dehnungskomponente
$\dot{\varepsilon}$	$[s^{-1}]$	Dehnrage
$\dot{\varepsilon}_0$	$[s^{-1}]$	Effektive Referenzdehnrage
$\dot{\varepsilon}_{ij}^i$	$[s^{-1}]$	Dehnrage
$\dot{\varepsilon}_{ij}^e$	$[s^{-1}]$	Elastische Dehnrage
$\dot{\varepsilon}_{ij}^i$	$[s^{-1}]$	Inelastische Dehnrage
μ	$[-]$	Normalenreduktionsfaktor
ν	$[-]$	Poissonzahl
ρ	$[kg/m^3]$	Dichte
σ_e	$[MPa]$	Effektive Spannung im Material
σ_f	$[MPa]$	Versagensspannung
σ_h	$[MPa]$	Hochpunktspannung
σ_{ij}^{FZA}	$[MPa]$	Homogenisierte Spannungskomponente mittels FZA
σ_{ij}^{Mean}	$[MPa]$	Homogenisierte Spannungskomponente mittels FZA
σ_{kk}	$[MPa]$	Hauptspannungskomponenten
σ_{t_i}	$[MPa]$	Spannung im aktuellen Zeitschritt
τ	$[-]$	Schwellwert

τ_f	[MPa]	Versagensspannung
φ	[–]	Faservolumengehalt
Ω_{max}	[–]	Maximale Schädigung
Υ_d	[–]	Menge der aktiv schädigenden Elemente
Υ_m	[–]	Menge aller Elemente
$\dot{\Omega}$	[–]	Änderung der Schädigung

10.3 Indizes

Index	Bedeutung
t_i	Inkrement
n	Normalenrichtung
s	Tangentialrichtung
t	Tangentialrichtung

11 LITERATUR

- [ARD97] AL-MOUSAWI, M. M.; REID, S. R.; DEANS, W. F.: The use of the split Hopkinson pressure bar techniques in high strain rate materials testing. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part C: Journal of Mechanical Engineering Science* 211 (1997) 4, S. 273-292, 10.1243/0954406971522042
- [Arg73] ARGON, A. S.: A theory for the low-temperature plastic deformation of glassy polymers. *Philosophical Magazine* 28 (1973) 4, S. 839-865, 10.1080/14786437308220987
- [BDB+14] BERTHE, J.; DELETOMBE, E.; BRIEU, M.; PORTEMONT, G.; PAULMIER, P.: Dynamic Characterization of CFRP Composite Materials – Toward a Pre-normative Testing Protocol – Application to T700GC/M21 Material. *Procedia Engineering* 80 (2014), S. 165-182, 10.1016/j.proeng.2014.09.072
- [Bec09] BECKER, F.: *Entwicklung einer Beschreibungsmethodik für das mechanische Verhalten unverstärkter Thermoplaste bei hohen Deformationsgeschwindigkeiten*. Martin-Luther-Universität, Dissertation, 2009
- [BNA+20] BORGES, C. S.; NUNES, P. D.; AKHAVAN-SAFAR, A.; MARQUES, E. A.; CARBAS, R. J.; ALFONSO, L.; SILVA, L. F.: A strain rate dependent cohesive zone element for mode I modeling of the fracture behavior of adhesives. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part L: Journal of Materials: Design and Applications* 234 (2020) 4, S. 610-621, 10.1177/1464420720904026
- [Bod02] BODNER, S. R.: *Unified Plasticity for Engineering Applications*. New York: Kluwer Academic/Plenum Publishers, 2002
- [Bor02] BORST, R. de: Fracture in quasi-brittle materials: a review of continuum damage-based approaches. *Engineering Fracture Mechanics* 69 (2002) 2, S. 95-112, 10.1016/S0013-7944(01)00082-0
- [BPA88] BOYCE, M. C.; PARKS, D. M.; ARGON, A. S.: Large inelastic deformation of glassy polymers. Part I: rate dependent constitutive model. *Mechanics of Materials* 7 (1988) 1, S. 15-33
- [BRNA04] BORST, R. de; REMMERS, J. J. C.; NEEDLEMAN, A.; ABELLAN, M.-A.: Discrete vs smeared crack models for concrete fracture: bridging the gap. *International Journal for Numerical and Analytical Methods in Geomechanics* 28 (2004) 78, S. 583-607, 10.1002/nag.374
- [CC06] CERVERA, M.; CHIUMENTI, M.: Smeared crack approach: back to the original track. *International Journal for Numerical and Analytical Methods in Geomechanics* 30 (2006) 12, S. 1173-1199, 10.1002/nag.518
- [CLC02] CHEN, W.; LU, F.; CHENG, M.: Tension and compression tests of two polymers under quasi-static and dynamic loading. *Polymer Testing* 21 (2002) 2, S. 113-121, 10.1016/S0142-9418(01)00055-1
- [CMD07] CAMANHO, P. P.; MAIMÍ, P.; DÁVILA, C. G.: Prediction of size effects in notched laminates using continuum damage mechanics. *Composites Science and Technology* 67 (2007) 13, S. 2715-2727, 10.1016/j.compscitech.2007.02.005
- [CR14] CHANDRA RAY, B.; RATHORE, D.: A Review on Mechanical Behavior of FRP Composites at Different Loading Speeds. *Critical Reviews in Solid State and Materials Sciences* 40 (2014) 2, S. 119-135, 10.1080/10408436.2014.940443
- [CTP+16] CUI, H.; THOMSON, D.; PELLEGRINO, A.; WIEGAND, J.; PETRINIC, N.: Effect of strain rate and fibre rotation on the in-plane shear response of $\pm 45^\circ$ laminates in tension and compression tests. *Composites Science and Technology* 135 (2016), S. 106-115, 10.1016/j.compscitech.2016.09.016
- [CTPT16] CHEN, B. Y.; TAY, T. E.; PINHO, S. T.; TAN, V.: Modelling the tensile failure of composites with the floating node method. *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering* 308 (2016), S. 414-442, 10.1016/j.cma.2016.05.027

- [CZ98] CHEN, W.; ZHOU, B.: Constitutive Behavior of Epon 828/T-403 at Various Strain Rates. *Mechanics of Time-Dependent Materials* 2 (1998) 2, S. 103-111, 10.1023/A:1009866108965
- [Das19] DAS, A.: *High Strain Rate Deformation of Automotive Grade Steels*. Indian Institute of Technology, Dissertation, 2019
- [DD13] DANKERT, J.; DANKERT, H.: *Technische Mechanik*. Wiesbaden: Springer Fachmedien Wiesbaden, 2013
- [DHC95] DANIEL, I. M.; HSIAO, H. M.; CORDES, R. D.: Dynamic response of carbon/epoxy composites. *American Society of Mechanical Engineers, Aerospace Division (Publication) AD* (1995) 48, S. 167-177
- [DKU06] DORMIEUX, L.; KONDO, D.; ULM, F.-J.: A micromechanical analysis of damage propagation in fluid-saturated cracked media. *Comptes Rendus Mécanique* 334 (2006) 7, S. 440-446, 10.1016/j.crme.2006.05.007
- [DLL81] DANIEL, I. M.; LABEDZ, R. H.; LIBER, T.: New method for testing composites at very high strain rates. *Experimental Mechanics* 21 (1981) 2, S. 71-77, 10.1007/bf02325199
- [DW96] DRUGAN, W. J.; WILLIS, J. R.: A micromechanics-based nonlocal constitutive equation and estimates of representative volume element size for elastic composites. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* 44 (1996) 4, S. 497-524, 10.1016/0022-5096(96)00007-5
- [EZB+22] ELMAHDY, A.; ZOTTI, A.; BORRIELLO, A.; ZARRELLI, M.; VERLEYSEN, P.: In-Depth Analysis of the High Strain Rate Compressive Behavior of RTM6 Epoxy Using Digital Image Correlation. *Polymers* 14 (2022) 9, 10.3390/polym14091771
- [FBM13] FITOUSSI, J.; BOCQUET, M.; MERAGHNI, F.: Effect of the matrix behavior on the damage of ethylene-propylene glass fiber reinforced composite subjected to high strain rate tension. *Composites Part B: Engineering* 45 (2013) 1, S. 1181-1191, 10.1016/j.compositesb.2012.06.011
- [Fer06] FERABOLI, P.: Some Recommendations for Characterization of Composite Panels by Means of Drop Tower Impact Testing. *Journal of Aircraft* 43 (2006) 6, S. 1710-1718, 10.2514/1.19251
- [FHO+01] FIEDLER, B.; HOJO, M.; OCHIAI, S.; SCHULTE, K.; ANDO, M.: Failure behavior of an epoxy matrix under different kinds of static loading. *Composites Science and Technology* 61 (2001) 11, S. 1615-1624, 10.1016/S0266-3538(01)00057-4
- [FK22] FARAZIN, A.; KHAN, A.: An extensive study on strain dependence of glass fiber-reinforced polymer-based composites. *The Journal of Strain Analysis for Engineering Design* 57 (2022) 6, S. 411-432, 10.1177/03093247211043714
- [GAS07] GITMAN, I. M.; ASKES, H.; SLUYS, L. J.: Representative volume: Existence and size determination. *Engineering Fracture Mechanics* 74 (2007) 16, S. 2518-2534, 10.1016/j.engfracmech.2006.12.021
- [GASV04] GITMAN, I. M.; ASKES, H.; SLUYS, L. J.; VALLS, O. L.: The concept of Representative Volume for elastic, hardening and softening materials, 2004
- [GD17] GUDIMETLA, M. R.; DOGHRI, I.: A finite strain thermodynamically-based constitutive framework coupling viscoelasticity and viscoplasticity with application to glassy polymers. *International Journal of Plasticity* 98 (2017), S. 197-216, 10.1016/j.ijplas.2017.08.001
- [GF14] GROTE, K.-H.; FELDHOUSEN, J.: *Dubbel*, 21. Auflage. Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg, 2014
- [GGR02] GILAT, A.; GOLDBERG, R. K.; ROBERTS, G. D.: Experimental study of strain-rate-dependent behavior of carbon/epoxy composite. *Composites Science and Technology* 62 (2002) 10-11, S. 1469-1476, 10.1016/S0266-3538(02)00100-8

- [GGR07] GILAT, A.; GOLDBERG, R. K.; ROBERTS, G. D.: Strain Rate Sensitivity of Epoxy Resin in Tensile and Shear Loading. *Journal of Aerospace Engineering* 20 (2007) 2, S. 75-89, 10.1061/(ASCE)0893-1321(2007)20:2(75)
- [Gie22] GIERBERG SOLA, M.: *Entwicklung eines repräsentativen Volumenelementes zur Betrachtung von Schädigungsvorgängen in FVK*, Institut für Kunststoffverarbeitung, RWTH Aachen, unveröffentlichte Masterarbeit, 2022 – Betreuer: Jonas Müller
- [Git06] GITMAN, I.: *Representative Volumes and Multi-scale Modelling of Quasi-brittle Materials*. Technische Universität Delft, Dissertation, 2006
- [GL07] GONZÁLEZ, C.; LLORCA, J.: Mechanical behavior of unidirectional fiber-reinforced polymers under transverse compression: Microscopic mechanisms and modeling: Microscopic mechanisms and modeling. *Composites Science and Technology* 67 (2007) 13, S. 2795-2806, 10.1016/j.compscitech.2007.02.001
- [Glä22] GLÄßNER, H.: *Über den Ursprung der Signaloszillation von Spannungs-Dehnungskurven beim indirekten Impaktieren von Polymeren mittels Fallturm*, Institut für Kunststoffverarbeitung, RWTH Aachen, unveröffentlichte Masterarbeit, 2022 – Betreuer: Jonas Müller
- [Gor89] GORHAM, D. A.: Specimen inertia in high strain-rate compression. *Journal of Physics D: Applied Physics* 22 (1989) 12, S. 1888-1893, 10.1088/0022-3727/22/12/014
- [GRG05] GOLDBERG, R. K.; ROBERTS, G. D.; GILAT, A.: Implementation of an Associative Flow Rule Including Hydrostatic Stress Effects into the High Strain Rate Deformation Analysis of Polymer Matrix Composites. *Journal of Aerospace Engineering* 18 (2005) 1, S. 18-27, 10.1061/(ASCE)0893-1321(2005)18:1(18)
- [GRGL11] GRIMAL, Q.; RAUM, K.; GERISCH, A.; LAUGIER, P.: A determination of the minimum sizes of representative volume elements for the prediction of cortical bone elastic properties. *Biomechanics and modeling in mechanobiology* 10 (2011) 6, S. 925-937, 10.1007/s10237-010-0284-9
- [GS02] GOLDBERG, R. K.; STOUFFER, D. C.: Strain Rate Dependent Analysis of a Polymer Matrix Composite Utilizing a Micromechanics Approach. *Journal of Composite Materials* 36 (2002) 7, S. 773-793, 10.1177/0021998302036007613
- [GS15] GRELLMANN, W.; SEIDLER, S.: *Kunststoffprüfung*, 3. Auflage. München: Hanser, 2015 – ISBN: 978-3-446-44390-7
- [GS16] GROSS, D.; SEELIG, T.: *Bruchmechanik - Mit einer Einführung in die Mikromechanik*. Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg, 2016
- [GS98] GOLDBERG, R. K.; STOUFFER, D. C.: High Strain Rate Deformation Modeling of a Polymer Matrix Composite. Part 1; Matrix Constitutive Equations. *NASA Technical Reports* (1998)
- [GSPW08] GERLACH, R.; SIVIOUR, C. R.; PETRINIC, N.; WIEGAND, J.: Experimental characterisation and constitutive modelling of RTM-6 resin under impact loading. *Polymer* 49 (2008) 11, S. 2728-2737, 10.1016/j.polymer.2008.04.018
- [GSVG17] GURUSIDESWAR, S.; SRINIVASAN, N.; VELMURUGAN, R.; GUPTA, N. K.: Tensile Response of Epoxy and Glass/Epoxy Composites at Low and Medium Strain Rate Regimes. *Procedia Engineering* 173 (2017), S. 686-693, 10.1016/j.proeng.2016.12.148
- [GW22] GU, T.; WANG, Z.: A strain rate-dependent cohesive zone model for shear failure of hat-shaped specimens under impact. *Engineering Fracture Mechanics* 259 (2022), S. 108145, 10.1016/j.engfracmech.2021.108145
- [GY03] GRAHAM, S.; YANG, N.: Representative volumes of materials based on microstructural statistics. *Scripta Materialia* 48 (2003) 3, S. 269-274, 10.1016/s1359-6462(02)00362-7

- [Has83] HASHIN, Z.: Analysis of composite materials – a survey. *Journal of Applied Mechanics* (1983) 50, S. 481-505
- [HAVJ01] HOSUR, M. V.; ALEXANDER, J.; VAIDYA, U. K.; JEELANI, S.: High strain rate compression response of carbon/epoxy laminate composites. *Composite Structures* 52 (2001) 3–4, S. 405-417, 10.1016/S0263-8223(01)00031-9
- [HD98] HSIAO, H. M.; DANIEL, I. M.: Strain rate behavior of composite materials. *Composites Part B: Engineering* 29 (1998) 5, S. 521-533, 10.1016/S1359-8368(98)00008-0
- [HDC98] HSIAO, H.; DANIEL, I. M.; CORDES, R. D.: Dynamic compressive behavior of thick composite materials. *Experimental Mechanics* 38 (1998) 3, S. 172-180
- [HDC99] HSIAO, H.; DANIEL, I. M.; CORDES, R. D.: Strain Rate Effects on the Transverse Compressive and Shear Behavior of Unidirectional Composites. *Journal of Composite Materials* 33 (1999) 17, S. 1620-1642, 10.1177/002199839903301703
- [Her21] HERMES, M.: *Experimentelle Untersuchung zum dehnratenabhängigen Verhalten von FVK unter Zug- und Schubbelastung*, Institut für Kunststoffverarbeitung, RWTH Aachen, unveröffentlichte Bachelorarbeit, 2021 – Betreuer: Jonas Müller
- [HG01] HALL, I. W.; GUDEN, M.: High strain rate testing of a unidirectionally reinforced graphite epoxy composite. *Journal of Materials Science Letters* 20 (2001) 10, S. 897-899, 10.1023/A:1010968514339
- [HH89] HOLLMANN, K.; HAHN, H. T.: Plane-strain fracture toughness of epoxies at different loading rates. *Polymer Engineering & Science* 29 (1989) 8, S. 523-530, 10.1002/pen.760290806
- [HHA+06] HOBBIEBRUNKEN, T.; HOJO, M.; ADACHI, T.; JONG, C. de; FIEDLER, B.: Evaluation of interfacial strength in CF/epoxies using FEM and in-situ experiments. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 37 (2006) 12, S. 2248-2256, 10.1016/j.compositesa.2005.12.021
- [Hil63] HILL, R.: Elastic properties of reinforced solids: Some theoretical principles. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* 11 (1963) 5, S. 357-372, 10.1016/0022-5096(63)90036-X
- [Hil67] HILL, R.: The essential structure of constitutive laws for metal composites and polycrystals. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* 15 (1967) 2, S. 79-95, 10.1016/0022-5096(67)90018-x
- [HLM13] HOPMANN, C.; LAMBRECHT, L.; MARDER, J.: Lebensdauer von FVK - Mikroschädigungen und ihre Auswirkungen. In: Zipsner, T. (Hrsg.). *Jahrbuch lightweightdesign - JOT - adhäsion*. Wiesbaden: Springer Vieweg, 2013
- [HM12] HOPMANN, C.; MARDER, J.: Numerical and experimental investigations on micro damage development in cyclically loaded fibre-reinforced plastics. Darmstadt, 2012
- [HM22] HOPMANN, C.; MÜLLER, J.: Analysis of strain rate dependent material properties using a drop tower for its application in the research of damage prediction on fibre reinforced plastics. *International Colloquium Plastics Technology 2022*. Aachen, 2022
- [HWC03] HORSFALL, I.; WATSON, C. H.; CHILESE, C. G.: A Drop Tower Method for High Rate Fracture Toughness Testing of Polymers. In: : Elsevier, 2003
- [JFS08] JORDAN, J. L.; FOLEY, J. R.; SIVIOUR, C. R.: Mechanical properties of Epon 826/DEA epoxy. *Mechanics of Time-Dependent Materials* 12 (2008) 3, S. 249-272, 10.1007/s11043-008-9061-x
- [JSF+05] JACOB, G. C.; STARBUCK, J. M.; FELLERS, J. F.; SIMUNOVIC, S.; BOEMAN, R. G.: The effect of loading rate on the fracture toughness of fiber reinforced polymer composites. *Journal of Applied Polymer Science* 96 (2005) 3, S. 899-904, 10.1002/app.21535
- [JSJH19] JUNKER, P.; SCHWARZ, S.; JANTOS, D. R.; HACKL, K.: A FAST AND ROBUST NUMERICAL TREATMENT OF A GRADIENT-ENHANCED MODEL FOR BRITTLE DAMAGE.

- International Journal for Multiscale Computational Engineering* 17 (2019) 2, S. 151-180, 10.1615/IntJMultCompEng.2018027813
- [KC11] KOERBER, H.; CAMANHO, P. P.: High strain rate characterisation of unidirectional carbon-epoxy IM7-8552 in longitudinal compression. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 42 (2011) 5, S. 462-470
- [KCHL17] KWON, J.; CHOI, J.; HUH, H.; LEE, J.: Evaluation of the effect of the strain rate on the tensile properties of carbon-epoxy composite laminates. *Journal of Composite Materials* 51 (2017) 22, S. 3197-3210, 10.1177/0021998316683439
- [KFG+03] KANIT, T.; FOREST, S.; GALLIET, I.; MOUNOURY, V.; JEULIN, D.: Determination of the size of the representative volume element for random composites: statistical and numerical approach. *International journal of solids and structures* 40 (2003) 13-14, S. 3647-3679, 10.1016/S0020-7683(03)00143-4
- [KGM09] KULKARNI, M. G.; GEUBELLE, P. H.; MATOUŠ, K.: Multi-scale modeling of heterogeneous adhesives: Effect of particle decohesion. *Mechanics of Materials* 41 (2009) 5, S. 573-583, 10.1016/j.mechmat.2008.10.012
- [KGN17] KIDANE, A.; GOWTHAM, H. L.; NAIK, N. K.: Strain Rate Effects in Polymer Matrix Composites Under Shear Loading: A Critical Review. *Journal of Dynamic Behavior of Materials* 3 (2017) 1, S. 110-132, 10.1007/s40870-017-0098-2
- [KKP+18] KOERBER, H.; KUHN, P.; PLOECKL, M.; OTERO, F.; GERBAUD, P.-W.; ROLFES, R.; CAMANHO, P. P.: Experimental characterization and constitutive modeling of the non-linear stress-strain behavior of unidirectional carbon-epoxy under high strain rate loading. *Advanced Modeling and Simulation in Engineering Sciences* 5 (2018) 1, 10.1186/s40323-018-0111-x
- [Kle17] KLEIN, J.: *Mechanische Werkstoffcharakterisierung von technischen Thermoplasten bei sehr hohen Beanspruchungsgeschwindigkeiten*, Institut für Kunststoffverarbeitung, RWTH Aachen, Dissertation, 2017 – Betreuer: Hopmann, C.
- [Kno08a] KNOPS, M.: *Analysis of Failure in Fiber Polymer Laminates*. Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg, 2008
- [Kno08b] KNOPS, M.: *Analysis of Failure in Fiber Polymer Laminates*. Berlin, Heidelberg, New York: Springer Verlag, 2008
- [KNS13] KARAMNEJAD, A.; NGUYEN, V. P.; SLUYS, L. J.: A multi-scale rate dependent crack model for quasi-brittle heterogeneous materials. *Engineering Fracture Mechanics* 104 (2013) 8, S. 96-113, 10.1016/j.engfracmech.2013.03.009
- [Koe10] KOERBER, H.: *Mechanical Response of Advanced Composites under High Strain Rates*, Dissertation, 2010
- [Kop00] KOPP, J.: *Zur Spannungs- und Festigkeitsanalyse von unidirektionalen Faserverbundkunststoffen - Contribution to the stress and strength analysis of unidirectionally fibre reinforced plastics*. Aachen: Verl. Mainz, 2000
- [Krü12] KRÜGER, H.: *Ein physikalisch basiertes Ermüdungsschädigungsmodell zur Degradationsberechnung von Faser-Kunststoff-Verbunden*, Dissertation, 2012
- [KTD+09] KLEINER, M.; TEKKAYA, A. E.; DEMIR, O. K.; RISCH, D.; PSYK, V.: A drop-weight high-speed tensile testing instrument. *Production Engineering* 3 (2009) 2, S. 175-180
- [KXC10] KOERBER, H.; XAVIER, J. C.; CAMANHO, P. P.: High strain rate characterisation of unidirectional carbon-epoxy IM7-8552 in transverse compression and in-plane shear using digital image correlation. *Mechanics of Materials* 42 (2010) 11, S. 1004-1019, 10.1016/j.mechmat.2010.09.003

- [Lar10] LAROUR, P.: *Strain rate sensitivity of automotive sheet steels - influence of plastic strain, strain rate, temperature, microstructure, bake hardening and pre-strain*. Lehrstuhl und Institut für Eisenhüttenkunde, 2010
- [Leu05] LEUKART, M.: *Kombinierte anisotrope Schädigung und Plastizität bei kohäsiven Reibungsmaterialien*. Stuttgart: Inst. für Baustatik, 2005
- [ŁR14] ŁYDŹBA, D.; RÓŻAŃSKI, A.: Microstructure measures and the minimum size of a representative volume element: 2D numerical study. *Acta Geophysica* 62 (2014) 5, S. 1060-1086, 10.2478/s11600-014-0226-5
- [MA99] MELIN, L. G.; ASP, L. E.: Effects of strain rate on transverse tension properties of a carbon/epoxy composite: studied by moiré photography. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 30 (1999) 3, S. 305-316, 10.1016/S1359-835X(98)00123-7
- [MAS16] MIRKHALAF, S. M.; ANDRADE PIRES, F. M.; SIMOES, R.: Determination of the size of the Representative Volume Element (RVE) for the simulation of heterogeneous polymers at finite strains. *Finite Elements in Analysis and Design* 119 (2016), S. 30-44, 10.1016/j.finel.2016.05.004
- [MCAP13] MELRO, A. R.; CAMANHO, P. P.; ANDRADE PIRES, F. M.; PINHO, S. T.: Micromechanical analysis of polymer composites reinforced by unidirectional fibres: Part II – Micromechanical analyses. *International journal of solids and structures* 50 (2013) 11-12, S. 1906-1915, 10.1016/j.ijsolstr.2013.02.007
- [MFH20] MÜLLER, J. M.; FLAMMER, F.; HOPMANN, C.: Predicting the damage development in epoxy resins in FRPs using an anisotropic damage model and cohesive-zone-elements. *SE Conference 20 Amsterdam*, 2020
- [Mie97] VAN MIER, J. G. M.: *Fracture processes of concrete*. Boca Raton: CRC Press, 1997
- [MLI+20] MAY, M.; LEDFORD, N.; ISAKOV, M.; HAHN, P.; PAUL, H.; NAGASAWA, S.: The effect of strain rate on the orientation of the fracture plane in a unidirectional polymer matrix composite under transverse compression loading. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 138 (2020), S. 106057, 10.1016/j.compositesa.2020.106057
- [MMD03] MAVKO, G.; MUKERJI, T.; DVORKIN, J.: *The rock physics handbook - Tools for seismic analysis in porous media*. Cambridge: Cambridge Univ. Press, 2003
- [MML+21] MÜLLER, J.; MÜLLER-PABEL, M.; LORENZ, N.; GRÖGER, B.; GERRITZEN, J.; GUDE, M.; HOPMANN, C.: Visco-thermo-elastic Simulation Approach For Prediction of Cure-induced Residual Stresses in Fiber Reinforced Composites. *ESAFORM 2021* (2021), 10.25518/esaform21.4266
- [MOG20] MONDAL, S.; OLSEN-KETTLE, L. M.; GROSS, L.: Regularization of continuum damage mechanics models for 3-D brittle materials using implicit gradient enhancement. *Computers and Geotechnics* 122 (2020), S. 103505, 10.1016/j.compgeo.2020.103505
- [MRKH20] MÜLLER, J. M.; ROZO LOPEZ, N.; KLEIN, E. A.; HOPMANN, C.: Predicting the damage development in epoxy resins using an anisotropic damage model. *Polymer Engineering & Science* (2020), 10.1002/pen.25383
- [MT02] Milan Jirásek; Ted Belytschko: Computational Resolution of Strong Discontinuities (2002)
- [NGT+10] NAIK, N. K.; GADIPATRI, R.; THORAM, N. M.; KAVALA, V. R.; CH., V.: Shear properties of epoxy under high strain rate loading. *Polymer Engineering & Science* 50 (2010) 4, S. 780-788, 10.1002/pen.21585
- [NLSS10] NGUYEN, V. P.; LLOBERAS VALLS, O.; STROEVEN, M.; SLUYS, L. J.: On the existence of representative volumes for softening quasi-brittle materials – A failure zone averaging scheme.

- Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering* 199 (2010) 45-48, S. 3028-3038, 10.1016/j.cma.2010.06.018
- [NN00] N.N.: *DIN EN ISO 14126: Faserverstärkte Kunststoffe Bestimmung der Druckeigenschaften in der Laminebene*. Berlin: Beuth Verlag, 2000
- [NN03] N.N.: *DIN EN ISO 604: Kunststoffe - Bestimmung von Druckeigenschaften*. Berlin: Beuth Verlag GmbH, 2003
- [NN12] N.N.: *DIN EN ISO 527 - 1: Kunststoffe - Bestimmung der Zugeigenschaften*. Berlin: Beuth Verlag, 2012
- [NN12a] N.N.: *ASTM D7078/D7078M – 12: Test Method for Shear Properties of Composite Materials by V-Notched Rail Shear Method*. West Conshohocken, PA: ASTM International, 2012
- [NN15] N.N.: *EPIKOTE TRAC 06150 EPIKURE TRAC 06150 HELOXY Additive TRAC 06805*.
- [NN19] N.N.: *ASTM D5379/D5379M: Standard Test Method for Shear Properties of Composite Materials by the V-Notched Beam Method*, 2019
- [NS12] NAUMANN, T.; STOMMEL, M.: Influence of hydrostatic pressure and volumetric strain on the mechanical long term behavior of polymers. *Journal of Polymer Engineering* 32 (2012) 6-7, S. 327-333, 10.1515/polyeng-2012-0033
- [NSK+11] NAIK, N. K.; SHANKAR, P. J.; KAVALA, V. R.; RAVIKUMAR, G.; POTHNIS, J. R.; ARYA, H.: High strain rate mechanical behavior of epoxy under compressive loading: Experimental and modeling studies. *Materials Science and Engineering: A* 528 (2011) 3, S. 846-854, 10.1016/j.msea.2010.10.099
- [NSS12] NGUYEN, V. P.; STROEVEN, M.; SLUYS, L. J.: An enhanced continuous–discontinuous multiscale method for modeling mode-I cohesive failure in random heterogeneous quasi-brittle materials. *Engineering Fracture Mechanics* 79 (2012) 5, S. 78-102, 10.1016/j.engfracmech.2011.10.005
- [ONT11] OKABE, T.; NISHIKAWA, M.; TOYOSHIMA, H.: A periodic unit-cell simulation of fiber arrangement dependence on the transverse tensile failure in unidirectional carbon fiber reinforced composites. *International journal of solids and structures* 48 (2011) 20, S. 2948-2959, 10.1016/j.ijsolstr.2011.06.012
- [OS00] OKOLI, O. I.; SMITH, G. F.: High Strain Rate Characterization of a Glass/Epoxy Composite. *Journal of Composites Technology and Research* 22 (2000) 1, S. 3, 10.1520/CTR10619J
- [Ost02] OSTOJA-STARZEWSKI, M.: Microstructural Randomness Versus Representative Volume Element in Thermomechanics. *Journal of Applied Mechanics* 69 (2002) 1, S. 25-35, 10.1115/1.1410366
- [PALM19] PAPADIOTI, I.; ARAVAS, N.; LIAN, J.; MÜNSTERMANN, S.: A strain-gradient isotropic elastoplastic damage model with J3 dependence. *International journal of solids and structures* 174-175 (2019), S. 98-127, 10.1016/j.ijsolstr.2019.05.027
- [PBH+21] POGGENPOHL, L.; BREPOLS, T.; HOLTHUSEN, H.; WULFINGHOFF, S.; REESE, S.: Towards brittle damage in carbon fiber reinforced plastics: A gradient extended approach. *Composite Structures* 255 (2021) 1–4, S. 112911, 10.1016/j.compstruct.2020.112911
- [PBMP09] PELISSOU, C.; BACCOU, J.; MONERIE, Y.; PERALES, F.: Determination of the size of the representative volume element for random quasi-brittle composites. *International journal of solids and structures* 46 (2009) 14-15, S. 2842-2855, 10.1016/j.ijsolstr.2009.03.015
- [PBWA12] PINEDA, E.; BEDNARCYK, B.; WAAS, A.; ARNOLD, S.: Implementation of a Smeared Crack Band Model in a Micromechanics Framework. *National Aeronautics and Space Administration, Glenn Research Center* (2012)

- [PD00] PAVAN, A.; DRAGHI, S.: Further experimental analysis of the dynamic effects occurring in three-point bending fracture testing at moderately high loading rates (1 m/s) and their simulation using an ad hoc mass-spring-dashpot model. In: . *Fracture of Polymers, Composites and Adhesives, Second ESIS TC4 Conference on Fracture of Polymers, Composites and Adhesives*: Elsevier, 2000
- [PHA07] PICHLER, B.; HELLMICH, C.; A. MANG, H.: A combined fracture-micromechanics model for tensile strain-softening in brittle materials, based on propagation of interacting microcracks. *International Journal for Numerical and Analytical Methods in Geomechanics* 31 (2007) 2, S. 111-132, 10.1002/nag.544
- [PHS22a] POGGENPOHL, L.; HOLTHUSEN, H.; SIMON, J.-W.: Failure zone homogenization at mode II and mixed mode loading including gradient-extended damage and interface debonding at finite strains. *Composite Structures* 298 (2022) 4, S. 115997, 10.1016/j.compstruct.2022.115997
- [PHS22b] POGGENPOHL, L.; HOLTHUSEN, H.; SIMON, J.-W.: Failure zone homogenization for modeling damage- and debonding-induced softening in composites including gradient-extended damage at finite strains. *International Journal of Plasticity* 154 (2022) 4, S. 103277, 10.1016/j.ijplas.2022.103277
- [PM07] PUCK, A.; MANNIGEL, M.: Physically based non-linear stress–strain relations for the inter-fibre fracture analysis of FRP laminates. *Composites Science and Technology* 67 (2007) 9, S. 1955-1964
- [PP14] PIMENTA, S.; PINHO, S. T.: An analytical model for the translaminar fracture toughness of fibre composites with stochastic quasi-fractal fracture surfaces. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* 66 (2014), S. 78-102, 10.1016/j.jmps.2014.02.001
- [Pre11] PRELLER, F.: *Zum Verhalten von kohlenstofffaserverstärktem Kunststoff bei faserparalleler Druckbelastung*, Institut für Kunststoffverarbeitung, RWTH Aachen, Dissertation, 2011 – Betreuer: Michaeli, W.
- [Pri22] PRINZ, J.: *Experimentelle Untersuchung der dehnratenabhängigen mechanischen Eigenschaften von unidirektionalem CFK unter transversaler Druckbelastung*, Institut für Kunststoffverarbeitung, RWTH Aachen, unveröffentlichte Bachelorarbeit, 2022 – Betreuer: Jonas Müller
- [PW22] PERRY, J. I.; WALLEY, S. M.: Measuring the Effect of Strain Rate on Deformation and Damage in Fibre-Reinforced Composites: A Review. *Journal of Dynamic Behavior of Materials* 8 (2022) 2, S. 178-213, 10.1007/s40870-022-00331-0
- [RDT08] RAJU, K. S.; DANDAYUDHAPANI, S.; THORBOLE, C. K.: Characterization of In-Plane Shear Properties of Laminated Composites at High Strain Rates. *Journal of Aircraft* 45 (2008) 2, S. 493-497, 10.2514/1.30026
- [RSI+21] ROUF, K.; SURATKAR, A.; IMBERT-BOYD, J.; WOOD, J.; WORSWICK, M.; MONTESANO, J.: Effect of Strain Rate on the Transverse Tension and Compression Behavior of a Unidirectional Non-Crimp Fabric Carbon Fiber/Snap-Cure Epoxy Composite. *Materials (Basel, Switzerland)* 14 (2021) 23, 10.3390/ma14237314
- [RWCF03] RADFORD, D. D.; WALLEY, S. M.; CHURCH, P.; FIELD, J. E.: Dynamic upsetting and failure of metal cylinders: Experiments and analysis. *Journal de Physique* 4 (2003) 110, S. 263-268
- [SAS04] STROEVEN, M.; ASKES, H.; SLUYS, L. J.: Numerical determination of representative volumes for granular materials. *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering* 193 (2004) 30-32, S. 3221-3238, 10.1016/j.cma.2003.09.023
- [SBVL09] SALAS, P.; BENSON, D.; VENKATARAMAN, S.; LOIKKANEN, M.: Numerical Implementation of Polymer Viscoplastic Equations for High Strain-Rate Composite Models. *Journal of Aerospace Engineering* 22 (2009), 10.1061/(ASCE)0893-1321(2009)22:3(304)

- [SC12] SEBSADJI, S. K.; CHOUICHA, K.: Determining periodic representative volumes of concrete mixtures based on the fractal analysis. *International journal of solids and structures* 49 (2012) 21, S. 2941-2950, 10.1016/j.ijsolstr.2012.05.017
- [SCG19] SORINI, C. W.; CHATTOPADHYAY, A.; GOLDBERG, R. K.: An Improved Unified Viscoplastic Polymer Constitutive Formulation for Multiscale Analysis of Polymer Matrix Composites Under High Strain Rate Loading. In: *AIAA Scitech 2019 Forum*, San Diego, California, 2019
- [Sch04] SCHULER, H.: *Experimentelle und numerische Untersuchungen zur Schädigung von stoßbeanspruchtem Beton*. Universität der Bundeswehr München, Dissertation, 2004
- [Sch07] SCHÜRMANN, H.: *Konstruieren mit Faser-Kunststoff-Verbunden - Mit 39 Tabellen*. Berlin: Springer, 2007
- [Sch19] SCHMACK, T.: *Entwicklung einer ganzheitlichen Methode zur Bestimmung des dehnratenabhängigen Verhaltens faserverstärkter Kunststoffe*. Wiesbaden: Springer Fachmedien Wiesbaden, 2019
- [Sch21] SCHERF, B.: *Experimentelle Untersuchung zum dehnratenabhängigen Verhalten von duroplastischen Kunststoffen unter Druck- und Zugbelastung*, Institut für Kunststoffverarbeitung, RWTH Aachen, unveröffentlichte Bachelorarbeit, 2021 – Betreuer: Jonas Müller
- [SEI85] SHIVAKUMAR, K. N.; ELBER, W.; ILLG, W.: Prediction of Impact Force and Duration Due to Low-Velocity Impact on Circular Composite Laminates: [SEI85]. *Journal of Applied Mechanics* 52 (1985) 3, S. 674-680, 10.1115/1.3169120
- [SG02] SHAN, Z.; GOKHALE, A. M.: Representative volume element for non-uniform micro-structure. *Computational Materials Science* 24 (2002) 3, S. 361-379, 10.1016/S0927-0256(01)00257-9
- [SHK18] SEUPEL, A.; HÜTTER, G.; KUNA, M.: An efficient FE-implementation of implicit gradient-enhanced damage models to simulate ductile failure. *Engineering Fracture Mechanics* 199 (2018), S. 41-60, 10.1016/j.engfracmech.2018.01.022
- [SP08] SCHUECKER, C.; PETTERMANN, H. E.: Combining Elastic Brittle Damage with Plasticity to Model the Non-linear behavior of Fiber Reinforced Laminates. In: Camanho, P. P., Dávila, C. G., Pinho, S. T., Remmers, J. (Hrsg.). *Mechanical Response of Composites*. Dordrecht: Springer Netherlands, 2008
- [ST12] SKARZYSKI, L.; TEJCHMAN, J.: Determination of representative volume element in concrete under tensile deformation. *Computers & concrete* 9 (2012) 1, S. 35-50, 10.12989/cac.2012.9.1.035
- [SVG16] SWOLFS, Y.; VERPOEST, I.; GORBATIKH, L.: A review of input data and modelling assumptions in longitudinal strength models for unidirectional fibre-reinforced composites. *Composite Structures* 150 (2016), S. 153-172, 10.1016/j.compstruct.2016.05.002
- [SWS03] SIMONE, A.; WELLS, G. N.; SLUYS, L. J.: From continuous to discontinuous failure in a gradient-enhanced continuum damage model. *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering* 192 (2003) 41-42, S. 4581-4607, 10.1016/S0045-7825(03)00428-6
- [TA08] TABIEI, A.; AMINIKARAI, S. B.: A strain-rate dependent micro-mechanical model with progressive post-failure behavior for predicting impact response of unidirectional composite laminates. *Composite Structures* 88 (2008) 1, S. 65-82, 10.1016/j.compstruct.2008.02.017
- [TK97] TRUSOV, P.; KELLER, I.: *The theory of constitutive relations*. Perm, 1997
- [TNK07] TANIGUCHI, N.; NISHIWAKI, T.; KAWADA, H.: Tensile strength of unidirectional CFRP laminate under high strain rate. *Advanced Composite Materials* 16 (2007) 2, S. 167-180, 10.1163/156855107780918937

- [TYG05] TABIEL, A.; YI, W.; GOLDBERG, R.: Non-linear strain rate dependent micro-mechanical composite material model for finite element impact and crashworthiness simulation. *International Journal of Non-Linear Mechanics* 40 (2005) 7, S. 957-970, 10.1016/j.ijnonlinmec.2004.10.004
- [UKP17] ULLAH, Z.; KACZMARCZYK, L.; PEARCE, C. J.: Three-dimensional nonlinear micro/meso-mechanical response of the fibre-reinforced polymer composites. *Composite Structures* 161 (2017) 12, S. 204-214, 10.1016/j.compstruct.2016.11.059
- [URL14] ABAQUS, F.: *ABAQUS 6.14 Documentation*.
- [URL22]: *Explicit dynamic analysis - SIMULIA User Assistance 2020*. URL: https://help.3ds.com/2020/english/dssimulia_established/SIMACAEANLRefMap/simaanl-c-expdynamic.htm?contextscope=all&id=04ec083ee6ee4579b90013b3b2ac31d2#simaanl-c-expdynamic-t-TimeIncrementation-sma-topic8, 21.12.2022
- [Vin01] VINOGRADOV, O.: On a Representative Volume in the Micromechanics of Particulate Composites. *Mechanics of Composite Materials* 37 (2001) 3, S. 245-250, 10.1023/A:1010646702365
- [VRGB10] VERHOOSSEL, C. V.; REMMERS, J. J. C.; GUTIÉRREZ, M. A.; BORST, R. de: Computational homogenization for adhesive and cohesive failure in quasi-brittle solids. *International Journal for Numerical Methods in Engineering* 83 (2010) 8-9, S. 1155-1179, 10.1002/nme.2854
- [WB89] WILLIAMS, J. G.; BADI, M. N. M.: The effect of damping on the spring-mass dynamic fracture model: [Wil88]. *International Journal of Fracture* 39 (1989) 1-3, S. 147-161, 10.1007/BF00047447
- [WCK+21] WEERTS, R. A. J.; COUSIGNÉ, O.; KUNZE, K.; GEERS, M. G. D.; REMMERS, J. J. C.: The initiation and progression of damage in composite overwrapped pressure vessels subjected to contact loads. *Journal of Reinforced Plastics and Composites* 40 (2021) 15-16, S. 594-605, 10.1177/0731684421992121
- [WHG+15] WIEGAND, J.; HORNIG, A.; GERLACH, R.; NEALE, C.; PETRINIC, N.; HUFENBACH, W.: An Experimental Method for Dynamic Delamination Analysis of Composite Materials by Impact Bending. *Mechanics of Advanced Materials and Structures* 22 (2015) 5, S. 413-421, 10.1080/15376494.2012.736066
- [Wie08] WIEGAND, J.: *Constitutive modelling of composite materials under impact loading*, Dissertation, 2008
- [Wil87] WILLIAMS, J. G.: The analysis of dynamic fracture using lumped mass-spring models. *International Journal of Fracture* 33 (1987) 1, S. 47-59, 10.1007/BF00034898
- [WNAD12] WU, L.; NOELS, L.; ADAM, L.; DOGHRI, I.: A multiscale mean-field homogenization method for fiber-reinforced composites with gradient-enhanced damage models. *International journal of solids and structures* 233-236 (2012) 1226, S. 164-179, 10.1016/j.cma.2012.04.011
- [Xia08] XIAO, X.: Dynamic tensile testing of plastic materials. *Polymer Testing* 27 (2008) 2, S. 164-178, 10.1016/j.polymertesting.2007.09.010
- [YNI09] YOKOYAMA, T.; NAKAI, K.; INAGAKI, T.: Impact Compressive Failure of a Unidirectional Carbon/Epoxy Laminated Composite in Three Principal Material Axes. *Journal of the Society of Materials Science, Japan* 58 (2009) 11, S. 887-894, 10.2472/jsms.58.887
- [YRW16] YAZDANI, S.; RUST, W. J.; WRIGGERS, P.: An XFEM approach for modelling delamination in composite laminates. *Composite Structures* 135 (2016), S. 353-364, 10.1016/j.compstruct.2015.09.035
- [YYLR12] YANG, L.; YAN, Y.; LIU, Y.; RAN, Z.: Microscopic failure mechanisms of fiber-reinforced polymer composites under transverse tension and compression. *Composites Science and Technology* 72 (2012) 15, S. 1818-1825, 10.1016/j.compscitech.2012.08.001

- [Zhe06] ZHENG, X.: *Nonlinear Strain Rate Dependent Composite Model For Explicit Finite Element Analysis*. University of Akron, Dissertation, 2006

12 ANHANG

12.1 Bestimmung der Eingangsparameter des Feder-Masse-Modells

Im Folgenden werden die Koeffizienten des in Kapitel 5.2 hergeleiteten Feder-Masse-Modells bestimmt. Um mit dem Feder-Masse-System das Schwingungsverhalten des Prüfaufbaus abzubilden, gilt es die Koeffizienten den realen Gegebenheiten entsprechend zu bestimmen. Für die nachfolgenden Bestimmungen der Koeffizienten des Systems werden die Rahmenbedingungen der Versuchsreihe 3 m/s gewählt. Generell wird die Steifigkeit des Probekörpers experimentell aus den Daten der dynamischen Prüfungen bestimmt. Dementsprechend ergeben sich für die drei eingesetzten Variationen des Prüfaufbaus verschiedene Probekörpersteifigkeiten. Des Weiteren beschränkt sich die Gültigkeit der experimentellen Steifigkeiten der Probekörper auf den linear elastischen Bereich der Prüfung.

Die maximale Dauer dieses Bereichs ergibt sich unter Einsatz des Prüfaufbaus in Kombination mit V0 und beträgt im Durchschnitt 0,305 ms.

Für die Bestimmung der Kraft F werden die Erkenntnisse aus Vorversuchen mit instrumentiertem Falldorn bei geringer potenzieller Energie des Systems genutzt. Zur Abbildung der Kraftbeaufschlagung des Systems, wird die aus dem Aufschlag des Falldorns resultierende Kraft $F_{\text{Aufschlag}}$ als Stufenfunktion umgesetzt und wirkt für eine Zeitspanne von $t_{\text{Aufschlag}} = 0,0003$ s. Die Wirkdauer ist aus den Vorversuchen abgeleitet. Basierend auf der Impulsgleichung kann folgende Gleichung genutzt werden:

$$F_{\text{Aufschlag}} = \frac{m \cdot v}{t_{\text{Aufschlag}}} \quad (\text{Gl. 12.1})$$

und $m = m_1 = 29,865$ kg sowie $v = 3$ m/s berechnet sich der Wert von der Kraft F zu 298.000 N.

Bei den Massen des Systems ist eine exakte Bestimmung durch das Wiegen der Komponenten oder durch eine Berechnung über das Volumen ohne weiteres möglich. Die resultierenden Massen ergeben sich wie folgt:

Masse	Komponenten	Wert [kg]
m_1	Impaktor, Rahmen, Gewichte	29,865
m_2	Traverse, Gleitlager, obere Probekörpereinspannung	1,447
$m_{3,0}$	untere Probekörper-einspannung, mit Adapter 1	0,08
$m_{3,1}$	untere Probekörper-einspannung, mit Adapter 1	0,4
$m_{3,2}$	untere Probekörper-einspannung, mit Adapter 2	0,8

Tabelle 12.1: Übersicht der Massen und zugehörigen Komponenten

Table 12.1: Overview of the masses and associated components

Der Ansatz sieht eine detailliertere Betrachtung der einzelnen Komponenten des Systems vor. Es ergeben sich die drei Steifigkeiten k_1 , k_2 und k_3 aus in Reihe geschalteten Kontakt- und Ersatzsteifigkeiten sowie der entsprechenden experimentellen Probekörpersteifigkeit. Tabelle 12.2 zeigt die Steifigkeiten. Die Berechnungen der Steifigkeiten befinden sich in Tabelle 12.4 und Tabelle 12.5. Die Berechnungen wurden basierend auf [DD13, GF14] durchgeführt.

Steifigkeit	Art der Steifigkeit	Wert [N/m]
k_I	Ersatzsteifigkeit des Falldorns	906.230.770
$k_{I,T}$	Kontaktsteifigkeit zwischen Impaktor & Traverse	9.230.769.200
$k_{oPKE,PK}$	Kontaktsteifigkeit zwischen Probekörper & oberer Probekörpereinspannung	77.676.180
$k_{PK,1}$	experimentelle Steifigkeit des Probekörpers – mit Adapter 1	18.766.775
$k_{PK,2}$	experimentelle Steifigkeit des Probekörpers – mit Adapter 2	23.208.550
$k_{PK,uPKE}$	Kontaktsteifigkeit zwischen Probekörper & unterer Probekörpereinspannung	77.676.180
$k_{A,KMD}$	Kontaktsteifigkeit zwischen Adapter & Kraftmessdose	3.392.307.680
k_{KMD}	Ersatzsteifigkeit der Kraftmessdose	1.050.000.000
$k_{KMD,V}$	Kontaktsteifigkeit zwischen Kraftmessdose & Verankerung	3.392.307.680

Tabelle 12.2: Übersicht der berechneten Steifigkeiten

Table 12.2: Overview of the calculated stiffnesses

Aus diesen Kontakt- und Ersatzsteifigkeiten lassen sich mit der Reihenschaltung von Federn nach:

$$\frac{1}{k} = \sum_{i=1}^n \frac{1}{k_i} \quad (\text{Gl. 12.2})$$

die Steifigkeiten zwischen den Massen berechnen. In Tabelle 12.3 werden die Ergebnisse für die gesuchten Steifigkeiten k_1 , k_2 und k_3 präsentiert.

Steifigkeit	Reihenschaltung	Wert [N/m]
k_1	$k_I, k_{I,T}$	825.215.260
$k_{2,1}$	$k_{oPKE,PK}, k_{PK,2}, k_{PK,uPKE}$	19.527.390
$k_{2,2}$	$k_{oPKE,PK}, k_{PK,2}, k_{PK,uPKE}$	$k_{2,1}/1000$
$k_{3,0}$	$k_{A,KMD}, k_{KMD}, k_{KMD,V}$	1.018.000.000
$k_{3,1/2}$	$k_{A,KMD}, k_{KMD}, k_{KMD,V}$	648.529.410

Tabelle 12.3: Übersicht der verwendeten Federsteifigkeiten

Table 12.3 Overview of the spring stiffnesses used

Steifigkeit	Formel	Wert [N/mm]	mit Variabel	Wert	Einheit	Anmerkung
k_I	$k_I = E^* A/L$	906.230,77	$E^* = \frac{E_{Stahl}}{1 - \nu_{Stahl}^2}$	230.769,23	[N/mm ²]	
$k_{I,T}$	$k_{I,T} = 2aE^*$	9.230.769,2	E_{Stahl}	210.000	[N/mm ²]	Literatur
			ν_{Stahl}	0,3	[-]	Literatur
			$A = \pi r^2$	1256,64	[mm ²]	
			L (Impaktor)	320	[mm]	Geometrie
			$a = r$ (Impaktor)	20	[mm]	Geometrie
$k_{oPKE,PK} = k_{PK,uPKE}$	$k_{oPKE,PK} = 2aE^*$	77.676,18	$E^* = \frac{2E_{PK}E_{PKE}}{E_{PK} + E_{PKE}}$	7.921,29	[N/mm ²]	
			E_{PK}	4.036,78	[N/mm ²]	experimentelle Bestimmung
			$E_{PKE} = E_{Stahl}$	210.000	[N/mm ²]	
			$a = r$ (Probekörper)	4,9	[mm]	durchschnittlicher Wert

Tabelle 12.4: Feder-Masse-Modell, Berechnung der Steifigkeiten Teil I

Table 12.4: Spring-mass model, calculation of stiffnesses part I

Steifigkeit	Formel	Wert [N/mm]	mit Variabel	Wert	Einheit	Anmerkung
k_{PK}						experimentelle Bestimmung
$k_{A,KMD}$ $= k_{KMD,V}$	$k_{A,KMD} = 2aE^*$	3.392.307,68	$E^* = \frac{E_{Stahl}}{1 - \nu_{Stahl}^2}$	230.769,23	[N/mm ²]	
			$a = r^*$ (Kraftmessdose)	7,35	[mm]	effektiver Radius (hohl)
				14,95	[mm]	Außenradius
				7,6	[mm]	Innenradius
k_{KMD}		1.050.000				Datenblatt
k_T	$k_T = E^* A / h_S$	102.461.538,12	A	5.328	[mm ²]	
			h_S	12	[mm]	
k_A	$k_A = E^* A / h_S$	16.410.256,36	A	1.600	[mm ²]	
			h_S	22,5	[mm]	

Tabelle 12.5: Feder-Masse-Modell, Berechnung der Steifigkeiten Teil II

Table 12.5: Spring-mass model, calculation of stiffnesses part II

12.2 Anhang zu Kapitel 4

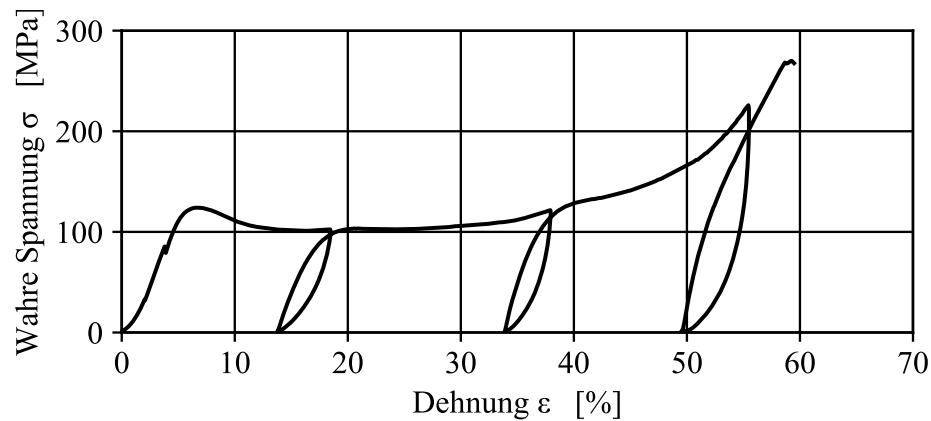


Bild 12.1: Spannungs-Dehnungsverhalten der Matrix unter zyklischer Druckbelastung

Figure 12.1: Stress-strain behaviour of the matrix under cyclic compressive loading

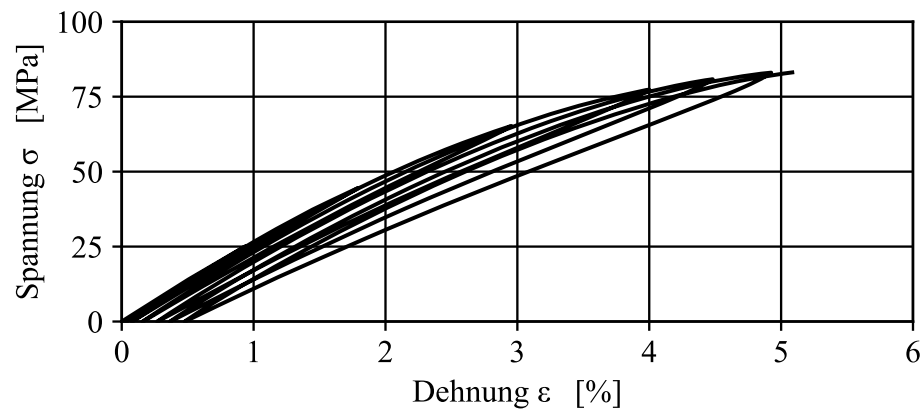


Bild 12.2: Spannungs-Dehnungsverhalten der Matrix unter zyklischer Zugbelastung

Figure 12.2: Stress-strain behaviour of the matrix under cyclic tensile loading

Prüfgeschwindigkeit	Potenzielle Energie [J]	Mittlere Dehnrate $\dot{\epsilon}$ [s^{-1}]
2 mm/min	-	$4 \cdot 10^{-3}$
5 mm/min	-	$9 \cdot 10^{-3}$
3 m/s	75	265
7 m/s	230	704
10 m/s	460	834

Tabelle 12.6: Prüfparameter bei Druckbelastung der Matrix

Table 12.6: Test parameters for compressive loading of the matrix

Prüfgeschwindigkeit	Potenzielle Energie [J]	Mittlere Dehnrate $\dot{\epsilon}$ [s^{-1}]
2 mm/min	-	$1,2 \cdot 10^{-3}$

3 m/s	70	72
7 m/s	220	114
10 m/s	475	196

Tabelle 12.7: Prüfparameter bei Zugbelastung der Matrix

Table 12.7: Test parameters for tensile loading of the matrix

Prüfgeschwindigkeit	Potenzielle Energie [J]	Mittlere Dehnrate $\dot{\epsilon}$ [s ⁻¹]
2,0 mm/min	-	$1,7 \cdot 10^{-3}$
2,5 m/s	9	133
5,0 m/s	36	252
7,5 m/s	81	458

Tabelle 12.8: Prüfparameter bei fasersenkrechter Druckbelastung

Table 12.8: Test parameters for perpendicular compressive load

Prüfgeschwindigkeit	Potenzielle Energie [J]	Mittlere Dehnrate $\dot{\epsilon}$ [s ⁻¹]
2,2 mm/min	-	$1,7 \cdot 10^{-3}$
2,5 m/s	62,5	130
4,5 m/s	215,4	250
9,6 m/s	470	450

Tabelle 12.9: Prüfparameter bei fasersenkrechter Zugbelastung

Table 12.9: Test parameters for perpendicular tensile load

Prüfgeschwindigkeit	Potenzielle Energie in J	Mittlere Dehnrate in $\dot{\epsilon}$ [s ⁻¹]
2,0 mm/min	-	$2,9 \cdot 10^{-3}$
2,0 m/s	20	175
4,5 m/s	60	394
9,9 m/s	145	842

Tabelle 12.10: Prüfparameter bei Schubbelastung des Verbunds

Table 12.10: Test parameters for perpendicular shear load

12.3 Anhang zu Kapitel 5

	Prüfaufbau Variante 0 (VO)	Prüfaufbau Variante 1 (V1)	Prüfaufbau Variante 2 (V2)
Abstand: Probekörper und Kraftmessdose	5 mm	50 mm	50 mm
Masse: untere Probekörpereinspannung	0,08 kg	0,4 kg	0,8 kg

Tabelle 12.11: In den Prüfaufbau eingebrachte Abstände und Massen durch V1 und V2

Table 12.11: Distances and masses introduced into the test setup by V1 and adapter V2

12.4 Anhang zu Kapitel 7

Kennwert	Einheit	Wert
E_{11}	[MPa]	230000
E_{22}, E_{33}	[MPa]	1500
ν_{12}, ν_{13}	[-]	0,2
ν_{23}	[-]	0,28
G_{11}, G_{22}	[MPa]	10000
G_{33}	[MPa]	7000
ρ	[kg/ μm^3]	$1,2 \cdot 10^{18}$

Tabelle 12.12: Eigenschaften der Faser

Table 12.12: Properties of the fibre

Dehnrate [1/s]	Massenskalierung
0,001	$8,40 \cdot 10^7$
0,1	$1,52 \cdot 10^4$
1	$4,15 \cdot 10^0$
10	$2,58 \cdot 10^{-3}$
100	$2,11 \cdot 10^{-5}$
3800	$1 \cdot 10^0$

Tabelle 12.13: Verwendete Massenskalierung

Table 12.13: Mass scaling used

Lebenslauf

Persönliche Daten

Name Jonas Maximilian Müller
Geburtsdatum 21.01.1992
Geburtsort Wuppertal

Berufserfahrung

2023 - heute Forschungsingenieur
Firma Robert Bosch GmbH

2018 - 2023 Wissenschaftlicher Mitarbeiter
IKV · Institut für Kunststoffverarbeitung an der RWTH Aachen University
Arbeitsgruppe „Crash FVK“ der Abteilung Strukturberechnung und
Werkstofftechnik

2015 - 2017 Studentische Hilfskraft
IKV · Institut für Kunststoffverarbeitung an der RWTH Aachen University

Ausbildung

2018 - 2023 RWTH Aachen University, Aachen
Promotionsstudium

2014 - 2018 RWTH Aachen University, Aachen
Masterstudiengang allg. Maschinenbau
Abschluss: Master of Science (M.Sc.)

2011 – 2014 Bergische Universität Wuppertal, Wuppertal
Bachelorstudiengang Maschinenbau mit Schwerpunkt
Konstruktionstechnik
Abschluss: Bachelor of Science (B.Sc.)

2009 – 2011 Städtisches Gymnasium Wülfrath, Wülfrath
Abschluss: Allgemeine Hochschulreife