

TECHNISCHE UNIVERSITÄT MÜNCHEN
Lehrstuhl für Leichtbau

**Charakterisierung des dynamischen Versagensverhaltens
von Kunststoffkomponenten im Fußgängerschutz von
Fahrzeugen**

Holger Silvan Günter Staack

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

Doktor-Ingenieurs (Dr.-Ing.)

genehmigten Dissertation.

Vorsitzender:

Univ.-Prof. Dr.-Ing. M. Lienkamp

Prüfer der Dissertation:

1. Univ.-Prof. Dr.-Ing. H. Baier

2. Univ.-Prof. Dr.-Ing. K. Drechsler

Die Dissertation wurde am 01.04.2016 bei der Technischen Universität München eingereicht und durch die Fakultät für Maschinenwesen am 07.10.2016 angenommen.

Vorwort

Die Arbeit entstand im Rahmen eines INI.TUM Projektes in Zusammenarbeit des Lehrstuhls für Leichtbau der Technischen Universität München und der Abteilung „Entwicklung Partnerschutz“ der AUDI AG in Ingolstadt.

Mein ganz besonderer Dank gilt meinem Doktorvater Herrn Prof. Dr.-Ing. Horst Baier für die Betreuung dieser Arbeit. Seine wertvollen Ratschläge und nicht zuletzt die mir von ihm gewährte wissenschaftliche Freiheit ermöglichte es mir, meine Arbeit erfolgreich fertig zu stellen.

Meinen fachlichen Betreuern bei Audi, Herrn Dr.-Ing. Dominic Seibert und Herrn Dr.-Ing. Andreas Koukal, gebührt Dank für unzählige fachliche Diskussionen, Gespräche und Ratschläge. Ihre kompetente und umsichtige Unterstützung gab meiner Arbeit viele Male den entscheidenden Impuls in die richtige Richtung. Bei den Mitarbeitern der Abteilung Partnerschutz, allen ungenannten Kollegen der AUDI AG, sowie den Kollegen des Lehrstuhls für Leichtbau, möchte ich mich für die große Hilfsbereitschaft und angenehme Arbeitsatmosphäre bedanken.

Herrn Dr.-Ing. Lars Greve von der VW-Konzernforschung und Herrn Peter Reithofer von der 4a engineering GmbH möchte ich auf diesem Wege für die bemerkenswerte Zusammenarbeit im Bereich Material- und Versagensmodellierung und die vielen horizonterweiternden Gespräche danken.

Anteil an der Promotion und mein Dank gebührt außerdem allen Studenten, die ich im Rahmen von Abschlussarbeiten und Praktika betreuen durfte.

Meinen Eltern und meinem Bruder obliegt der allergrößte Dank für ihre immerwährende Liebe, ihr bedingungsloses Zutrauen und ihre stete Unterstützung.

München, 30.03.2016

Holger Staack

Abstract

To capture dynamic material failure in pedestrian protection polymer components, a modeling approach is developed. Upon the examination of failure behavior of PC-PET, a plastic strain failure model determined by calculated stress state and strain rate is established. The model parameters are thereby derived from experiments and, thereafter, applied in transient failure simulations. Their correlation with transient component tests by pedestrian protection impactors revealed a proper representation of technical reality.

Kurzfassung

Es wird ein Simulationsmodell für dynamisches Werkstoffversagen in Kunststoffkomponenten des automobilen Fußgängerschutzes (FGS) entwickelt und validiert. Das Bruchverhalten von PC-PET wird untersucht und ein Versagensmodell abgeleitet, das eine plastische Bruchdehnung als Funktion von Spannungszustand und Dehnrates berechnet. Nach experimenteller Parameterbestimmung erfolgen dynamische Versagenssimulationen und deren erfolgreiche Korrelation mit transienten FGS-Impaktorversuchen an Kunststoffkomponenten.

Inhaltsverzeichnis

Symbol- und Abkürzungsverzeichnis	IX
1. Einleitung	1
1.1. Motivation	1
1.2. Zielsetzung	2
1.3. Aufbau der Arbeit	3
2. Grundlagen	5
2.1. Thermoplastische Kunststoffe	5
2.1.1. Kunststoffe im Fußgängerschutz	6
2.1.2. Versagensvorgänge in Kunststoffen	7
2.2. Kontinuumsmechanik zur Werkstoffmodellierung	8
2.2.1. Dehnung und Dehnrate	9
2.2.2. Spannung und abgeleitete Größen	12
2.3. Anmerkungen zur Schalentheorie in der FEM	15
2.4. Modellierung mechanischen Werkstoffverhaltens	16
2.4.1. Modellierung des mechanischen Verhaltens von Kunststoffen	17
2.4.2. Mechanische Werkstoffmodelle für Kunststoffe (Übersicht)	17
2.5. Bruchmechanik und Versagensmodelle	18
2.5.1. Bruchinitiierung, Risswachstum und Versagen	18
2.5.2. Versagensmodelle und -kriterien	19
3. Untersuchung von Kunststoffversagen im Fußgängerschutz	25
3.1. Anforderungen an die Versagensmodellierung im Fußgängerschutz	25
3.2. Komponentenprüfstände zur detaillierten Bruchuntersuchung	26
3.2.1. Entwicklung und Aufbau der Komponentenprüfstände	26
3.2.2. Komponentenversuche zur Bruchuntersuchung	29
3.3. Optische Untersuchung von Bruchoberflächen aus Komponentenversuchen	32
3.4. Simulative Analyse der Komponentenversuche	34
3.5. Zusammenfassung und Diskussion	35
4. Charakterisierung des mechanischen Verhaltens von PC-PET	37
4.1. Versuche zur Werkstoffcharakterisierung	38
4.1.1. Klassische Materialversuche	38
4.1.2. Pendelversuche	43
4.2. Material- und Bruchverhalten PC-PET	48
4.2.1. Untersuchung des mechanischen Werkstoffverhaltens von PC-PET	48
4.2.2. Bestimmung des Bruchverhaltens von PC-PET	50
4.3. Verwendbarkeit und Bewertung unterschiedlicher Versuchsarten für die Werkstoffcharakterisierung	53
4.4. Zusammenfassung und Diskussion	57
5. Modellierung von Werkstoffmechanik und -versagen für PC-PET	59
5.1. Entwicklungsumgebung Modulares Materialmodell (MMM)	59
5.2. Modellierung von Elastizität, Plastizität und Schädigung	60

5.2.1.	Grundlagen und spezifische Annahmen für die Modellierung des mechanischen Verhaltens	60
5.2.2.	Bestimmung von Werkstoffparametern aus Versuchsdaten	61
5.2.3.	Bestimmung mechanischer Werkstoffparameter für PC-PET	62
5.3.	Modellierung von Werkstoffversagen	64
5.3.1.	Berücksichtigung von anwendungsbezogenen Anforderungen im Modellierungsansatz	64
5.3.2.	Auf Voruntersuchungen basierende Annahmen zur Versagensmodellierung	65
5.3.3.	Versagensmodell nach Johnson-Cook	65
5.3.4.	Versagensmodell nach Bai-Wierzbicki und dessen Modifikation	66
5.3.5.	Versagensmodell nach Cockroft-Latham	68
5.3.6.	Zusammenfassung und Diskussion	69
6.	Parametrisierung und Parameterbestimmung von Versagensmodellen am Bei- spiel PC-PET	71
6.1.	Simulative Bestimmung von Bruchdehnungen, Dehnraten und Mehrachsigkeiten	72
6.2.	Numerische Optimierung zur Bestimmung von Versagensparametern	72
6.3.	Ermittlung der Bruchparameter für das modifizierte Versagensmodell nach Bai-Wierzbicki	75
6.4.	Methodik zur Parameterbestimmung für das Bruchmodell nach Cockroft-Latham	78
6.5.	Abhängigkeit von Versagensmodellierung und konstitutivem Werkstoffmodell	79
6.6.	Zusammenfassung und Diskussion	81
7.	Validierung des modifizierten Versagensmodells nach Bai-Wierzbicki	83
7.1.	Validierung auf Probenebene	83
7.1.1.	Probenebene Parameterbestimmung	83
7.1.2.	Probenebene Validierungsversuch	84
7.2.	Validierung mit Fahrzeugkomponenten	86
7.3.	Zusammenfassung und Diskussion	90
8.	Diskussion	93
8.1.	Praxisrelevanz der Bruchsimulation für die Fahrzeugsicherheit	95
8.2.	Integrationsstrategien für Bruchsimulation in industriellen Anwendungen . .	97
9.	Zusammenfassung und Ausblick	99
9.1.	Zusammenfassung	99
9.2.	Ausblick	101
A.	Literaturverzeichnis	103

Symbol- und Abkürzungsverzeichnis

Notationen

a oder a_i	Vektor
A oder A_{ij}	Tensor
σ / σ_{ij} oder $\varepsilon / \varepsilon_{ij}$	Tensor
σ oder ε	Skalar
X oder X_i	Koordinatenvektor in der Ausgangskonfiguration
x oder x_i	Koordinatenvektor in der Momentankonfiguration
A, a	Skalar

Abkürzungen

3PB	Dreipunktbiegung
ABS	Acrylnitrilbutadienstyrol
CL	Cockcroft-Latham Modell
DIC	Digital image correlation
FEM	Finite-Elemente-Methode
FGS	Fußgängerschutz
FlexPLI	Flexible pedestrian leg impactor
FVK	Faserverstärkter Kunststoff
GRUC	Generic rupture user criterion
HAS	Hauptachsenspannung
HAT	Hauptachsentransformation
IP	Integrations- oder Gauss-Punkt
JC	Johnson-Cook Modell
mBW	Modifiziertes Bai-Wierzbicki Modell
MMM	Modulares Materialmodell

PA6-GF30	Kurzglasfaserverstärktes Polyamid 6 (30 Gew.-% Glasfaser)
PBT	Polybutylenterephthalat
PC	Polycarbonat
PC-PET	Polycarbonat-Polyethylenterephthalat
PDI-1	Pedestrian detection impactor 1
POM	Polyoxymethylen
PP	Polypropylen
PP-EPDM	Polypropylen mit Ethylen-Propylen-Dien-Kautschuk Partikeln
PP-LGF20	Langglasfaserverstärktes Polypropylen (20 Gew.-% Glasfaser)
PP-T40	Talkumgefülltes Polypropylen (40 Gew.-% Talkum)
REM	Rasterelektronenmikroskop
RT	Raumtemperatur (23°C)
SAMP	Semi analytical model for polymers
UHMWPE	Ultra-high-molecular-weight polyethylene
UN	United Nations
XFEM	Extended finite element method
Y000	Nullkoordinate in Fahrzeug-Y-Richtung (Fahrzeugkoordinaten)

Griechische Buchstaben

α	Raghava-Parameter.....[-]
$\bar{\theta}$	Normalisierter Lode-Parameter.....[-]
∇Z^{mBW}	Gradient der Zielfunktion $Z^{mBW}(\mathbf{D})$
σ	Spannungstensor
ε_w	Wahre Dehnung (Tensor)
$\dot{\varepsilon}$	Dehnrade..... $[\frac{1}{s}]$
$\dot{\varepsilon}_{ref}$	Referenzdehnrade..... $[\frac{1}{s}]$
$\dot{\varepsilon}_{rThres}$	Dehnradeschwellenwert..... $[\frac{1}{s}]$
$\dot{\varepsilon}_{av,pl}$	Plastische Dehnrade, gemittelt über ε_{pl} $[\frac{1}{s}]$
$\dot{\varepsilon}_{pl}$	Plastische Dehnrade..... $[\frac{1}{s}]$
η	Mehrachsigkeit.....[-]
η_{av}	Mehrachsigkeit, gemittelt über ε_{pl}[-]
η_{ref}	Referenzmehrachsigkeit.....[-]
γ_{ij}	Scherung, Scherwinkel.....[-]
λ_i	Eigenwerte des charakteristischen Polynoms
ν	Elastische Querkontraktionszahl.....[-]
ν_p	Plastische Querkontraktionszahl.....[-]
σ	Spannung.....[MPa]
σ_0	Fließspannung oder Fließgrenze.....[MPa]
σ_m	Mittelspannung oder hydrostatische Spannung.....[MPa]
σ_w	Wahre Spannung.....[MPa]
σ_1, σ_2 und σ_3	1.,2. und 3. Hauptspannung.....[MPa]
σ_{equ}	Vergleichsspannung nach Von Mises.....[MPa]
σ_{Plat}	Plateau- oder Deckelspannung.....[MPa]
$\tilde{\sigma}$	Deviatorischer Anteil des Spannungstensors.....[MPa]
ε	Dehnung.....[-]

ε_E	Euler-Almansi-Dehnung	[-]
ε_w	Natürliche /Wahre/ Hencky-Dehnung (eindimensional).....	[-]
ε_{el}	Elastische Dehnung.....	[-]
ε_{equ}	Vergleichsdehnung nach Von Mises	[-]
$\varepsilon_{f,pl}$	Plastische Versagensdehnung.....	[-]
ε_f	Versagensdehnung	[-]
ε_{GL}	Green-Lagrange-Dehnung	[-]
ε_{pl}	Plastische Dehnung.....	[-]
ε_t	Ingenieursdehnung, technische Dehnung	[-]
ε_{vol}	Volumendehnung	[-]
$\varepsilon_{x/y/z}$	Dehnung auf Elementebene (Elementkoordinatensystem)	[-]
ζ	Lodewinkel.....	[-]

Lateinische Buchstaben

b	Linker Cauchy-Green-Deformationstensor
C	Rechter Cauchy-Green-Deformationstensor
D	Entwurfsvariablenvektor für die Bruchparameter
E	Green-Lagrange-Verzerrung
e	Euler-Almansi-Verzerrung
F	Deformationsgradient
I	Einheitstensor
S	Deviatorischer Anteil des Spannungstensors
$\mathbf{a}(\mathbf{X}, t)$	Beschleunigung eines Punktes
$\mathbf{u}(\mathbf{X}, t)$	Verschiebung eines Punktes
$\mathbf{v}(\mathbf{X}, t)$	Geschwindigkeit eines Punktes
\mathbf{X} oder X_i	Koordinatenvektor in der Ausgangskonfiguration
\mathbf{x} oder x_i	Koordinatenvektor in der Momentankonfiguration
$\tilde{\epsilon}$	Deviatorische Dehnung [-]
a	Beschleunigung [$\frac{m}{s^2}$]
A_g	Gleichmaßdehnung [%]
c_{hard}	Parameter der Dehnratenverfestigung [-]
D	Materialschädigung in der FEM-Simulation [-]
d	Schädigungsparameter [-]
$d\mathbf{X}$	Materielles Linienelement
$d\mathbf{x}$	Räumliches Linienelement
D_{1-4}	Bruchparameter [-]
D_c	Normalisierte kritische Deformationsenergiedichte (CL) [-]
d_{vol}, d_{dev}	Volumetrischer bzw. deviatorischer Schädigungsanteil [-]
E	Elastizitätsmodul [GPa]
F	Kraft [N]

$I_{1,2,3}^{\sigma}$	Invarianten des Spannungstensors
$I_{1,2,3}^{\varepsilon}$	Invarianten des Verzerrungstensors
$J_{1,2,3}^{\sigma}$	Invarianten des Spannungsdeviators
$J_{1,2,3}^{\varepsilon}$	Invarianten des Verzerrungsdeviators
p	Hydrostatischer Druck.....[MPa]
s	Weg.....[mm]
T	Temperatur.....[°C]
t	Zeit.....[ms]
w_i	Gewichtungsfaktor.....[-]
Z^{mBW}	Zielfunktion der Parameteroptimierung für das mBW Modell

1

Einleitung

1.1. Motivation

Der automobiler Fußgängerschutz (FGS) hat die Aufgabe, Unfälle mit Fußgängern zu verhindern (aktiver FGS) oder die Unfallschwere herabzusetzen (passiver FGS). Ein guter passiver Schutz wird erreicht, indem der Vorderwagen neuer Fahrzeuge so gestaltet wird, dass im Falle einer Kollision mit einem Fußgänger die Unfallfolgen so weit wie möglich reduziert werden. Geometrien, Oberflächen, Bauteile und Werkstoffe werden so optimiert, dass die von Gesetz und Verbraucherschutz gestellten Anforderungen erfüllt werden.

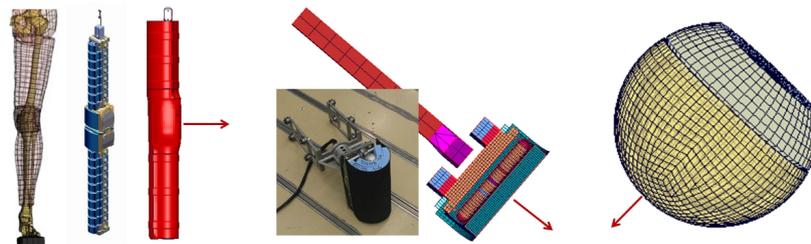


Abbildung 1.1.: V.l.n.r.: FlexPLI Beinimpaktor (schematische Ableitung), Hüftimpaktor, Kopfimpaktor (FE-Modell), jeweils mit Schussrichtung [86]

Zur Beurteilung der bei FGS Unfällen am häufigsten betroffenen Körperregionen wurden sog. *Impaktoren* entwickelt, die diese Körperteile repräsentieren (vgl. Abb. 1.1).

- Bein
- Hüfte
- Kopf (je einer für Kind und Erwachsenen)

Um das Unfallszenario zwischen Fahrzeug und Fußgänger nachzustellen, werden diese Impaktoren in Versuchen auf die Fahrzeugfront geschossen (vgl. Abb. 1.2). Sensorsignale aus den Impaktoren und der Prüfstandsumgebung liefern Informationen über die aus diesen Szenarien resultierende Verletzungsschwere. Hierbei werden kurzzeitdynamisch Größen wie Ligamentlängungen, Biegemomente und Kräfte (FlexPLI und Hüfte) sowie Beschleunigungen gemessen.

Der Entwicklungszyklus eines modernen Fahrzeuges dauert mehrere Jahre. In dieser Zeit verändert sich das Design und die Konstruktion des Vorderwagens innerhalb mehrerer „Meilensteine“ nicht zuletzt aufgrund der FGS-Entwicklung noch erheblich (siehe Abb. 1.3).

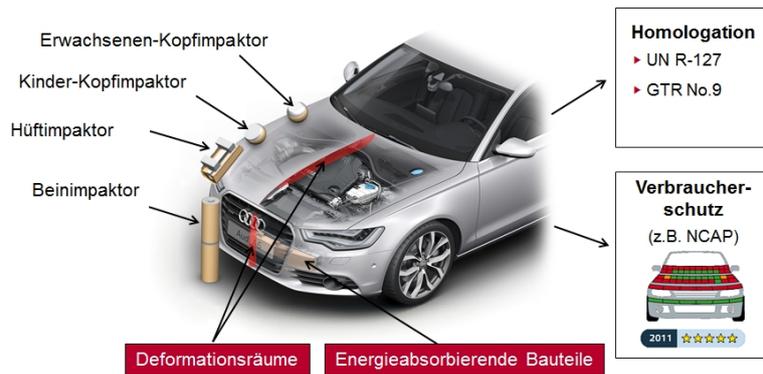


Abbildung 1.2.: FGS Impaktoren und ihre Positionierung am Fahrzeug [85]

Die Beurteilung von Entwicklungsständen beruht größtenteils auf Simulationen der Prüfscenarien. So können Konstruktionsstände bezüglich ihrer Eignung für den FGS bewertet und Parametereinflüsse ermittelt werden. [45]

Aus diesem Grund ist es notwendig, die Simulationstechnologien stetig weiterzuentwickeln. Die nachfolgende Charakterisierung des Bruchverhaltens von Kunststoffkomponenten orientiert sich deshalb an den Anforderungen (Kapitel 3), die der FGS mit sich bringt. Weiterführende Informationen über das Gebiet FGS bietet Kühn [47] sowie das entsprechende Testprotokoll des EuroNCAP [64] und die Gesetzgebung der UN [61]. Kramer [46] behandelt zudem auch die (simulativen) Entwicklungsmethoden der Fahrzeugsicherheit im Allgemeinen und die des FGS im Speziellen.

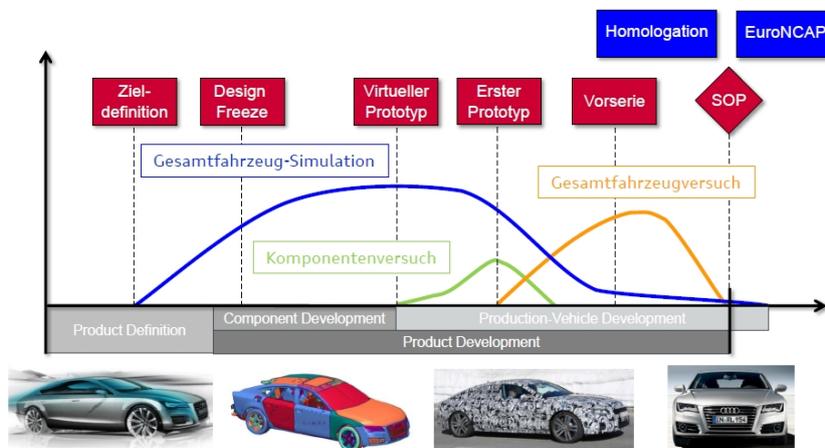


Abbildung 1.3.: Entwicklungszyklus eines neuen Fahrzeuges aus der Sicht des FGS [45]

1.2. Zielsetzung

Die nachfolgende Arbeit hat zum Ziel, Kunststoffversagen unter bestimmten Anforderungen des FGS simulativ vorhersagen zu können. Anspruch ist hierbei kein allgemeingültiger Ansatz, sondern der Minimalaufwand für die physikalisch korrekte Darstellung von dynamischem Kunststoffversagen in fahrzeugsicherheitsrelevanten Kunststoffkomponenten.

Die Randbedingungen für Kunststoffversagen im Rahmen von FGS-Versuchen sollen untersucht und letztlich zu einem Modellierungsansatz für die Simulation von Versagen mit der Finiten Elemente Methode (FEM) führen.

Für den Modellierungsansatz soll ein zielführendes, d.h. schnelles und robustes, experimentelles Verfahren zur Bestimmung der Modellparameter entwickelt werden. Das parametrisierte Modell soll derart optimiert werden, dass experimentell ermittelte Ergebnisse ausreichend genau berechnet werden können. Ein sinnvolles Portfolio an Versuchen ist dabei ebenso wichtig, wie ein effektives Verfahren zu deren Auswertung bezüglich Versagen.

Modellierungsansatz und Bruchcharakterisierung eines thermoplastischen Kunststoffes sollen beispielhaft für eine Automobilkomponente im Vorderwagen angewandt und in die Praxis umgesetzt werden. Abschließend soll das Verfahren mithilfe von FGS-spezifischen, komplexen Komponentenversuchen validiert werden.

1.3. Aufbau der Arbeit

Die Arbeit ist nach Themengebieten unterteilt. Am Ende des jeweiligen Kapitels erfolgt eine Kurzzusammenfassung und eine Diskussion der behandelten Themen.

Kapitel 1 begründet die Motivation für die nachfolgende Arbeit, indem das Problemfeld der Crashsimulation in der Fußgängerschutzentwicklung dargestellt wird. Die Ziele der Arbeit werden ebenso zusammengefasst wie Inhalt und Aufbau.

In **Kapitel 2** werden die für das Verständnis der späteren Ansätze notwendigen Grundlagen aufbereitet bzw. geeignete Literaturreferenzen zu diesem Zwecke vorgeschlagen. Insbesondere bezüglich Kunststoffversagen und simulativer Bruchmodellierung wird der Stand der Technik erläutert.

Die Untersuchung allgemeiner und FGS-spezifischer Merkmale und Randbedingungen des Kunststoffversagens in **Kapitel 3** erfolgt auf Basis der Erkenntnisse vorangestellter Arbeiten und eigener Untersuchungen. Hierbei kommen verschiedene, im Laufe der Arbeit entwickelte Komponentenprüfstände und -versuche zum Einsatz. Diese haben zum Ziel, reproduzierbar aber anwendungsnah (Fußgängerschutz), Bruchentstehung an thermoplastischen Kunststoffkomponenten zu untersuchen. Zu diesem Zweck werden unter anderem Oberflächen der experimentell verursachten Brüche unter dem Rasterelektronenmikroskop (REM) untersucht. Final werden mithilfe der resultierenden Ergebnisse FGS-spezifische Anforderungen an die Modellierung des Kunststoffbruchs extrahiert.

Kapitel 4 beinhaltet Versuche und Versuchsergebnisse auf Probenebene für Polycarbonat-Polyethylenterephthalat (PC-PET). Zunächst werden sämtliche verwendete Versuchsarten beschrieben, bevor die wichtigsten Ergebnisse aus den Untersuchungen vorgestellt werden. Dabei werden Ergebnisse zum mechanischen Werkstoffverhalten ebenso dargestellt wie ermittelte Charakteristiken im Versagen von PC-PET. Abschließend werden verschiedene Aspekte für die Eignung der verschiedenen Versuchsarten zur Material- und Bruchcharakterisierung diskutiert.

Auf Basis der in Kapitel 3 erläuterten Anforderungen und der in Kapitel 4 ermittelten Werkstoffcharakteristika werden in **Kapitel 5** die theoretischen Überlegungen für die Modellierung von mechanischem Werkstoff- und Versagensverhalten angestellt. Mithilfe der in

Kapitel 4 vermittelten Ergebnisse werden Parameter für die diesbezügliche Beschreibung des Thermoplastblends PC-PET hergeleitet. Anschließend werden diese auf Basis der in Kapitel 4 beschriebenen Untersuchungen bestimmt.

Für die Bruchdarstellung erfolgt ein Vergleich eines empirisch-pauschalisierenden und eines phänomenologisch-physikalischen Versagensmodells. Schlussendlich wird die Eignung der Modelle für Kunststoffe des Fußgängerschutzes bewertet.

Kapitel 6 befasst sich mit der Parametrisierung von Versagensmodellen und der Parameterbestimmung aus Versuchsdaten. Für die in Kapitel 5 vorgestellten Versagensmodelle nach Bai-Wierzbicki und Cockroft-Latham wird ein universeller Ansatz zur Bestimmung von Versagensparametern auf Basis eines Reverse-Engineering Ansatzes vorgestellt. Dabei erfolgt u.a. ein Vergleich mit klassischen Methoden der Materialcharakterisierung. Zur Bedeutung von empirischen Versagensmodellen mithilfe von Versuchsdaten wird ein Verfahren zur numerischen Optimierung vorgestellt. Anschließend wird die Methode beispielhaft für PC-PET angewandt und das ermittelte Versagensmodell präsentiert. Abschließend erfolgt eine Betrachtung des Einflusses der Materialmodellierung auf die Ergebnisse der Bruchcharakterisierung durch Reverse-Engineering Methoden.

In **Kapitel 7** wird das in Kapitel 5 modifizierte und in den Kapiteln 4 und 6 für PC-PET bestimmte Versagensmodell nach Bai-Wierzbicki hinsichtlich seiner Korrelation mit Versuchsergebnissen überprüft. Diese Validierung umfasst in Kapitel 4 vorgestellte Materialversuche auf Probenebene als auch in Kapitel 3 vorgestellte, komplexe Komponentenversuche mit FGS-Impaktoren.

Die Ausführungen in **Kapitel 8** diskutieren die Ansätze und Ergebnisse der Arbeit insgesamt und stellen insbesondere die Relevanz der Methoden für die Praxis in den Vordergrund. Lösungsansätze für angesprochene Herausforderungen werden aufgezeigt.

Kapitel 9 fasst die Hauptaspekte der Arbeit zusammen. In Form eines Ausblicks werden offene Fragestellungen als Basis für zukünftige Forschungsaktivitäten vorgeschlagen.

2

Grundlagen

Nachfolgend werden Sachverhalte erläutert, deren Verständnis Voraussetzung für die Nachvollziehbarkeit dieser Arbeit sind. Zielführende Literaturhinweise sind in den jeweiligen Abschnitten aufgeführt.

2.1. Thermoplastische Kunststoffe

Die im FGS eingesetzten Kunststoffe decken nahezu die komplette Bandbreite an thermoplastischen Kunststoffen ab (siehe Abb. 2.1): Von amorphen (z.B. Polycarbonat oder kurz PC) über teilkristalline (Polypropylen oder kurz PP), partikel- (PP-T40 – talkumverstärkt) und faserverstärkte Kunststoffe (PP-LGF20, PA6-GF30 - langglas- bzw. kurzglasfaserverstärktes PP bzw. Polyamid 6), bis hin zu Polymerblends (PC-PET) und Mischungen von Thermoplasten und Elastomeren (PP-EPDM - schlagzähmodifiziertes PP mit EPDM-Partikeln) sind die meisten Klassen im Fahrzeug vertreten.

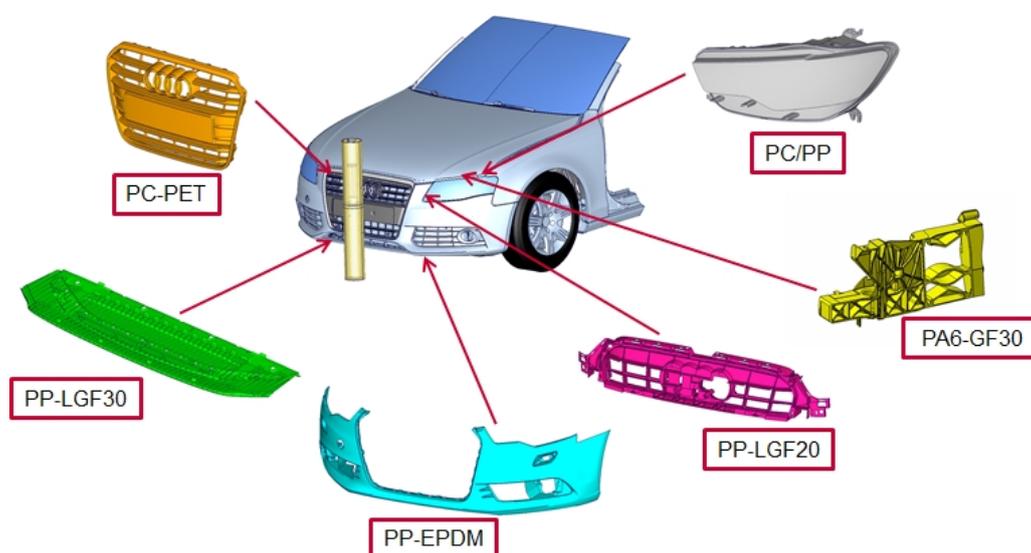


Abbildung 2.1.: Übersicht Vorderwagenkomponenten Audi A6

Allgemein zeigen Thermoplaste in ihren mechanischen Eigenschaften eine deutlich stärkere Abhängigkeit von Temperatur, Dehnrate und Verarbeitungszustand als metallische Werkstoffe. Im Gegensatz zu Polymeren ist das mikromechanische Verhalten von Metallen bekannt und weitgehend beschreibbar.

Aufgebaut aus langen Molekülketten, deren Zusammenhalt über kovalente Atombindungen gewährleistet ist, erfolgt der Zusammenhalt der verschiedenen Molekülketten aneinander mit schwächeren Sekundärbindungen. Lage und Orientierung dieser Molekülketten zueinander ist daher entscheidend für Festigkeit, Zähigkeit, Fließ- sowie Bruchverhalten. Bei regelloser Anordnung spricht man von amorphen Thermoplasten, bei partiell geregelter Anordnung von teilkristallinen. Ein häufig bemühter und anschaulicher Vergleich ist das „Spaghettimodell“. Teils ungeordnet-vermischt repräsentieren die unverbundenen Nudeln Molekülketten in einem amorphen Kunststoff. Kleben diese Spaghetti partiell aneinander, kann dies mit kristallinen Teilstrukturen verglichen werden. Wird der Abstand zwischen den Ketten klein, erhöht dies die Wirkung der Sekundärbindungen. Einen umfassenden Überblick über den Aufbau und die Eigenschaften von Kunststoffen bietet das Saechtling Kunststoff Taschenbuch [10].

Sowohl für verstärkte als auch unverstärkte Thermoplaste ist das Spritzgießen das gebräuchlichste Herstellungsverfahren, da es neben einem hohen Maß an Gestaltungsfreiheit einen hohen Grad an Wirtschaftlichkeit aufweist [54]. Durch den Fertigungsprozess wird die Orientierung von Molekülketten beeinflusst, was Auswirkungen auf das Materialverhalten haben kann (siehe Abb. 2.2).

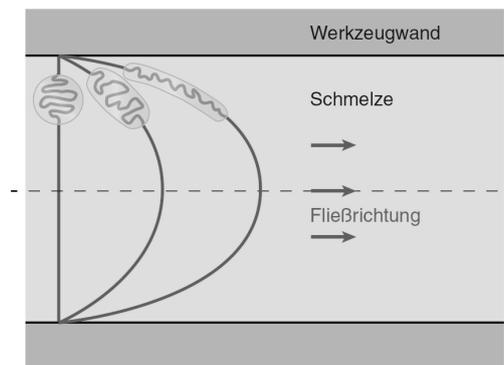


Abbildung 2.2.: Einfluss des Fertigungsprozesses auf die Molekülorientierung in thermoplastischen Spritzgießbauteilen [10]

2.1.1. Kunststoffe im Fußgängerschutz

Der für diese Arbeit wichtigste Kunststoff ist PC-PET. Hierbei handelt es sich um ein Polymerblend aus zwei Polyestern, amorphem PC und teilkristallinem PET. Im Rahmen von Bruchuntersuchungen wird auch auf PP-LGF20, PA6-GF30 und PP-T40 eingegangen.

PC-PET ist ein Zweiphasengemisch aus amorpher Matrix (PC) mit teilkristallinen Einlagerungen (PET). Durch das sog. „blenden“ werden die gute Zähigkeitseigenschaften sowie die gute Wärmeformbeständigkeit von PC und die gute Chemikalienbeständigkeit von PET miteinander kombiniert. Ein ähnlicher Blend ist PC-PBT (Polycarbonat-Polybutylenterephthalat). [68] [10] [60]

Langglasfaserverstärktes PP ist ein häufig eingesetzter Kunststoff in automobilen Anwendungen. Die hohe Wirtschaftlichkeit bei gleichzeitig guten mechanischen Eigenschaften von PP werden hierbei im Spritzgießverfahren mit bis zu 10 mm langen Glasfasern verbunden,

was zu höherer Steifigkeit, Festigkeit sowie Form- und Wärmebeständigkeit führt. Koukal [45] zeigt, dass sowohl Fließbeginn als auch Bruchdehnung von PP stark von der Dehnrage abhängig sind. Mit zunehmendem Faseranteil wird diese Abhängigkeit schwächer. PA6-GF30 ist kurzglasfaserverstärktes Polyamid. Durch die kürzeren Fasern haben diese die Möglichkeit, höhere Orientierungsgrade und gleichmäßigere Faserverteilungen zu erreichen als in langglasfaserverstärkten Kunststoffen wie PP-LGF.

PP-T40 ist mineralgefülltes PP (Talkum). Die stäbchen- bis plättchenförmigen Talkumpartikel führen zu einer Versprödung des Werkstoffs. E-Modul und Wärmeformbeständigkeit steigen signifikant gegenüber ungefülltem PP, während das preisgünstige Talkum einen günstigen Effekt auf den Rohmaterialpreis des PP hat.

2.1.2. Versagensvorgänge in Kunststoffen

Beim duktilen Versagen von Kunststoffen können auf der Molekularebene zwei Deformationsmechanismen die Ursache sein: die Scherbandbildung (*shear yielding*) und die *Crazebildung* [56] [41]. Bei der Scherbandbildung (auch Schubspannungsfließzonenbildung genannt) bilden sich durch Entfestigungseffekte (Softening) nach dem Fließbeginn etwa 45° zur Hauptspannungsrichtung Orientierungsinhomogenitäten aus, welche zu hochverstreckten Bereichen führen. Typisch ist der Beginn dieses Phänomens für den Entfestigungsbereich direkt nach dem Fließbeginn, bevor eine Verfestigung in Richtung der Scherbänder und schließlich ein Bruch eintritt [21]. Allgemein ist Versagen durch Scherbänder deshalb eher bei großen Deformationen zu erwarten [33]. Es kommt v.a. bei teilkristallinen Thermoplasten und unter Zugbeanspruchung vor, kann jedoch bei allen Spannungszuständen auftreten. Kennzeichnend ist eine Formänderung ohne Volumenänderung. [56] [41]

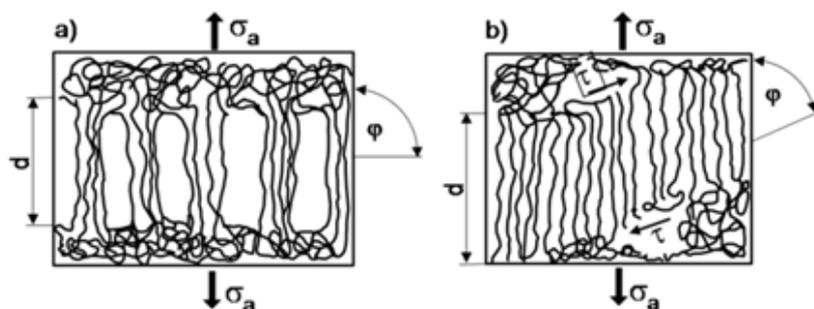


Abbildung 2.3.: Schematische Darstellung von Crazing a) und Scherbandfließen b) [22]

Crazing führt hingegen zu einer Volumenzunahme bzw. Dichteabnahme und tritt v.a. bei amorphen Thermoplasten und Kunststoffblends auf. Häufig kann dabei um Risse ein milchig gefärbter Bereich beobachtet werden. Dieses Phänomen wird Weißbruch genannt und wird durch lichtstreuende, oberflächennahe Crazes hervorgerufen. Insbesondere an Spannungskonzentrationen entstehen noch von Molekülketten überspannte freie Volumina, die normal zur Hauptspannungsrichtung orientiert sind. Crazing ist nur unter Zug- sowie Zug/Schubbelastungen zu beobachten. Nach Kambour ist Crazing ein Indikator für sich anbahnenden Sprödbbruch [43]. [21] [41] [56]

Beide Mechanismen können jedoch auch gleichzeitig auftreten und lassen sich oft nicht voneinander trennen. Einflussgrößen sind neben Spannungszustand, Molekularform und Kristallisationsgrad auch die Umgebungsbedingungen und die Deformationsgeschwindigkeit [22]. Während Scherbandfließen (theoretisch) auch unter hydrostatischem Druck stattfinden kann, ist Crazing ohne eine positive Hauptachsenkomponente im Spannungstensor unmöglich [43]. Es lässt sich schlussfolgern, dass teilkristalline Thermoplaste tendenziell Scherbandbildung aufweisen und demnach einen schubdominierten Bruch erleiden. Amorphe Thermoplaste hingegen tendieren demzufolge zu einem craze-initiierten, zugdominierten Bruch.

Dagegen ermittelte Koukal [45] eine Zunahme der Volumendehnung sowie eine Abnahme der Querkontraktionszahl für PP unter zunehmender Zugbelastung. Delhaye wies ähnliches für PE und PVC nach [16]. Dies führt zur Volumenzunahme während der Deformation und steht demnach im Widerspruch zur Annahme, teilkristalline Werkstoffe wie PP oder PE erleiden kein Crazing [45]. Bei schlagzähmodifizierten Kunststoffen wie z.B. PC-ABS (PC mit Acrylbutadienstyrol) können durch Crazes entstehende Risse von den eingelagerten Partikeln gestoppt werden. Dadurch kann ein Bruch trotz deutlicher Volumenzunahme auch erst erheblich verzögert eintreten [41].

Junginger konnte für PC-PET und PP-EPDM ein Versagen lediglich bei Zug- und Schubbelastung beobachten [41]. Koukal beobachtete ähnliches für PP und PP-LGF. Hier versagten Proben nur bei hohem Fasergehalt unter Druck [45]. Bao und Wierzbicki wiesen etwa für Stahl einen Cut-Off-Value (Asymptotischer Wert, bei dem ein Bruchmodell nicht definiert ist) bei $\eta \leq -\frac{1}{3}$ nach [8]. Dies bedeutet, dass eine Bruchinitiierung unterhalb dieses Wertes nicht möglich ist. Aufgrund ihres besonderen molekularen Aufbaus (siehe Abschnitt 2.1) ist ein Werkstoffversagen auf Druck für unverstärkte thermoplastische Kunststoffe unwahrscheinlich.

Wichtige Einfluss- und Beurteilungsgrößen für das Versagen von Kunststoffen sind somit der Spannungszustand (Mehrachsigkeit, siehe Abschnitt 2.2.2 sowie Lode-Parameter, siehe Abschnitt 2.2.2), die Belastungsgeschwindigkeit (Dehnrage, siehe Abschnitt 2.2.1) sowie die Temperatur.

Generell unterliegt Versagen bei Kunststoffen wie alle mechanischen Kennwerte einer gewissen Streuung, abhängig von der Material- und Bauteilqualität und den Umgebungsrandbedingungen (vgl. Abschnitt 4). [53]

2.2. Kontinuumsmechanik zur Werkstoffmodellierung

Die Kontinuumsmechanik befasst sich mit der Bewegung von deformierbaren Körpern als Antwort auf äußere Belastungen. Die Körper sind als Kontinuum (Festkörper) beschrieben. In der FEM wird auf diese Betrachtungsweise zurückgegriffen.

Bei der Betrachtung eines Kontinuums existieren zwei Sichtweisen: die Euler'sche und die Lagrange'sche. Erstere geht von einem raumfesten, letztere von einem materiellen, sich mitbewegenden Bezugssystem aus. Die FEM bezieht sich meist auf den Momentanzustand (siehe Abschnitt 2.2.1), weshalb dort die Lagrange'sche, materielle Betrachtungsweise verwendet wird. In Werkstoffuntersuchungen werden Spannungen und Dehnungen häufig auf die Ausgangskonfiguration (raumfest) bezogen berechnet.

In Kapitel 4 und 6 wird von wahren Größen (siehe Abschnitt 2.2.1) ausgegangen, weshalb die Unterscheidung der beiden Sichtweisen wichtig für das Verständnis der Ausführungen ist.

Für die Beschreibung der in Kapitel 5 vorgestellten Modellierung von Werkstoffmechanik und Bruchverhalten mithilfe von konstitutiven Beziehungen erfolgt nachfolgend eine kurze Herleitung von Dehnungen und Spannungen. Tensoren sind hierbei fett gedruckt (z.B. $\boldsymbol{\varepsilon}$ oder \boldsymbol{E}) oder in Indeschreibweise dargestellt (z.B. E_{ij} oder ε_{ij}). Skalare werden stets in Standardschrift dargestellt (z.B. ε oder σ).

Nicht behandelte Sachverhalte können mithilfe der Werke von Altenbach [1] und Betten [11] recherchiert werden.

2.2.1. Dehnung und Dehnrate

Die Lage \mathbf{x} eines Raumpunktes \mathbf{X} zum Zeitpunkt t wird durch

$$\mathbf{x} = \mathbf{x}(\mathbf{X}, t) \quad (2.1)$$

beschrieben (Momentankonfiguration). Die Verschiebung eines Punktes ergibt sich aus der Differenz von Momentan- und Ausgangskonfiguration

$$\mathbf{u}(\mathbf{X}, t) = \mathbf{x} - \mathbf{X} \quad (2.2)$$

$d\mathbf{X}$ bzw. $d\mathbf{x}$ werden als räumlicher bzw. materieller Tangentenvektor bezeichnet.

Dehnungen beschreiben die Deformation oder Formänderung eines Körpers. Mit Hilfe des Deformationsgradienten \mathbf{F} können diese Verformungen beschrieben werden, indem die Tangentenvektoren an materielle Linien in der Ausgangskonfiguration $d\mathbf{X}$ in die Momentankonfiguration $d\mathbf{x}$ transformiert werden.

$$\mathbf{F} = \frac{d\mathbf{x}}{d\mathbf{X}} \quad (2.3)$$

$$d\mathbf{x} = \mathbf{F} \cdot d\mathbf{X} \quad (2.4)$$

Die durch den Deformationsgradienten beschriebene lokale Deformation kann additiv in einen elastischen (reversiblen) \mathbf{F}_{el} und einen plastischen (irreversiblen) Teil \mathbf{F}_{pl} aufgeteilt werden (gültig für kleine Deformationen). Dies ist insbesondere für die Beschreibung in FEM-Codes notwendig (vgl. Kap. 5). Für große Deformationen sollte der Deformationstensor multiplikativ zerlegt werden [49].

$$\mathbf{F} = \begin{cases} \mathbf{F}_{el} + \mathbf{F}_{pl} & \text{für kleine Deformationen} \\ \mathbf{F}_{el} \cdot \mathbf{F}_{pl} & \text{für große Deformationen} \end{cases} \quad (2.5)$$

Aus dem Deformationsgradienten werden zunächst der *rechte* (\mathbf{C} , Ausgangskonfiguration) und der *linke Cauchy-Green Deformationstensor* (\mathbf{B} , Momentankonfiguration) gebildet (Gl. 2.7).

$$\mathbf{C} = \mathbf{F}^T \cdot \mathbf{F} \quad (2.6)$$

$$\mathbf{B} = \mathbf{F} \cdot \mathbf{F}^T \quad (2.7)$$

Anschließend können geeignete Verzerrungsmaße in der räumlichen (Cauchy-Green Verzerrungstensor \mathbf{E}) und materiellen Beschreibungsform (Euler-Almansi Verzerrungstensor \mathbf{e}) gebildet werden (Gl. 2.9). Diese werden - anders als der linke und rechte Cauchy-Green Tensor - im Falle einer Nicht-Deformation Null.

$$\mathbf{E} = \frac{1}{2} \cdot (\mathbf{C} - \mathbf{I}) = \frac{1}{2} \cdot (\mathbf{F}^T \cdot \mathbf{F} - \mathbf{I}) \quad (2.8)$$

$$\mathbf{e} = \frac{1}{2} \cdot (\mathbf{I} - \mathbf{B}^{-1}) = \frac{1}{2} \cdot (\mathbf{I} - \mathbf{F}^{-T} \cdot \mathbf{F}^{-1}) \quad (2.9)$$

Der Cauchy-Green Verzerrungstensor \mathbf{E} kann mit den Verschiebungen u in Indexschreibweise gemäß Gl. 2.10 ausgedrückt werden.

$$\mathbf{E} = E_{ij} = \frac{1}{2} \cdot \left(\frac{\delta u_i}{\delta X_j} + \frac{\delta u_j}{\delta X_i} + \frac{\delta u_k}{\delta X_i} \cdot \frac{\delta u_k}{\delta X_j} \right) \quad (2.10)$$

Für kleine Deformationen kann E_{ij} linearisiert werden. Es ergeben sich die bekannten technischen oder Ingenieursverzerrungen in Tensorschreibweise (ε_t oder $\varepsilon_{t,ij}$).

$$\varepsilon_{t,ij} = \frac{1}{2} \cdot \left(\frac{\delta u_i}{\delta X_j} + \frac{\delta u_j}{\delta X_i} \right) = \begin{pmatrix} \varepsilon_{11} & \varepsilon_{12} & \varepsilon_{13} \\ \varepsilon_{21} & \varepsilon_{22} & \varepsilon_{23} \\ \varepsilon_{31} & \varepsilon_{32} & \varepsilon_{33} \end{pmatrix} \quad (2.11)$$

Verzerrungen werden in Dehnungen und Scherungen unterschieden. Als Dehnungen werden die Hauptdiagonaleinträge des Verzerrungstensors bezeichnet. Die Nebendiagonale beinhaltet die Scherdehnungen ε_{ij} , aus denen sich nach Gl. 2.12 die Scherwinkel γ_{ij} bestimmen.

$$\gamma_{ij} = 2 \cdot \varepsilon_{ij} \text{ mit } i \neq j \quad (2.12)$$

Verbreitet ist in diesem Zusammenhang die sich auf die Anfangslänge l_0 beziehende, eindimensionale *technische Dehnung* oder Ingenieursdehnung ε_t

$$\varepsilon_t = \frac{\Delta l}{l_0} \quad (2.13)$$

In der Numerik wird meistens die *wahre Dehnung* oder *Hencky-Dehnung* (ε_w oder $\varepsilon_{w,ij}$) verwendet. Sie berechnet sich aus dem Euler-Almansi Verzerrungstensor gemäß Gl. 2.14:

$$\varepsilon_{w,ij} = \ln \left(e^{\frac{1}{2}} \right) \quad (2.14)$$

Die Hauptachseneinträge des Verzerrungstensors \mathbf{e} werden Hauptverstreckungen λ_i genannt ($i = 1; 2; 3$). Man erhält sie durch eine Hauptachsentransformation (HAT) von \mathbf{e} . Bei eindimensionaler Betrachtung gilt:

$$\lambda = \frac{l}{l_0} = \frac{l_0 + \Delta l}{l_0} = 1 + \varepsilon_t \quad (2.15)$$

Hieraus folgt eindimensional für die wahre Dehnung ε_w :

$$\varepsilon_w = \frac{\Delta l}{l} = \int_{l_0}^l \frac{dl}{l} = \ln \left(\frac{l}{l_0} \right) = \ln(\lambda) \quad (2.16)$$

Im Folgenden wird die wahre Dehnung ε_w als Dehnung ε bezeichnet, sofern nicht anders vermerkt. Ein anschaulicher Vergleich unterschiedlicher Dehnungsmaße ist bei Scherer [81] zu finden.

Neben der Aufspaltung des Deformationsgradienten in einen elastischen und plastischen Anteil (vgl. Gleichung 2.5), wird aufgrund der unterschiedlichen Vorgänge zwischen Gestalt- und Volumenänderung der Verzerrung unterschieden. Man erhält so eine skalare Maßgröße für die Volumenänderung (Volumendehnung ε_{vol} bzw. den hydrostatischen oder dilatatorischen Anteil der Dehnung) sowie die Gestaltänderung (deviatorischer Anteil $\tilde{\varepsilon}$). Bei reiner Gestaltänderung, d.h. rein deviatorischer Dehnung, bleibt das Volumen unverändert. Als Deviator wird ein Tensor zweiter Stufe bezeichnet, dessen Spur Null ist. Damit gilt:

$$\varepsilon_{ij} = \frac{1}{3} \cdot \text{Spur}(\varepsilon_{ii}) \cdot \mathbf{I} + \tilde{\varepsilon} = \frac{1}{3} \cdot \varepsilon_{vol} \cdot \mathbf{I} + \tilde{\varepsilon} \quad (2.17)$$

Unabhängig vom Bezugssystem lassen sich Verzerrungen mithilfe der irreduziblen Invarianten I_i^ε des Verzerrungstensors beschreiben.

$$I_1^\varepsilon = \text{Spur}(\mathbf{e}) = \varepsilon_{11} + \varepsilon_{22} + \varepsilon_{33} = \lambda_1^2 + \lambda_2^2 + \lambda_3^2 \quad (2.18)$$

$$I_2^\varepsilon = \frac{1}{2} \cdot (\text{Spur}(\mathbf{e}^T \mathbf{e}) + \text{Spur}(\mathbf{e}^2)) = \lambda_1^2 \cdot \lambda_2^2 + \lambda_1^2 \cdot \lambda_3^2 + \lambda_2^2 \cdot \lambda_3^2 \quad (2.19)$$

$$I_3^\varepsilon = \det(\mathbf{e}) = \lambda_1^2 \cdot \lambda_2^2 \cdot \lambda_3^2 \quad (2.20)$$

Auch für den Verzerrungsdeviator $\tilde{\varepsilon}$ existieren drei Invarianten J_i^ε .

$$J_1^\varepsilon = \text{Spur}(\tilde{\varepsilon}) = 0 \quad (2.21)$$

$$J_2^\varepsilon = \frac{1}{2} \cdot (\text{Spur}(\tilde{\varepsilon}_T \cdot \tilde{\varepsilon})) \quad (2.22)$$

$$J_3^\varepsilon = I_3^\varepsilon + \frac{1}{3} \cdot I_1^\varepsilon \cdot I_2^\varepsilon - \frac{2}{27} (I_3^\varepsilon)^3 \quad (2.23)$$

Die zeitliche Ableitung der Dehnung ε wird als Dehnrates $\dot{\varepsilon}$ bezeichnet (Gl. 2.24). In der FEM erfolgt häufig auch eine eindimensionale Darstellung auf Basis von Vergleichsdehnungen (siehe Abschnitt 2.2.1).

$$\dot{\varepsilon} = \frac{d}{dt} \varepsilon \quad (2.24)$$

Die Dehnrates beeinflusst bei allen Kunststoffen das Versagensverhalten maßgeblich. Koukal wies für teilkristalline Polyolefine wie etwa PP eine logarithmische Abhängigkeit der Bruchdehnung von der jeweiligen Belastungsgeschwindigkeit (Dehnrates) nach. Bei der Zumischung schon von geringen Anteilen an Glasfasern nimmt diese Abhängigkeit stark ab [45]. Schoßig zeigte für PP-GF40 einen erneuten Anstieg dieser Abhängigkeit bei sehr hohen Dehnrates [83]. El-Sayed et al. wiesen eine hohe Sensitivität von Duktilität und Fließbeginn von Polyoxymethylen (POM) und UHMWPE (Ultra-high-molecular-weight polyethylene) nach [19]. Für talkumgefülltes PP (PP-T) zeigten Lin et al. eine starke Dehnratesabhängigkeit des mechanischen Werkstoff- und Bruchverhaltens [50]. Alle im Folgenden behandelten Versagensmodelle berücksichtigen die Dehnrates deshalb direkt oder indirekt.

Vergleichsdehnungen

Um den Verzerrungszustand quantitativ kompakt zu erfassen, werden häufig Vergleichsdehnungen verwendet. Die gebräuchlichste ist die *von Mises-Vergleichsdehnung* ε_{equ} . Sie berechnet sich gemäß Gl. 2.25 und wird von vielen Versagensmodellen als Beurteilungsgröße herangezogen (vgl. Abschnitt 2.5.2).

$$\varepsilon_{equ} = \sqrt{\varepsilon_x^2 + \varepsilon_y^2 + \varepsilon_z^2 - \varepsilon_x \varepsilon_y - \varepsilon_x \varepsilon_z - \varepsilon_z \varepsilon_y + 3(\varepsilon_{xy}^2 + \varepsilon_{xz}^2 + \varepsilon_{yz}^2)} \quad (2.25)$$

Querkontraktion

Die Querkontraktion ist definiert als das negative Verhältnis von Querdehnung ε_{quer} zu Längsdehnung $\varepsilon_{längs}$ bei einer uniaxialen Belastung in Probenlängsrichtung (vgl. Gleichung 2.26). Dieser Fall liegt etwa bei Zugversuchen vor. ν wird meist als (elastische) Konstante angegeben, ist jedoch spätestens ab dem Übergang in den plastischen Bereich ein veränderlicher Wert.

$$\nu = -\frac{\varepsilon_{quer}}{\varepsilon_{längs}} \quad (2.26)$$

Bei Volumenkonstanz ergibt sich $\nu = 0,5$.

Messbar ist die Querkontraktionszahl mithilfe der Veränderung Δd eines Probendurchmessers d in Proportion zur Längenänderung Δl :

$$\frac{\Delta d}{d} = -\nu \cdot \frac{\Delta l}{l} \quad (2.27)$$

Kunststoffe tendieren im elastischen Bereich zu Querkontraktionen von $\nu \geq 0,3$, während im plastischen Bereich häufig kleinere Werte erreicht werden. Metalle besitzen üblicherweise Querkontraktionen von $\nu \approx 0,3$. Hier steigt ν für isotrope Werkstoffe im plastischen Bereich bis auf $0,5$ an. Anisotrope (z.B. faserverstärkte) Werkstoffe können auch Querkontraktionen von $\nu > 0,5$ erreichen. Für die Lokalisierung (plastischer Kollaps) ist maßgeblich, welche Querkontraktion aktuell vorliegt. Sie ist folglich ein wichtiger Werkstoffparameter für die Beschreibung des mechanischen Verhaltens von Kunststoffen.

Die relative Volumenänderung eines uniaxial belasteten Körpers kann einfach nach Gleichung 2.28 berechnet werden. Mithilfe der Querkontraktion lässt sich so beurteilen, wie groß der volumetrische Anteil der Dehnung an der Gesamtdehnung ist.

$$\frac{\Delta V}{V} = (1 - 2\nu) \cdot \frac{\Delta l}{l} \quad (2.28)$$

2.2.2. Spannung und abgeleitete Größen

Spannungen in einem Kontinuum entstehen, wenn Deformationen auftreten oder behindert werden (z.B. Behinderung von Temperaturlasten). Physikalisch ist die Spannung eine Kraft pro Bezugsfläche, $[Pa]$. Zur Beschreibung eines Spannungszustandes an einem Punkt des Kontinuums wird als Feldgröße der Spannungstensor (s.u.) benutzt.

Eine allgemeine Beurteilung des Spannungszustandes und dessen Einfluss auf das Bruchverhalten ist mit aus dem Spannungstensor abgeleiteten Größen wie der Spannungsmehrachsigkeit und dem Lode-Parameter (vgl. S.14) möglich.

Spannungstensoren

In der angewandten Kontinuumsmechanik am gebräuchlichsten ist hierbei die Beschreibung in der Momentankonfiguration der Cauchy-Spannungstensor (vgl. 2.29). Die Hauptachseneinträge werden hierbei Normalspannungen genannt, die Nebendiagonaleinträge repräsentieren die Schubspannungskomponenten.

$$\boldsymbol{\sigma} = \begin{pmatrix} \sigma_{11} & \sigma_{12} & \sigma_{13} \\ \sigma_{21} & \sigma_{22} & \sigma_{23} \\ \sigma_{31} & \sigma_{32} & \sigma_{33} \end{pmatrix} \quad (2.29)$$

Analog zum Deformationstensor (vgl. Gleichung 2.17) kann auch der Spannungstensor in eine hydrostatische Mittelspannung σ_m (auch hydrostatischer Druck p genannt, (siehe 2.30) und einen deviatorischen Anteil \mathbf{S} oder $\tilde{\boldsymbol{\sigma}}$ (Deviator) zerlegt werden.

$$\sigma_m = \frac{1}{3} \cdot \text{Spur}(\boldsymbol{\sigma}) \quad (2.30)$$

$$\tilde{\boldsymbol{\sigma}} = \mathbf{S} = \boldsymbol{\sigma} - \mathbf{I} \cdot \sigma_m \quad (2.31)$$

Sowohl Spannungstensor als auch sein Deviator können vom Bezugssystem unabhängig in Invarianten $I_{1,2,3}^\sigma$ bzw. $J_{1,2,3}^\sigma$ (unabhängig vom Bezugssystem) beschrieben werden. Diese werden z.B. in der Definition von Vergleichsgrößen eingesetzt (siehe Gl. 2.32). Die Berechnung erfolgt analog zu den Verzerrungsmaßen (vgl. Gl. 2.20 und 2.23).

Vergleichsspannungen und Spannungshypothesen

Analog zu den Vergleichsdehnungen (s.o.), werden Vergleichsspannungen zur kompakteren Beurteilung von Spannungszuständen herangezogen. Sie sind skalare Spannungen, die den jeweiligen Beanspruchungszustand darstellen. Eine häufig verwendete Beurteilungsgröße ist die *Vergleichsspannung nach von Mises* σ_{equ} , siehe Gleichung 2.32. Sie geht von der Gestaltänderungsenergiehypothese aus und besagt, dass für das Fließen oder Versagen eines nicht-spröden Körpers überwiegend eingebrachte deviatorische Energie, die Gestaltänderungsenergie, maßgeblich ist. Sie ist zur quantitativen Beurteilung eines Belastungszustandes in der FEM Berechnung durchweg gebräuchlich, jedoch erlaubt sie nicht die Unterscheidung verschiedener Spannungszustände wie Druck oder Zug. Sofern nicht anders vermerkt, beziehen sich Spannungsangaben bei der Werkstoff- und Bruchmodellierung in den Abschnitten 4, 5 und 6 auf σ_{equ} .

$$\begin{aligned} \sigma_{equ} &= \sqrt{\sigma_x^2 + \sigma_y^2 + \sigma_z^2 - \sigma_x\sigma_y - \sigma_x\sigma_z - \sigma_z\sigma_y + 3(\tau_{xy}^2 + \tau_{xz}^2 + \tau_{yz}^2)} \\ &= \sqrt{\frac{1}{2} \cdot [(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2]} \\ &= \sqrt{3 \cdot J_2^\sigma} \end{aligned} \quad (2.32)$$

Sofern von der größten Hauptspannung als Ursache für Fließen oder Versagen ausgegangen werden kann, wird bei isotropen, spröden Materialien auch die Normalspannungshypothese angewendet. Analog gilt dies für die maximale Schubspannung. In diesem Fall kann die Schubspannungshypothese verwendet werden. [42]

Mehrachsigkeit des Spannungszustandes

Neben Spezialfällen wie etwa uniaxialem Zug oder reinem Schub, existieren viele andere mögliche Kombinationen von Spannungen in realen Strukturen. Eine Möglichkeit, einen Spannungszustand zu beurteilen, ist die Mehrachsigkeit η des Spannungszustandes (eng: triaxiality). Sie wird im Rahmen der Bruchmodellierung in Abschnitt 5 verwendet. Definiert ist die Spannungsmehrachsigkeit als der Quotient von Mittelspannung und von Mises Vergleichsspannung. Es gilt im Hauptachsensystem:

$$\eta = \frac{\sigma_m}{\sigma_{equ}} = \frac{\frac{1}{3} \cdot (\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3)}{\frac{1}{\sqrt{2}} \cdot \sqrt{(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2}} = \frac{\frac{1}{3} \cdot I_1^\sigma}{\sqrt{3} \cdot J_2^\sigma} \quad (2.33)$$

Sie erreicht für 3D-Elemente theoretisch Werte von $-\infty$ bis $+\infty$, während für den ebenen Spannungszustand (Schalenelemente) lediglich Werte von $-0,66$ (biaxialer Druck) über 0 (reiner Schub) bis hin zu $+0,66$ (biaxialer Zug) möglich sind [48]. Tab. 2.1 beinhaltet eine Übersicht über die wichtigsten Spannungszustände und deren zugeordnete Mehrachsigkeiten und Lode-Parameter (s.u.).

Von metallischen Werkstoffen ist eine exponentielle Abnahme der Bruchdehnung bei einem Anstieg der Mehrachsigkeit bekannt [12]. Bei Kunststoffen ist diese Abhängigkeit weniger eindeutig bzw. tritt nicht auf (siehe auch Abschnitt 4).

Wang et al. zeigten für PC und PC-ABS einen Abfall der Versagensdehnung mit steigender Mehrachsigkeit, während für ABS ein gegenteiliges Verhalten ermittelt werden konnte [101]. PC weist demnach jedoch einen geringen Anstieg der Bruchdehnung von Mehrachsigkeiten zwischen $0,33$ und $0,66$ auf, bei Werten $> 0,66$ jedoch einen starken Abfall [100].

Lin et al. ermittelten für PP-T einen Abfall der Bruchdehnung von Schub auf uniaxialen Zug, während bei noch höheren Mehrachsigkeiten ein Wiederanstieg beobachtet wurde [50]. Ähnliches wies Hayashi für ungefülltes PP nach – hierbei ergibt sich eine konstante Bruchdehnung von Mehrachsigkeiten zwischen 0 und $0,33$, während zwischen $0,33$ und $0,5$ ein Anstieg der Bruchdehnung erfolgt [34]. Für höhere Mehrachsigkeiten erfolgt keine Veränderung. El-Sayed et al. ermittelten sowohl für POM als auch für UHMWPE mehr oder weniger exponentiell fallende Bruchdehnungen bei steigender Mehrachsigkeit [19].

Lode-Parameter und Lode-Winkel

Nach Bai [6] ist der normalisierte Lodeparameter $\bar{\theta}$ ein Maß zur Beurteilung, ob ein Spannungszustand axial- oder schubdominiert ist. Er wird aus dem Lodewinkel θ abgeleitet, welcher sich mithilfe der normalisierten 3. Invariante des Spannungsdeviators ζ berechnet (Gl. 2.35).

$$\bar{\theta} = 1 - \frac{6\theta}{\pi} = 1 - \frac{2}{\pi} \arccos \zeta \quad (2.34)$$

$$\zeta = \frac{27}{2} \cdot \frac{J_3^\sigma}{\sigma_{equ}^3} \quad (2.35)$$

Der Zusammenhang von Hauptspannungen und Lodewinkel ergibt sich mithilfe von I_1^σ und J_2^σ durch Gl. 2.36. Coppola [15] und Basaran [9] beschreiben die Bedeutung des Lodewinkels sowie des Lodeparameters im Hauptspannungsraum anschaulich.

$$\begin{pmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \sigma_3 \end{pmatrix} = \frac{I_1^\sigma}{3} \cdot \begin{pmatrix} 1 \\ 1 \\ 1 \end{pmatrix} + \frac{2}{\sqrt{3}} \sqrt{J_2^\sigma} \cdot \begin{pmatrix} \cos \theta \\ \cos(120 - \theta) \\ \cos(120 + \theta) \end{pmatrix} \quad (2.36)$$

Tab. 2.1 zeigt einige Spannungszustände und ihre zugeordneten Werte für Mehrachsigkeit und dem Lode-Parameter $\bar{\theta}$.

Tabelle 2.1.: Verschiedene Spannungszustände und die resultierenden Zustandsgrößen Mehrachsigkeit und Lode-Parameter, nach [104]

Spannungszustand	Hauptspannungen	η	$\bar{\theta}$
Uniaxialer Zug	$\sigma_1 > 0; \sigma_2 = 0; \sigma_3 = 0$	$\frac{1}{3}$	-1
Biaxialer Zug	$\sigma_1 > 0; \sigma_2 > 0; \sigma_3 = 0$	$\frac{2}{3}$	1
Uniaxialer Druck	$\sigma_1 = 0; \sigma_2 = 0; \sigma_3 < 0$	$-\frac{1}{3}$	1
Biaxialer Druck	$\sigma_1 = 0; \sigma_2 < 0; \sigma_3 < 0$	$-\frac{2}{3}$	-1
Schub	$\sigma_1 = -\sigma_2; \sigma_2 = -\sigma_1; \sigma_3 = 0$	0	0

Für den ebenen Spannungszustand ($\sigma_3 = 0$) kann der Lode-Parameter durch die Mehrachsigkeit ausgedrückt werden [6]. Da so jeder Zustand des Lodeparameters mithilfe der Mehrachsigkeit ausgedrückt werden kann, wird $\bar{\theta}$ damit verzichtbar. Dieser Zusammenhang wird bei der Vereinfachung des Bai-Wierzbicki-Bruchmodells genutzt. (vgl. Abschnitte 2.5.2 und 5.3.4)

$$\zeta = \cos \left[\frac{\pi}{2} (1 - \bar{\theta}) \right] = \frac{27}{2} \eta \left(\eta^2 - \frac{1}{3} \right) \quad (2.37)$$

2.3. Anmerkungen zur Schalentheorie in der FEM

Die Finite-Elemente-Methode erfordert die Diskretisierung einer Struktur in finite Elemente. Wie in Abschnitt 3.1 beschrieben, beziehen sich die folgenden Betrachtungen auf eine *Schalendiskretisierung*. Es wird von einem ebenen *Spannungszustand*, jedoch nicht von einem *ebenen Verzerrungszustand* ausgegangen. Für den ebenen Spannungszustand gelten für den Spannungs- und Verzerrungstensor folgende Annahmen:

$$\boldsymbol{\sigma} = \begin{pmatrix} \neq 0 & \neq 0 & 0 \\ \neq 0 & \neq 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{pmatrix} \quad (2.38)$$

$$\boldsymbol{\varepsilon} = \begin{pmatrix} \neq 0 & \neq 0 & 0 \\ \neq 0 & \neq 0 & 0 \\ 0 & 0 & \neq 0 \end{pmatrix} \quad (2.39)$$

Wichtig ist der Unterschied in der Anzahl und Lage der Integrationspunkte (Gauss-Punkte, IP) für die Bestimmung der Ergebnisgrößen des Finiten Elements. Dies gilt in besonderem Maße für die Detektierung von lokalen, zum Versagen führenden Spannungen und Dehnungen. Während etwa bei vollintegrierten, hexaedrischen Volumenelementen mit linearer Ansatzfunktion 8 IP existieren, reduziert sich ihre Anzahl bei vollintegrierten Schalenelementen auf (minimal) vier. Im Falle einer Unterintegration wie sie nachfolgend vorwiegend vorliegt, wird nur ein einziger, mittiger IP berücksichtigt. Um die Spannungen und Dehnungen korrekt auszuwerten, werden hierbei mindestens fünf IP über die Elementdicke verteilt. Jedoch ist zu berücksichtigen, dass das Integrationsergebnis von den Gausspunkten auf die Elementgrenzen extrapoliert wird, was beim Einsatz zu großer Elemente die lokalen Spannungs- und Dehnungsantworten unterrepräsentiert. Eine Einführung in das Thema bietet Steinke [93].

2.4. Modellierung mechanischen Werkstoffverhaltens

In der Werkstoffmodellierung wird versucht, die Deformation eines Körpers als Antwort auf äußere oder innere Belastungen nachzubilden. Die äußere Belastung F verursacht nebst einer Starrkörperverschiebung in Abhängigkeit von Materialparametern (A) eine Dehnungs- und Spannungsantwort. Im einfachsten Fall ist A für ideal-elastische Materialien ein isotroper E-Modul. Umgekehrt verursacht eine äußere Verschiebung eine Kraftantwort, die sich in einer inneren Spannung äußert.

$$\sigma = A \cdot \varepsilon \quad (2.40)$$

In einem *Spannungs-Dehnungsdiagramm* (σ - ε) können die unterschiedlichen Bestandteile des Werkstoffverhaltens anschaulich unterschieden werden. Das gesamte Werkstoffverhalten wird somit durch Kombination bzw. Aneinanderreihung der verschiedenen physikalischen Vorgänge in einem Werkstoff aufgeteilt.

- Elastizität
- Fließbeginn
- Plastizität
- Elastische/plastische Dehnungsver-/entfestigung
- Elastische/plastische Dehnratenver-/entfestigung
- Schädigung und/oder Versagen

Mathematisch werden die Zusammenhänge der einzelnen Abschnitte (vgl. Abb. 2.4) in rheologischen Modellen abstrahiert. Die Grundelemente sind hierbei das Hooke-Element (Ideale Elastizität), das Newton-Element (Ideale Viskosität) und das St-Venant-Element (Ideale Plastizität). Mittels logischer Verschaltung (parallel und/oder Reihe) dieser Teilelemente zu einem Gesamtmodell wird das (idealisierte) Gesamtverhalten eines Werkstoffs abgebildet. Einen guten Einstieg in die Rheologie der Werkstoffe sowie der Verschaltung von Grundelementen bieten Stommel [94], Pahl [69] und Meinhard [52]. Ansätze zur kontinuumsmechanischen Abbildung sind bei Betten [11] zu finden.

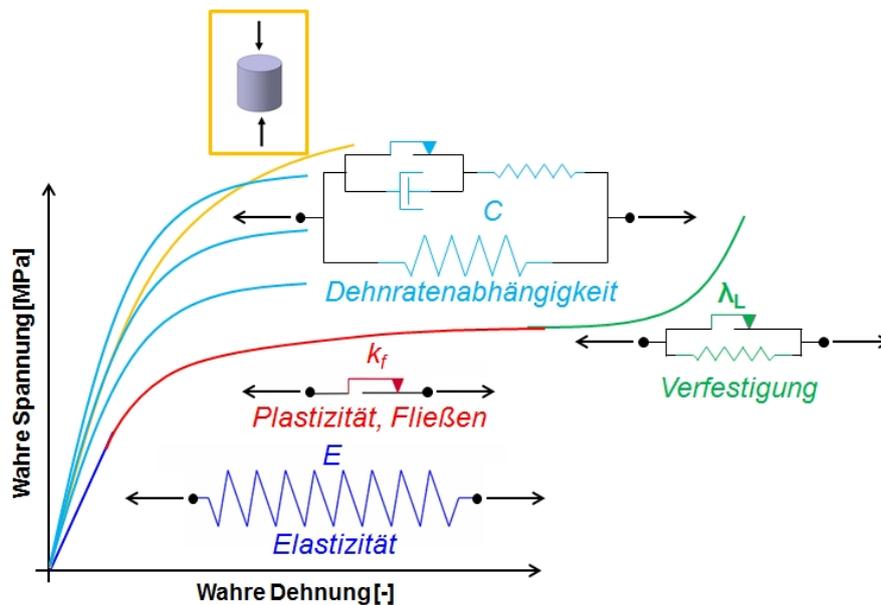


Abbildung 2.4.: Idealisierte σ - ϵ Antwort mit farblicher Darstellung der rheologischen Teilelemente, nach [89]

2.4.1. Modellierung des mechanischen Verhaltens von Kunststoffen

Im Folgenden wird unter dem Begriff „Werkstoffmodellierung“ die mathematische Nachbildung des mechanischen Verhaltens von Kunststoffen verstanden. Neben den (idealen) Grundbestandteilen des Werkstoffverhaltens sollten Modelle in der Lage sein, Nichtlinearitäten, mikromechanische Ereignisse sowie werkstoffspezifische Besonderheiten (komplexes Fließverhalten) zu berücksichtigen. Insbesondere in der Viskosität treten häufig Nichtlinearitäten auf. Anisotropes Verhalten ist vielfach auch bei unverstärkten Polymeren zu finden und sollte dann in einem Werkstoffmodell berücksichtigt werden. Bei verstärkten (Fasern, Partikel) Kunststoffen muss zudem die gegenseitige Beeinflussung von Matrix und Verstärkung entweder mikro- oder makromechanisch im Werkstoffmodell berücksichtigt werden [45]. Schädigung durch Ermüdung, Alterung oder Vorbelastung können ebenfalls modelliert werden. Grundsätzlich sind Wechselwirkungen im mechanischen Verhalten nur schwer vorhersehbar. Einen Überblick über die spezifischen elastischen und plastischen Eigenschaften von Kunststoffen gibt Rösler [80].

2.4.2. Mechanische Werkstoffmodelle für Kunststoffe (Übersicht)

Typische Werkstoffmodelle für Kunststoffe stammen oft aus dem metallischen Umfeld und kombinieren meist isotrope Elastizität mit einem Plastizitätsansatz, der Fließverhalten und Dehnratenabhängigkeit berücksichtigt. Obwohl durchaus relevant - insbesondere bei Crashanwendungen - können Viskoelastizität und Viskoplastizität zusammen von den meisten FE-Solvern nicht verarbeitet werden. Die größten Unterschiede in der Materialmodellierung sind demnach in den Ansätzen zur Plastizität (Fließbedingung und -verhalten) und zur Dehnratenabhängigkeit zu finden (vgl. Tab. 2.2).

Häufigste Fließbedingungen sind hierbei Ansätze nach von Mises, Drucker-Prager, Hill und Raghava, beim Fließverhalten sind Johnson-Cook und G'Sell weit verbreitet [82] [83].

Koukal [45] beschreibt als typische bekannte Werkstoffmodelle zur Berücksichtigung der Werkstoffeigenschaften von Kunststoffen das *SAMP*- (semi analytical model for polymers) [32], *Junginger*- [41], *SIMLab*- [71] und *VW*-Modell [25]. Epee veröffentlichte 2011 ein auf der G'Sell Plastizität basierendes Modell für dynamisch belastete Kunststoffe [20]. Ebenfalls auf G'Sell bezieht sich Pyttel bei einem anwendungsorientierten Ansatz [73].

Tabelle 2.2.: Auswahl an Modellierungsansätzen für Plastizität und Dehnratenabhängigkeit, nach [78]

Plastizitätsansätze	
Bi-Linear	$\sigma = \sigma_0 + E_T \cdot \varepsilon_{pl}$
Ludwik	$\sigma = A + B \cdot \varepsilon_{pl}^n$
Bergström	$\sigma = A + k\sqrt{1 - e^{(-0.5\varepsilon_{pl})}}$
G'Sell-Jonas	$\sigma = \sigma_0 + K \cdot (1 - e^{(-w\varepsilon_{pl})}) \cdot e^{h \cdot (\varepsilon_{pl})^n}$
Johnson-Cook	$(A + B \cdot (\varepsilon_{pl})^n) \cdot (1 - (T^*)^m)$
Swift	$\sigma = A \cdot (B + \varepsilon_{pl})^C$
Voce	$\sigma = A \cdot (B - A) \cdot e^{-C^* \varepsilon}$
Dehnratenabhängigkeit	
Power Law	$\sigma = \sigma_0(\varepsilon) \dot{\varepsilon}^n$
Cowper Symonds	$\sigma = \sigma_0(\varepsilon) \left(1 + \left(\frac{\dot{\varepsilon}}{D}\right)^{\frac{1}{P}}\right)$
Johnson-Cook	$\sigma = \sigma_0(\varepsilon) \left(1 + C \cdot \ln\left(\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0}\right)\right)$
Kang	$\sigma = \sigma_0(\varepsilon) \left(1 + C_1 \cdot \ln\left(\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0}\right) + C_2 \cdot \ln\left(\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0}\right)^2\right)$

Anschaulich bietet Rösler [80] einen umfangreichen Überblick über Ansätze zur Modellierung von Elastizität und Plastizität bis hin zum Versagen von Werkstoffen.

2.5. Bruchmechanik und Versagensmodelle

Der folgende Abschnitt beschreibt die Entstehung von Brüchen und deren Modellierung auf Basis kontinuumsmechanischer Größen. Anderson [2] veröffentlichte ein umfassendes Standardwerk im Gebiet der Bruchmechanik.

2.5.1. Bruchinitiierung, Risswachstum und Versagen

Versagen kann entweder auf Werkstoff- oder Bauteilebene stattfinden. Die Unterscheidung ist wichtig, da bei Bauteilversagen meist ein Funktionsverlust des Bauteils erfolgt, während etwa lokales Werkstoffversagen nicht zwingend zum Bauteilversagen führt.

Unter dem Begriff Bruch wird meist eine finale oder sichtbare Beschädigung eines Bauteils verstanden, während Versagen bereits vor der makroskopischen Ausbildung von Rissen eintritt (Damage).

Die folgenden Betrachtungen haben zum Ziel, Versagen bzw. Brüche simulativ detektieren zu können. Hierbei spielt es keine Rolle, ob dadurch Bauteilversagen erreicht wird oder nicht. Im Folgenden werden deshalb die Begriffe Bruch und Versagen gleichberechtigt verwendet.

Der Versagensprozess an sich muss in die Phasen Bruchinitiierung und Risswachstum unterschieden werden. Mit klassischen FE Methoden kann lediglich eine Bruchinitiierung berechnet werden. Die klassische Bruchmechanik zur Berechnung von Rissausbreitung geht jedoch von einer bereits bestehenden Fehlstelle als Startpunkt aus [2]. Die Darstellung von echtem, stabilen oder instabilen Risswachstum erfordert weitere Methoden wie die *extended finite element method* (XFEM) oder die hybride Trefftz-Methode [44] [74].

Somit wird Risswachstum bei der expliziten Berechnung durch immer weiter fortschreitende Rissinitiierung mit Elementelimination realisiert. Dies führt z.T. bei instabil versagenden Strukturen (z.B. Glas) zu einem zu langsamen Rissfortschritt in der Simulation.

Die Rissinitiierung erfolgt entweder duktil oder spröde.

Bei duktilem Werkstoffversagen geht dem eigentlichen Bruch eine plastische Deformation voraus. Wie groß der plastische Bereich vor dem Bruch tatsächlich ist, hängt vom Werkstoff, der Belastungsgeschwindigkeit und dem Spannungszustand ab. Mikromechanisch kann die Werkstoffbelastung durch Entstehung von Hohlräumen (Porenbildung, Crazing) beschrieben werden. Phänomenologisch werden Vergleichsspannungen/-dehnungen oder Schädigungsparameter zur Schädigungsbeurteilung verwendet.

Sprödes Materialverhalten bzw. Versagen ist durch das Fehlen von messbarer plastischer Deformation vor dem Bruch gekennzeichnet. Der Bruchort ist meist nur statistisch erfassbar.

Unabhängig vom Bruchmodus wird die explizite Bruchinitiierung – wann und wo genau erfolgt diese – auf kleinste Fehlstellen und Unregelmäßigkeiten zurückgeführt [41].

2.5.2. Versagensmodelle und -kriterien

Nach Hiermaier wird zwischen Versagenskriterien und -modellen unterschieden [37]. Erstere umfassen diskrete, meist konstante numerische Bewertungsgrößen, die Kennzeichen für Versagen sind (z.B. Gleichmaßdehnung A_g). Letztere sind hingegen meist komplexe mathematische Modelle für kontinuumsmechanische Größen, auf die Materialversagen zurückgeführt werden kann. Sie ermöglichen somit eine kontinuierliche Veränderung der Bewertungsgröße.

Die Bewertungsgrößen für Bruch umfassen üblicherweise Dehnungen, Spannungen oder (Deformations-)energien. Für die praktische Anwendung in der Fahrzeugentwicklung am geeignetsten erwiesen haben sich dehnungsbasierte Modelle und Kriterien, da diese als einzige direkt messbar und somit nachvollzieh- und validierbar sind. [45] [17]

Dabei wird die Dehnung meist als Vergleichsdehnung nach von Mises ε_{equ} angegeben. Sie berechnet sich analog zur Vergleichsspannung nach von Mises gemäß Gl. 2.49.

Als Vergleichsgröße erlaubt sie nicht, den vorliegenden Verzerrungszustand auf seine Einzelkomponenten zurückzuführen.

Bruchmodelle können unterschiedlich kategorisiert werden.

Physikalische und mikroskopische Bruchmodelle berücksichtigen dabei mikroskopische Vorgänge im Material (mikromolekularer Art) und sind v.a. in den Werkstoffwissenschaften geläufig. Ihre Anwendung setzt ein hohes Maß an Wissen über das Material und seiner chemischen Zusammensetzung voraus (Abschnitt 2.5.2).

Allgemein dienen Versagensmodelle/-kriterien in der FEM dazu, auf Basis kontinuumsmechanischer Größen auf die physikalisch zum Materialversagen führende Werkstoffanstrengung zu schließen. Im Ingenieurwesen werden überwiegend makroskopische bzw. empirische oder phänomenologische Versagensmodelle verwendet. Makroskopische kontinuumsmechanische Größen (Spannungen, Dehnungen, Porendichten) stehen hier empirischen Kriterien gegenüber (z.B. Schädigungsparameter D).

So wird mithilfe von Materialuntersuchungen festgestellt, bei welchen Randbedingungen (a, b, c, d) die Werkstoffanstrengung bzw. die Schädigung D so groß wird, dass es zum Versagen (Anriss) kommt. Das Versagen ist somit eine Funktion dieser Randbedingungen. Übersteigt diese Funktion einen definierten Wert - hier 1 - so wird von Versagen ausgegangen.

$$D = f(a, b, c, d) \leq 1 \quad (2.41)$$

In der FEM Berechnung wird die Deformation in viele einzelne Berechnungsschritte i zerlegt. Die jedem Zeitschritt zuzuordnende Deformation verursacht eine Teilschädigung D_i . Die Aufaddition dieser Teilschädigungen zur Gesamtschädigung D wird Schadensakkumulation genannt. Die FGS-spezifischen, einmaligen und sehr kurzen Belastungen führen lokal meist zu ähnlichen Spannungszuständen in den bruchgefährdeten Bereichen. Von Ermüdung oder gar Vorschädigung muss und kann nicht ausgegangen werden. Im Folgenden wird von der auf Palmgren [70] und Miner [57] zurückzuführenden *linearen Schadensakkumulation* ausgegangen. Diese ursprünglich zur Lebensdauerberechnung (Fatigue) herangezogene *lineare Schadensakkumulationshypothese* besagt, dass die Gesamtlebensdauer durch einfaches Aufaddieren der m Teilschädigungen¹ berechnet werden kann.

$$D = \sum_{i=1}^m D_i = \sum_{i=1}^m \frac{\Delta \varepsilon_i}{(\varepsilon_f)_i} \quad (2.42)$$

In der Literatur sind weitere lineare und nichtlineare Schädigungshypothesen zu finden [88]. Ihre Bestimmung erfordert jedoch sowohl exakte Kenntnis der Schädigungsmechanismen sowie aufwändige experimentelle Untersuchungen. Insbesondere Ersteres ist zum Stand der Technik für die meisten Polymere noch nicht gegeben.

Bruchmodelle können gekoppelt oder ungekoppelt mit den konstitutiven Materialgesetzen sein. Bei gekoppelten Modellen kann eine Vorschädigung D des Werkstoffs Größen wie

¹Teilschädigungen - bei Lebensdauerberechnungen typischerweise durch Teilschwingspielzahlen repräsentiert - sind im Falle eines dehnungsbasierten Bruchmodells auf Teildehnungen $\delta\varepsilon$ zurückzuführen. In Abhängigkeit von der jeweils aktuell gültigen Versagensdehnung ε_f berechnet sich daraus die Teilschädigung.

Elastizität, Plastizität (Fließbedingung, Ver- und Entfestigungsverhalten) und Bruchdetektion im Materialmodell beeinflussen. Bei ungekoppelten Modellen wird ebenfalls eine Schädigung berechnet, jedoch agiert das Materialmodell unabhängig vom Bruchmodell.

Børvik et al. wiesen nach, dass bei gleichzeitiger Berücksichtigung der adiabaten Erhitzung des Materials im Bruchmodell die Abweichungen zwischen gekoppelten und ungekoppelten Ansätzen gering sind [12]. Xue bietet einen Überblick über die gängigsten Modellierungsansätze, bei denen Schädigung kumulativ über die Dehnung induziert wird [103]. Im Folgenden werden Bruchmodelle ungekoppelt angenommen und verwendet.

Eine Kategorisierung von Versagensmodellen kann unterschiedlich erfolgen. So unterscheiden Bai & Wierzbicki in physikalische, phänomenologische und empirische Bruchmodelle [6]. Hiermaier unterscheidet nicht zwischen phänomenologischen und empirischen Modellen [37]. Im Folgenden wird ein ähnlicher Ansatz verfolgt. Die gängigsten Versagensmodelle können in kompakter Form bei Hiermaier nachgelesen werden [37].

Physikalisch basierte Versagensmodelle

Bei physikalischen Modellen werden mikromechanische Vorgänge im Werkstoff explizit betrachtet. Dies kann z.B. Anzahl und Struktur von Mikrorissen oder -poren sein, die das Materialverhalten in einer bestimmten Art und Weise beeinflussen. Je nach Auftreten, Wachstum und Vereinigung können diese kritisch oder unkritisch sein. Eine experimentelle Bestimmung dieser Materialparameter und einer etwaigen mathematischen Entsprechung ist jedoch aufwändig und fehlerbehaftet.

Prominentester Vertreter aus dieser Gruppe ist das Bruchmodell nach Gurson, hier dargestellt in einer von Needleman und Tvergaard modifizierten Variante (Gl. 2.43) [65]. Das Wachstum \dot{f} des Hohlraumvolumens f ist demnach abhängig von der plastischen Volumendehnung $\varepsilon_{vol,pl}$ und der equivalenten plastischen Dehnung $\varepsilon_{equ,pl}$ und dem Parameter A . Dieser besteht aus 9 mittels Materialversuchen zu bestimmenden Parametern. Mithilfe des bestimmten Porenvolumens kann auf die Schädigung des Materials geschlossen werden (gekoppeltes Modell) und der Bruchzeitpunkt anhand eines kritischen Porenvolumens bestimmt werden.

$$\dot{f} = (1 - f) \cdot \varepsilon_{vol,pl} + A \cdot \varepsilon_{equ,pl} \quad (2.43)$$

Seibert [84] untersucht die Eignung der des Gurson-Modells zugrunde liegenden schädigungsmechanischen Theorie für tiefgezogene Bleche.

Durch die Berücksichtigung der schädigenden Prozesse auf mikromechanischer Ebene sind diese Modelle am ehesten mit den differenzierenden Bruchmodellen aus dem Bereich der Faserverbunde vergleichbar. Bekannte Vertreter sind hier die Modelle nach Hashin [31] und Puck [72]. Im Gegensatz zu diesen berücksichtigt jedoch auch das Gurson-Modell lediglich den für das Versagen wahrscheinlichsten Mechanismus der Volumenbildung im Werkstoff. Weitere bekannte Vertreter sind neben Gurson auch die Modelle nach Rice & Tracey [79] und McClintock [51].

Empirische und phänomenologische Versagensmodelle und -kriterien

Im Gegensatz zu physikalisch basierten, versuchen phänomenologische und empirische Modelle das Versagen auf Basis von messbaren (z.B. Dehnungen) oder kontinuumsmechanisch bestimmbar Größen (Spannungen, Energien) mathematisch möglichst genau nachzubilden („Black-Box Prinzip“).

Unter Berücksichtigung der (offensichtlich) wichtigsten kontinuumsmechanischen Größen (Spannungen, Dehnungen, Dehnraten, etc.) wird somit das Bruchrisiko in einem mathematischen Modell quantifiziert. Nachfolgend werden vorwiegend Modelle aufgeführt, die gemäß der Anforderungen des FGS (Kapitel 3) zielführend sind. Weitere Modelle finden sich in der einschlägigen Literatur wie etwa bei Hiermaier [37], Bai [6] und Wierzbicki [102].

Phänomenologische Bruchmodelle verknüpfen den Bruchvorgang mit Größen, auf die das Versagen reduzierbar ist (Bruchenergien, Spannungen). Bei empirischen Modellen wird die Materialschädigung (gekoppelt oder ungekoppelt) mithilfe materialspezifischer Parameter aus kontinuumsmechanischen Größen mittels einer Ansatzfunktion bestimmt. Die Materialanstrengung beruht dabei stets auf dem aktuellen Zustand. Beiden Ansätzen immanent ist ein pauschalisierender Charakter - es wird nicht zwischen Bruchmoden unterschieden. Einige Vertreter wie z.B. das CrachFEM Modell kombinieren z.B. Normal- und Schubspannungsversagen, indem zwei Schädigungsfunktionen parallel berechnet werden [38].

Ein bekannter Vertreter der hier als phänomenologisch beschriebenen Modelle ist das 1968 erstmals beschriebene Bruchmodell nach Cockroft & Latham (CL) [14]. Das Modell setzt voraus, dass die zum Bruch führende Deformationsenergie für einen Werkstoff unabhängig von der Dehnrates ist. Diese Größe wird als kritische Energiedichte D_c aus der größten positiven Hauptachsenspannung σ_1 und der äquivalenten plastischen Dehnung $\varepsilon_{equ,pl}$ für ein bestimmtes Materialvolumen berechnet. Der Wert D_c muss experimentell ermittelt werden.

Numerisch wird die größte positive Hauptachsen- oder Hauptspannung (HAS) mithilfe der sog. Macauley-Klammern berechnet. Sie signalisieren eine Fallunterscheidung für σ_1 .

$$\langle \sigma_1 \rangle = \begin{cases} 0 & \text{wenn } \sigma_1 \leq 0 \\ \sigma_1 & \text{wenn } \sigma_1 \geq 0 \end{cases} \quad (2.44)$$

Nachfolgend wird das Modell in einer durch die von Mises Spannung σ_{equ} normalisierten Form nach Oh et al. dargestellt [67]. D_c repräsentiert dabei die Deformationsenergiedichte, die für ein betrachtetes Volumen zum Versagen führt.

$$\int_0^{\varepsilon_f} \frac{\langle \sigma_1 \rangle}{\sigma_{equ}} d\varepsilon_{pl} = D_c \quad (2.45)$$

Durch die ausschließliche Berücksichtigung der positiven Spannungen ergibt sich eine Asymptote für ε_f („Cut-Off-Value“) bei negativen Mehrachsigkeiten. Die Lage dieser Grenzwerte richtet sich nach dem Wert von $\bar{\theta}$. [6]

Gemäß Gl. 2.46 kann σ_1 nach Bai durch die Mehrachsigkeit η und den Lodeparameter $\bar{\theta}$ ausgedrückt werden.

$$\sigma_1 = \left(1 + \frac{2 \cos\left(\frac{\pi}{6}(1 - \bar{\theta})\right)}{3\eta} \right) \sigma_m \quad (2.46)$$

Eine Entsprechung der Bruchdehnung in Abhängigkeit von D_c , η und $\bar{\theta}$ kann durch Einsetzen von Gl. 2.46 in Gl. 2.45 und dem Auflösen des Integrals erreicht werden.

$$\varepsilon_f(\eta, \bar{\theta}) = \frac{3D_c}{3\eta + 2 \cos\left(\frac{\pi}{6}(1 - \bar{\theta})\right)} \quad (2.47)$$

Unter Annahme eines ebenen Spannungszustandes kann der Lodeparameter eliminiert werden (vgl. Gl. 2.37). Gl. 2.47 reduziert sich so zu

$$\varepsilon_f^{CL}(\eta) = \frac{3D_c}{3\eta + 2 \cos\left(\frac{1}{3} \arccos\left(-\frac{27}{2}\eta\left(\eta^2 - \frac{1}{3}\right)\right)\right)} \quad (2.48)$$

Zu den phänomenologischen Bruchkriterien können einfachste Ansätze wie die Gleichmaßdehnung A_g (konstante Vergleichsbruchdehnung) gezählt werden. Die in Abschnitt 2.5.2 erwähnte von Mises Vergleichsdehnung eignet sich für viele Werkstoffe als Bruchkriterium.

$$\varepsilon_f = \varepsilon_{equ} = \sqrt{\varepsilon_x^2 + \varepsilon_y^2 + \varepsilon_z^2 - \varepsilon_x\varepsilon_y - \varepsilon_x\varepsilon_z - \varepsilon_z\varepsilon_y + 3(\varepsilon_{xy}^2 + \varepsilon_{xz}^2 + \varepsilon_{yz}^2)} \quad (2.49)$$

Diese Dehnung bezieht sich exakt auf den versagenden Bereich und ist deshalb in der FEM einsetzbar. Materialkennwerte, wie die bekannte (Ingenieurs-)Bruchdehnung A_g , beziehen sich auf die gesamte Probenlänge und sind somit untauglich für die Berechnung von lokalen Phänomenen wie Versagen. Ebenfalls zu den phänomenologischen Ansätzen gezählt werden können Kriterien wie *Maximum Stress* und *Maximum Strain*. Hierzu zählt auch das bekannte Modell der maximalen Schubspannung nach Tresca, das eines der ältesten bekannten Bruchkriterien ist [96]. Einen guten Überblick über diese Bruchkriterien und ihre Referenzen bietet Hiermaier [37].

Koukal schlägt zur Berechnung von Kunststoffbruch im Fußgängerschutz (FGS) mit dem *Generic Rupture User Criterion* (GRUC) ein Max-Strain-Kriterium vor (Gleichung 2.50) [45].

$$GRUC = \frac{\varepsilon_{Simulation}}{\varepsilon_{Versuch}} = \frac{\varepsilon_{equ,pl}}{\varepsilon_{f,pl}} \leq 1 \quad (2.50)$$

Hierbei wird über die Integrationspunkte eines FE-Schalenelements die jeweils maximale plastische Vergleichsdehnung $\varepsilon_{equ,pl}$ durch eine konstante, im Versuch ermittelte, lokale Bruchdehnung $\varepsilon_{f,pl}$ dividiert. Erreicht die berechnete Dehnung den Wert der Vergleichsdehnung, kommt es zum Versagen.

Ein bekannter Vertreter der empirischen Bruchmodelle ist der Ansatz von Johnson und Cook [40]. Hier wird die Versagensdehnung ε_f in Abhängigkeit der Mehrachsigkeit η , der Dehnrates $\dot{\varepsilon}$ und der Temperatur T beschrieben (vgl. Gl 2.51). $\dot{\varepsilon}_{ref}$ und T_{ref} bezeichnen Referenzdehnrates bzw. -temperatur, T_S ist die Schmelztemperatur des betrachteten Werkstoffes.

$$\varepsilon_f(\eta, \dot{\varepsilon}, T) = (D_1 + D_2 e^{D_3 \eta}) \left(1 + D_4 \ln\left(\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_{ref}}\right)\right) \left(1 - D_5 \left(\frac{T - T_{ref}}{T_S - T_{ref}}\right)\right) \quad (2.51)$$

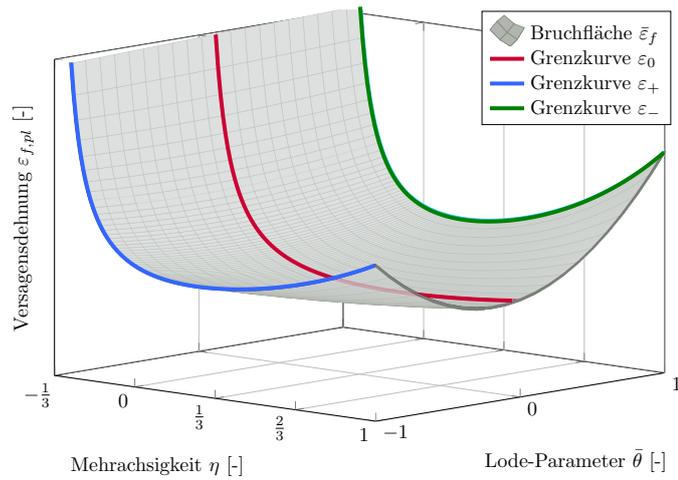


Abbildung 2.5.: Bruchmodell $f(\eta, \bar{\theta})$ nach Bai-Wierzbicki, nach [18]

Ein 2008 von Greve [23] veröffentlichtes Modell nach Bai und Wierzbicki [5] beschreibt die Bruchdehnung in Abhängigkeit der Mehrachsigkeit η und des Lode-Parameters $\bar{\theta}$ (vgl. Gl. 2.35).

$$\bar{\epsilon}_f(\eta, \bar{\theta}) = \left(\frac{1}{2} (\epsilon_+ + \epsilon_-) - \epsilon_0 \right) \bar{\theta}^2 + \frac{1}{2} (\epsilon_+ - \epsilon_-) \bar{\theta} + \epsilon_0 \quad (2.52)$$

mit:

$$\epsilon_+ = D_1 + \frac{D_2}{3\eta + 1} e^{-D_3\eta} \quad (2.53)$$

$$\epsilon_0 = D_1 + \frac{D_4}{3\eta + 1} e^{-D_5\eta} \quad (2.54)$$

$$\epsilon_- = D_1 + \frac{D_6}{3\eta + 1} e^{-D_7\eta} \quad (2.55)$$

Die Bruchfunktion beinhaltet die Bruchdehnung in Abhängigkeit von der Mehrachsigkeit und des Lode-Parameters (Abb. 2.5). Je nach Wert des Lode-Parameters zwischen -1 und 1 existieren drei Grenzkurven, die über eine quadratische Ansatzfunktion verknüpft werden. Bei Betrachtung der Gleichungen für die Grenzkurven fällt die Ähnlichkeit zum JC-Modell auf. Eine Simplifizierung des Modells gemäß der Anforderungen des FGS erfolgt in Abschnitt 5.3.4.

3

Untersuchung von Kunststoffversagen im Fußgängerschutz

Nachfolgend werden die Anforderungen für FGS-spezifisches Kunststoffversagen erläutert. Aufbauend v.a. auf den Untersuchungen von Koukal [45], Delhaye [16], Michler [55] und Junginger [41] (siehe Abschnitt 2.1.2) werden die Erkenntnisse auf Probenebene um neue Untersuchungen auf Komponentenebene erweitert. Zu diesem Zweck werden fahrzeugnahe Komponentenprüfstände verwendet und das FGS-spezifische Bruchverhalten eingehend untersucht. Ziel ist hierbei, bekannte Versagensphänomene den auftretenden Bruchvorgängen in verschiedenen Komponenten zuzuordnen. Zu diesem Zweck werden rasterelektronenmikroskopische (REM) Untersuchungen an Oberflächen von Brüchen durchgeführt, die mithilfe der o.g. Komponentenversuche generiert wurden. Um die Bruchereignisse detaillierter nachzuvollziehen, erfolgt eine simulative Betrachtung der Versuche und Brüche hinsichtlich Spannungs- und Dehnungszuständen. Letztendlich können so genaue Anforderungen für die Bruchmodellierung spezifiziert werden.

3.1. Anforderungen an die Versagensmodellierung im Fußgängerschutz

Der FGS zeichnet sich durch äußerst dynamische Testverfahren aus. Durch die teilweise sehr komplexen Bauteile entstehen lokal sehr hohe Dehnraten (bis $10^2 \frac{1}{s}$, vgl. Abschnitt 3.4) [92]. Der automobiler Vorderwagen besteht dabei zu einem großen Teil aus Kunststoffbauteilen (vgl. Abb. 2.1). Die bekannte Abhängigkeit thermoplastischer Kunststoffe von der Belastungsgeschwindigkeit, sowohl für mechanisches Werkstoffverhalten als auch für das Versagen, hat deshalb eine große Bedeutung für deren Modellierung. Bekannte Kunststoffarten unterscheiden sich hierbei sowohl qualitativ als auch quantitativ z.T. erheblich voneinander, wodurch diese Eigenschaften wichtig für die spezifische Versagensmodellierung sind.

Typische, für das Bauteilversagen relevante Belastungszustände in den Komponenten sind hauptsächlich Biegung (Grundbelastung), Zug (Rippen) und mehrachsige Spannungszustände (komplexe Geometrien). FGS-Tests erfolgen stets bei konstanter Temperatur (Raumtemperatur, kurz RT). Die Auslegung erfolgt jedoch grundsätzlich so robust, dass die Bauteilfunktion durch veränderliche Temperaturen nicht nennenswert beeinträchtigt wird. Die Umgebungstemperatur spielt deshalb trotz einer grundsätzlichen Temperaturabhängigkeit im mechanischen Verhalten von Thermoplasten nur eine untergeordnete Rolle. In den Modellierungsansätzen wird diese deshalb nicht berücksichtigt.

Grundsätzlich kann diese Option jedoch sowohl in Werkstoff- als auch Versagensmodellen analog zur Dehnratenabhängigkeit integriert werden (vgl. Johnson-Cook, Abschnitt 2.5.2).

Numerisch ist vor allem die Diskretisierung mit Schalenelementen eine wichtige Randbedingung, welche aus der Blech-Schalen-Bauweise und der der Anwendung großflächiger Spritzgussbauteile moderner Fahrzeuge resultiert. Typische Elementkantenlängen liegen im Bereich von 4 mm. Dies resultiert aus einem Zielkonflikt zwischen Genauigkeit und Rechenzeit der Simulation. Entwicklungsumgebung für die Simulation ist Virtual Performance Solution (PamCrash). Beim derzeitigen Stand der Technik wird eine simulative Beschreibung des Bruchverhaltens von Kunststoffkomponenten noch nicht eingesetzt, weshalb die Simulationsergebnisse in diesem Abschnitt keine Brüche zeigen.

3.2. Komponentenprüfstände zur detaillierten Bruchuntersuchung

Ein modernes Fahrzeug bietet kaum Bauraum, um zusätzlich Messtechnik zur Bruchfassung im Vorderwagen zu installieren. Aufgrund dieser schlechten Zugänglichkeit und der hohen Kosten sind Gesamtfahrzeugversuche zur Bruchuntersuchung im FGS nicht zielführend. Um trotzdem komponenten- und anwendungsorientiert arbeiten zu können, wurden spezielle Prüfstände entwickelt. Mit diesen können diese Nachteile umgangen und die Beherrschbarkeit durch Reduktion der Komplexität verbessert werden. Hierbei wurden Prüfstände mit unterschiedlichen Komplexitätsgraden entwickelt. Eine detaillierte Beschreibung des diesbezüglichen Entwicklungsprozesses ist bei Guyard [30] zu finden.

Ziele von Komponentenprüfständen sind entweder eine anwendungsorientierte Untersuchung des Bruchverhaltens oder eine komplexe, aber dennoch beherrschbare Validierung für Material- oder Bruchverhalten zu ermöglichen. Zu diesem Zweck werden die Prüfstände mit verschiedenen FGS-Impaktoren beschossen (siehe Tab. 3.1).

3.2.1. Entwicklung und Aufbau der Komponentenprüfstände

Ziel der Komponentenprüfstände ist es, die Komplexität des zu untersuchenden Systems (Vorderwagen) zu verringern. Damit ist eine detaillierte Untersuchung des mechanischen Werkstoff- und Bruchverhaltens möglich. Ein Nebeneffekt ist hier eine Kostensenkung und eine bessere Zugänglichkeit der zu untersuchenden Teile (etwa für Videoaufnahmen). Gleichzeitig soll der hergestellte Belastungszustand den FGS-Testszenarien so ähnlich wie möglich sein. Basis für alle folgenden Ausführungen ist der Audi A6. Der Vorderwagen eines modernen Fahrzeugs lässt sich für den FGS in drei Lastebenen einteilen:

- Untere Lastebene (Lower Stiffener, Stoßfängerüberzug)
- Mittlere Lastebene (Kühlerschutzgitter, Stoßfängerüberzug, Hauptscheinwerfer)
- Obere Lastebene (Frontend, Frontklappe)

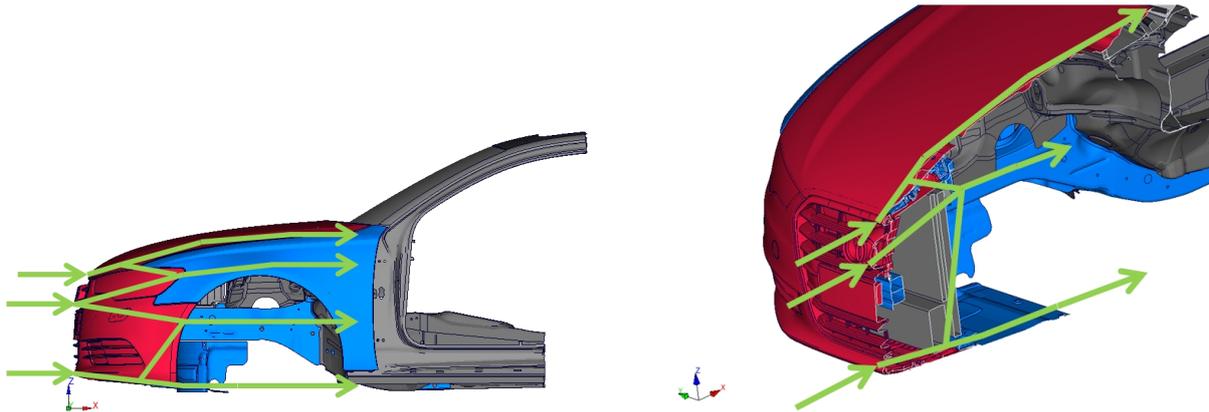


Abbildung 3.1.: Untere-, mittlere- und obere Lastebene für den Fußgängerschutz

Diese drei Lastebenen müssen auch in Komponentenprüfständen abgebildet werden. Abb. 3.1 visualisiert die Lastebenen sowie die deformierten bzw. an der Kinematik direkt beteiligten (rot) als auch die weitgehend unbeteiligten Komponenten. An diese Stellen kann die Systemgrenze für einen Prüfstand gelegt werden.

Nachfolgend werden drei Prüfstände mit unterschiedlichen Abstraktionsstufen des Vorderwagens präsentiert. Ausgehend von den drei Lastebenen wurde die Anzahl der Komponenten iterativ verringert. Dadurch ist es auch für abstrakte Systeme möglich, die Realitätsnähe zu Gesamtfahrzeugtests einzuschätzen.

Maximale Realitätsnähe kann durch Berücksichtigung aller in Abb. 3.1 gezeigten Komponenten erreicht werden (siehe Abb. 3.2). Durch das Abbilden aller Lastebenen können grundsätzlich alle FGS Impaktoren (vgl. Abschnitt 1.1) verwendet werden. Prüfstände dieser Art können z.T. zur Substitution von Gesamtfahrzeugversuchen verwendet werden. Nachteilig unter dem Gesichtspunkt der Bruchuntersuchung ist die Verteilung der Impaktenergie auf viele beteiligte Komponenten (vgl. [45]). Ein umfangreiches Bruchauftreten kann bei einem Serienfahrzeug (Auslegung vorzugsweise gegen Bruch) so nicht erreicht werden.



Abbildung 3.2.: Komponentenprüfstand „Vorderwagen“ zur Substitution von Gesamtfahrzeugversuchen

3. Untersuchung von Kunststoffversagen im Fußgängerschutz

Zur detaillierten Bruchuntersuchung einzelner Komponenten muss die Anzahl der Komponenten weiter reduziert werden. Zu diesem Zweck wurden die obere und untere Lastebene durch Blattfedern ersetzt und die Komponentenanzahl auf drei beschränkt (Kühlerschutzgitter, Hauptscheinwerferarm, Schließteil Mitte). Um die Impaktorkinematik durch die kleineren Abmaße nicht zu beeinträchtigen, kommen nur kleine FGS Impaktoren in Frage. Im nachfolgenden Beispiel (Abb. 3.3) wurde der PDI-1 Impaktor (Pedestrian detection impactor 1) verwendet (vgl. Abschnitt 1.1). Bei äquivalenter Belastung kann mit dieser Konstellation deutlich umfangreicheres Werkstoffversagen als im Gesamtfahrzeugversuch erreicht werden.

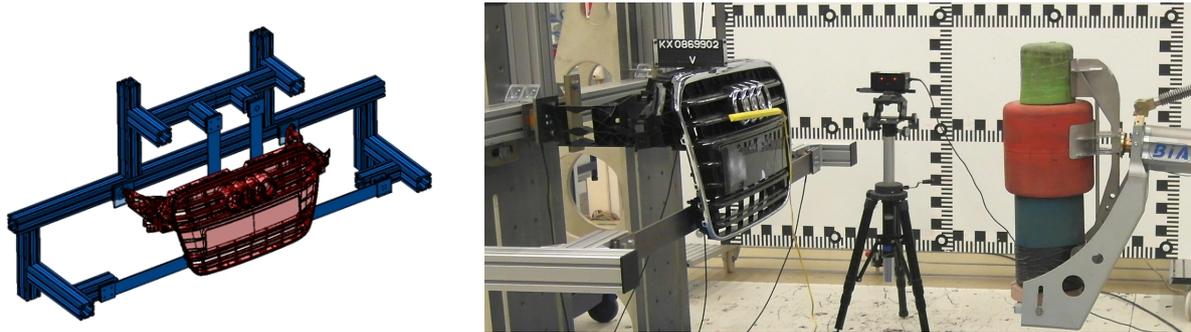


Abbildung 3.3.: Komponentenprüfstand „Komponente“ zur fahrzeugnahen Bruchuntersuchung

Wird ein Komponentenprüfstand zur Validierung eines Simulationsmodells verwendet, empfiehlt es sich, den Komplexitätsgrad weiter zu reduzieren. Zur Validierung des in Abschnitt 6.3 bestimmten Bruchmodells wurde deshalb ein Prüfstand entwickelt, bei dem lediglich das Kühlerschutzgitter (vgl. Abb. 2.1) geprüft wird. Hier wird die Komponente einzeln gelagert und mit einem FGS-Kopfimpaktor beschossen (siehe Abb. 3.4 und 3.5). Der Energieeintrag und damit die Schadensschwere kann mit einer Variation der Geschwindigkeit ($15 \text{ km/h} \leq v \leq 40 \text{ km/h}$) und mit der Variation der Impaktormasse (Erwachsenenkopf: $4,5 \text{ kg}$, Kinderkopf $3,5 \text{ kg}$) gesteuert werden.

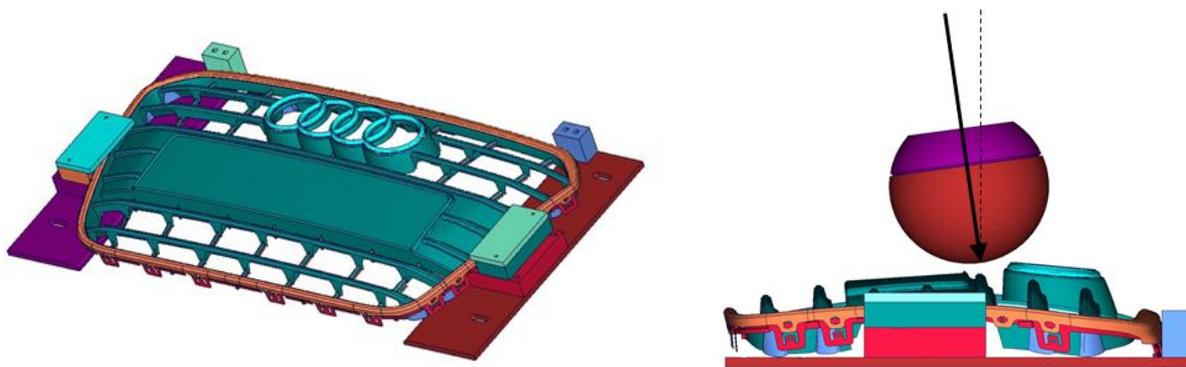


Abbildung 3.4.: Konzept Komponentenprüfstand (CAD) Kühlerschutzgitter mit Kopfimpaktor

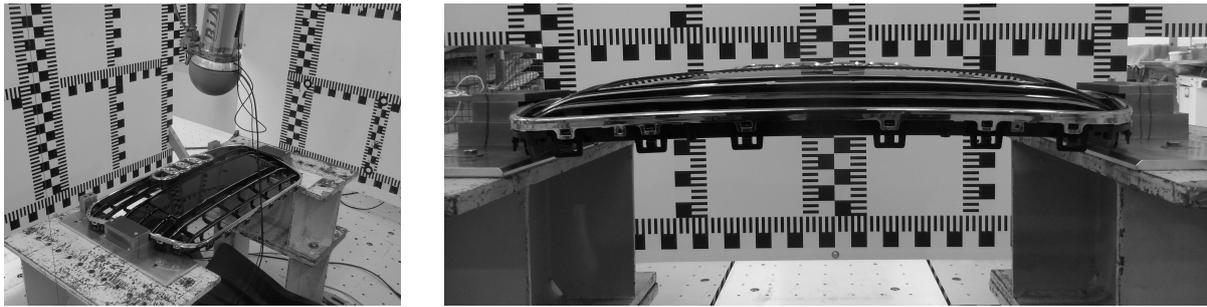


Abbildung 3.5.: Komponentenprüfstand „Kühlerschutzgitter“ zur Untersuchung des Bruchverhaltens von PC-PET

3.2.2. Komponentenversuche zur Bruchuntersuchung

Die beschriebenen Komponentenprüfstände eignen sich zum Nachstellen unterschiedlicher Testszenarien. Neben Variation der Impaktorprüfkörper sind dabei v.a. Schusslage und Prüfgeschwindigkeit wichtige Parameter. Einen Überblick über durchgeführte Versuchskonstellationen findet sich in Tabelle 3.1.

Tabelle 3.1.: Versuchsübersicht auf Komponentenebene

Prüfstand	Prüfkörper	Prüfkonfiguration		Zweck
		v [km/h]	Lage [mm]	
Vorderwagen	FlexPLI	40	Y000, Y390L	BU
Vorderwagen	TRL	40	Y000, Y390L	BU
Vorderwagen	Upper Leg	23	Y000, Y390L	BU
Komponente	PDI-1	25	Y000, Y390L	V, BU
Kühlerschutzgitter	Head	15, 25, 40	Y000	V

BU: Bruchuntersuchung

V: Validierung

Neben Prüfstandsart und Impaktor sind hierbei Prüfgeschwindigkeit (v), Schussposition in Fahrzeugkoordinaten (Lage) sowie Untersuchungsziel (Zweck) der Versuchskonstellation aufgeführt. Durch ihre bessere Zugänglichkeit eignen sich insbesondere die Prüfstände „Komponente“ und „Kühlerschutzgitter“ für die detaillierte Beobachtung von Bruchentstehung und -ausbreitung mit Hochgeschwindigkeitskameras. Die Beurteilung der Korrelation mit der Simulation erfolgt dabei überwiegend auf Basis von Messwerten der FGS-Impaktoren (vgl. Abschnitt 1.1).

Das Auslegungsziel des Komponentenprüfstands „Vorderwagen“ ist, die Kinematik des Gesamtfahrzeugversuches so gut wie möglich nachzustellen. Dazu wird der FlexPLI Beinimpaktor auf einen reduzierten Vorderwagen geschossen.

3. Untersuchung von Kunststoffversagen im Fußgängerschutz

[92] kann die global bereits hohe Qualität des FGS-Versuchs auf Komponentenebene anhand der hohen qualitativen und quantitativen Korrelation mit den Messgrößen des Gesamtfahrzeugversuchs entnommen werden. Die Abweichungen in der Korrelation zwischen Komponenten- und Fahrzeugversuch liegen hierbei weitgehend in der üblichen FGS-Versuchsstreuung von ca. 10%. Eine detaillierte Beschreibung der Versuche erfolgt in [92].

Zur genaueren Untersuchung der in FGS Komponenten auftretenden Brüche eignet sich ein weiter reduziertes System besser. Am Prüfstand „Komponente“ kann durch Einsatz unterschiedlicher Geschwindigkeiten und Trefferlagen das Bruchauftreten stark beeinflusst werden. Durch die geringe Anzahl an Bauteilen und die lokale Belastung mit dem PDI-1 Impaktor kommen deutlich größere Intrusionen zustande als mit dem Prüfstand „Vorderwagen“. Dies führt letztlich zu einem stärkeren Bruchauftreten, verteilt auf alle drei Komponenten.



Abbildung 3.6.: Bruchauftreten an beschossenen Bauteilen auf dem Prüfstand „Komponente“

Die faserverstärkten Bauteile (PP-LGF20, PA6-GF30) zeigen durch ihre geringere Bruchdehnung qualitativ und quantitativ mehr Brüche, während das schlagzähe PC-PET nur lokal versagt (siehe Abb. 3.6).

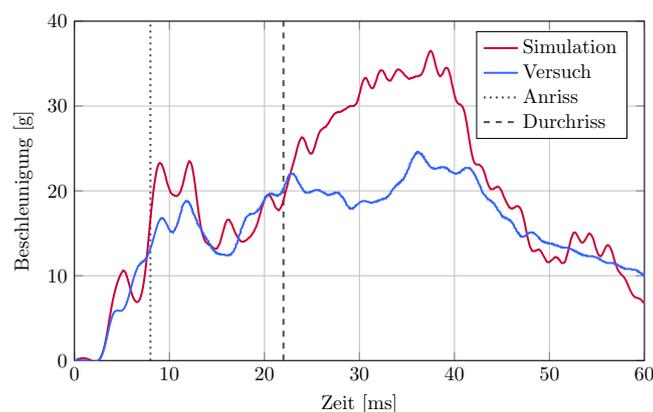


Abbildung 3.7.: Beschleunigungssignale Simulation und Versuch „Komponente“ im Vergleich

Die im Impaktor gemessenen Verzögerungen während des Versuches werden mit den äquivalenten Größen der Simulation verglichen.

3. Untersuchung von Kunststoffversagen im Fußgängerschutz

Exemplarisch werden Vergleichskurven bei Raumtemperatur (RT), Schusspunkt Y000 und 25 km/h Impaktorgeschwindigkeit gezeigt (vgl. Abb. 3.7). Durch ein verstärktes Bruchauftreten im Versuch (Simulation ohne Bruch) bei 22 ms weichen Simulations- und Versuchskurve von da an deutlich voneinander ab.

Zur Validierung mechanischer Werkstoff- und Versagensmodellen für den Werkstoff PC-PET auf Komponentenebene wird der Prüfstand „Kühlerschutzgitter“ verwendet. Durch Beaufschlagung mit dem Kopffimpaktor können lokal hohe Schädigungen erreicht werden. Der Energieeintrag und dadurch das Schadensniveau wird durch Verwendung unterschiedlicher Massen (Kinder- und Erwachsenenkopf) und Geschwindigkeiten variiert (vgl. Tab. 3.1).

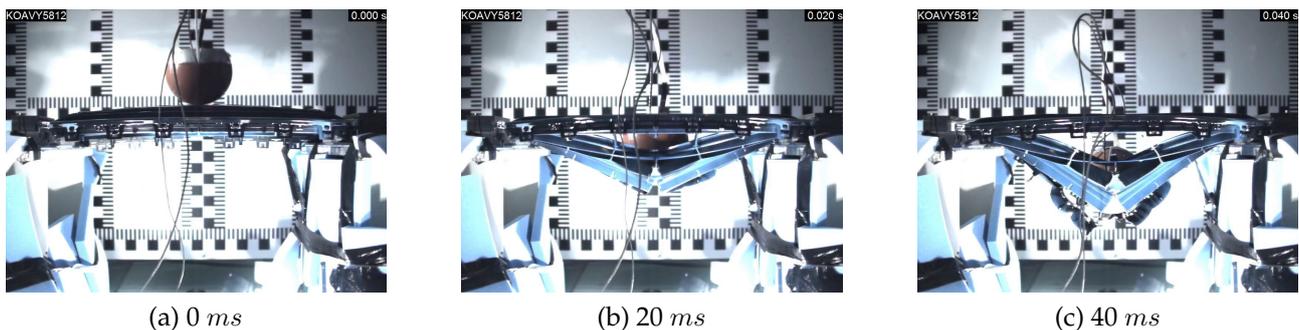


Abbildung 3.8.: Komponentenversuch (Erwachsenenkopf, 40 km/h), bei 0, 20 und 40 ms (Seitenansicht)

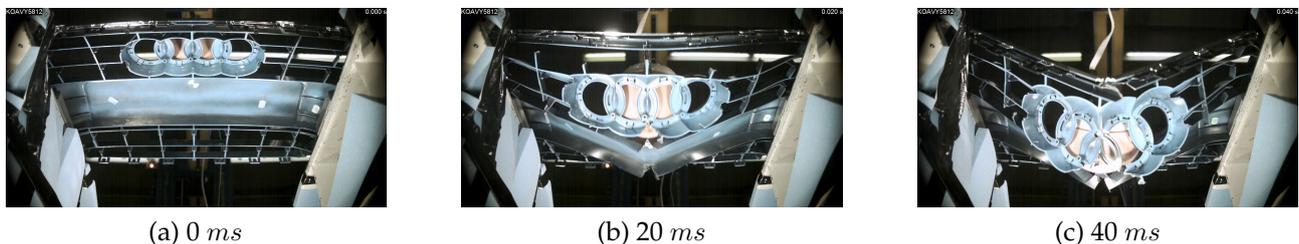


Abbildung 3.9.: Komponentenversuch (Erwachsenenkopf, 40 km/h), bei 0, 20 und 40 ms (von unten)

Abb. 3.8 und 3.9 zeigen die Deformation bzw. das Schadensbild bei 0, 20 und 40 ms nach Impact für einen Versuch mit dem Erwachsenenkopffimpaktor bei 40 km/h. Deutlich sind die aufklaffenden Risse und Brüche zu erkennen, ohne die der Impaktor deutlich stärker verzögert werden würde.

Aufgrund des erhöhten Bruchauftretens und dessen starken Einfluss auf das Beschleunigungssignal dient diese Versuchskonstellation in Abschnitt 7 vorwiegend als Validierungsversuch. Langsame Versuche mit niedrigem Energieeintrag (15 km/h, Kinderkopffimpaktor) werden dagegen zur Validierung des Simulationsmodells (Werkstoffmodell und Diskretisierung) verwendet.

3.3. Optische Untersuchung von Bruchoberflächen aus Komponentenversuchen

Mit Hilfe der in Abschnitt 3.2 beschriebenen Komponentenprüfstände „Vorderwagen“ und „Komponente“ konnten Kunststoffkomponenten unter FGS-spezifischen Randbedingungen (Dehnrage, Belastungsart) gezielt zum Bruch gebracht werden. Aus diesen Bauteilen wurden Proben der zerstörten Bereiche entnommen und die Bruchoberflächen unter dem Rasterelektronenmikroskop (REM) untersucht. Dadurch ist es möglich, die Schädigungs- und Versagensmechanismen zu bestimmen und einzugrenzen [36] [56]. Dargestellt werden Ergebnisse für PC-PET, PP-LGF20, PP-T40 sowie PA6-GF30 (Werkstoffeinsatz im Vorderwagen, vgl. Abb. 2.1).

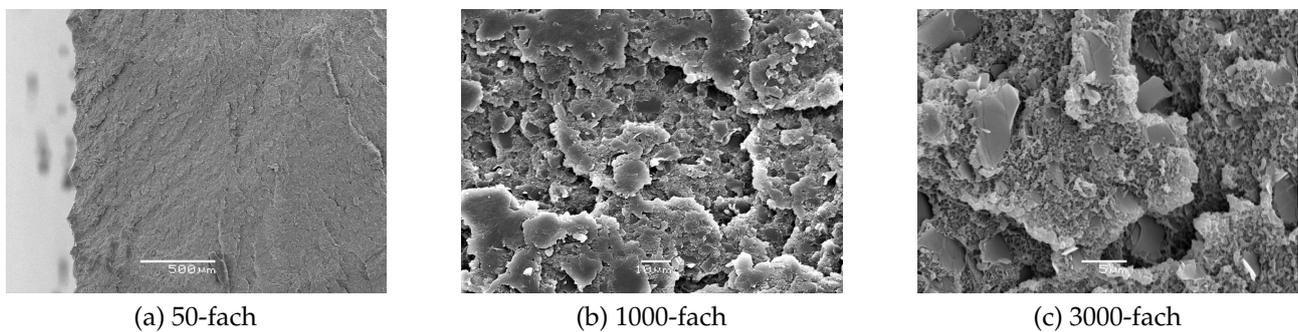


Abbildung 3.10.: REM Aufnahmen Bruchflächen PC-PET

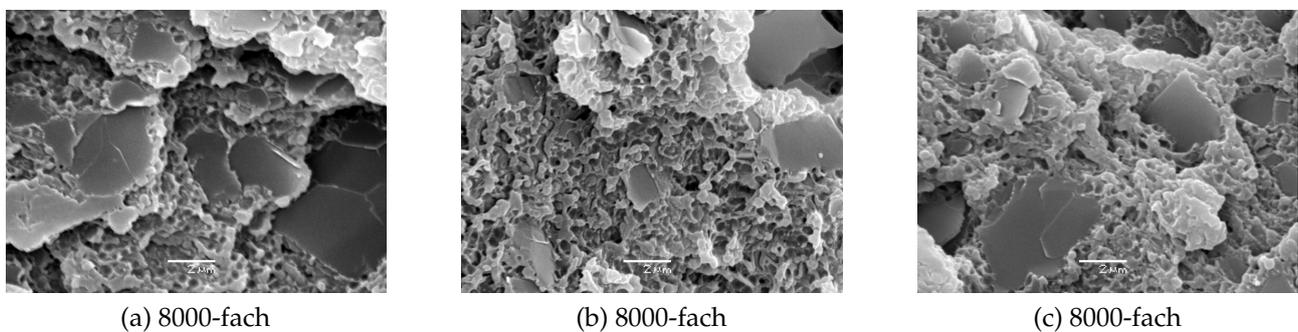


Abbildung 3.11.: REM Aufnahmen Bruchflächen PC-PET

PC-PET ist ein speziell schlagzähmodifizierter Kunststoff. Dennoch fällt auf, dass die Bruchfläche makroskopisch rau erscheint, was auf einen Sprödbbruch schließen lässt (vgl. Abb. 3.10a). Bei höherer Auflösung fallen dagegen Hohlräume zwischen PET- und PC-Bestandteilen auf (vgl. Abb. 3.10b, 3.10c und 3.11a). Dies weist auf eine Volumenzunahme durch Deformation hin. Die PC-Matrix selbst weist ebenfalls deutliche Hohlräume auf (siehe Abb. 3.11b und 3.11c).

Für PP-LGF20 als faserverstärkten Kunststoff ist generell ein eher sprödes Bruchverhalten zu erwarten. Diese Annahme bestätigt sich bei Betrachtung der Bruchfläche unter geringer Vergrößerung (vgl. Abb. 3.12a). Abb. 3.12b und 3.12c offenbaren aufgrund der herausgezogenen Fasern eine schlechte Anbindung der Fasern an die PP-Matrix.

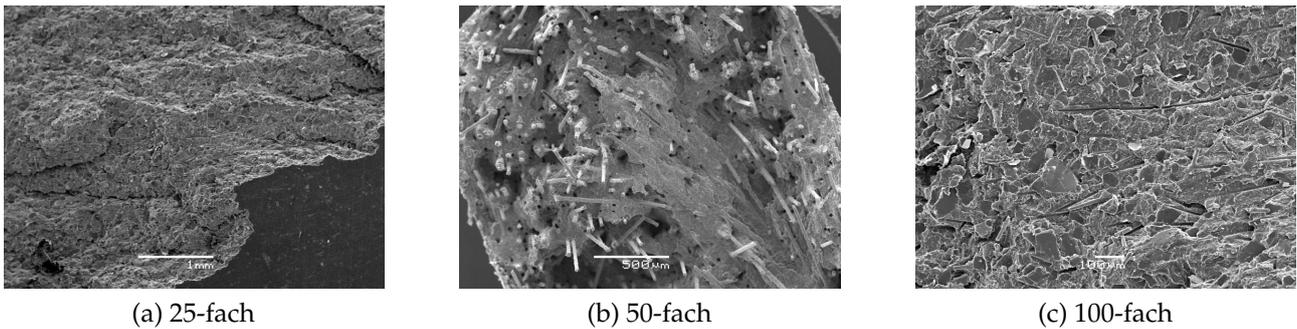


Abbildung 3.12.: REM Aufnahmen Bruchflächen PP-LGF20

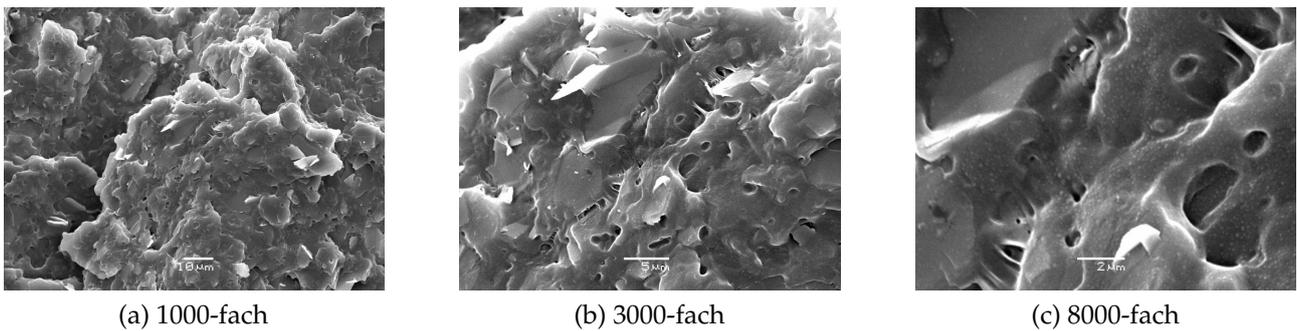


Abbildung 3.13.: REM Aufnahmen Bruchflächen PP-LGF20

Daraus resultiert ein matrixdominiertes Schädigungsverhalten mit ausgeprägt plastischer Poren- und Crazebildung (siehe Abb. 3.13a, 3.13b und 3.13c). Diese Effekte treten jedoch nur lokal auf. Global gesehen zeichnen sich faserverstärkte Thermoplaste durch eine niedrige Bruchdehnung und ein quasisprödes Bruchverhalten aus.

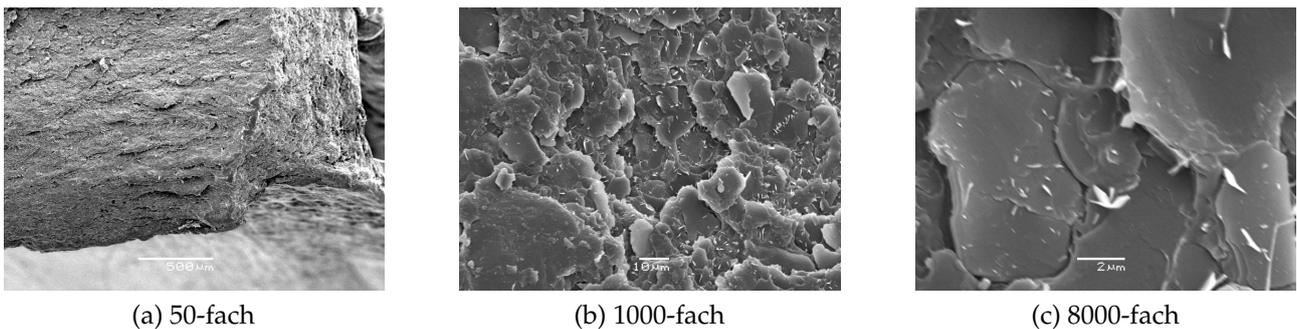


Abbildung 3.14.: REM Aufnahmen Bruchflächen PP-T40

PP-T40 weist als partikelverstärkter Thermoplast ein deutlich spröderes Verhalten auf. Selbst um Talkumeinschlüsse ist keine Hohlrumbildung erkennbar (siehe Abb. 3.14).

PA6-GF30 zeigt wie schon PP-LGF20 ein matrixdominiertes Schädigungsverhalten. Während die Fasern durch frühes Herausziehen aus der Matrix an der Deformation kaum teilnehmen (vgl. Abb. 3.15a, 3.15b und 3.15c), bilden sich in der PA6-Matrix Poren und Zipfel (siehe Abb. 3.16a, 3.16b und 3.16c).

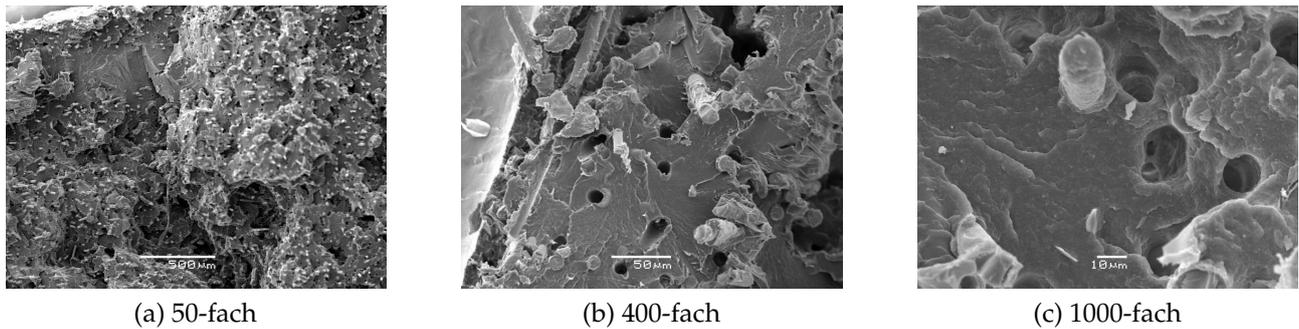


Abbildung 3.15.: REM Aufnahmen Bruchflächen PA6-GF30

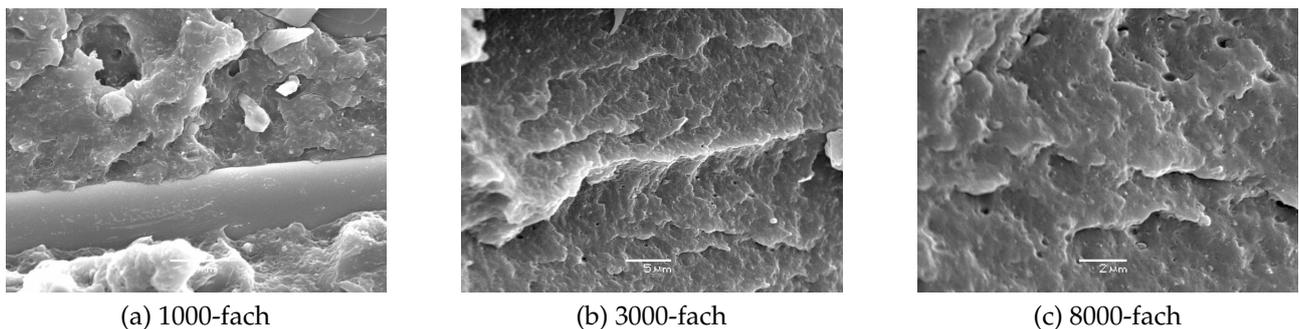


Abbildung 3.16.: REM Aufnahmen Bruchflächen PA6-GF30

Unabhängig vom Kunststoff kann daher zunächst von einem durch die hohen Dehnraten hervorgerufenen makroskopisch spröden Bruchverhalten ausgegangen werden. Bei genauerer Betrachtung entpuppt sich der Bruch jedoch zumindest teilweise als duktil induziert – sowohl für plastisch-deviatorische (Zipfelbildung) als auch für volumetrische Deformationen (Porenbildung, Crazebildung mit Hohlräumen) finden sich Hinweise. Aufgrund der Crazes und Hohlräume kann generell von einem eher zugdominierten Bruch ausgegangen werden, der mittels Schädigung durch Volumendehnung initiiert wird.

3.4. Simulative Analyse der Komponentenversuche

Um weitere Anforderungen für die Bruchmodellierung unter aus den Randbedingungen des FGS zu erhalten, werden die versagenden Bereiche auch in den Versuchssimulationen ausgewertet. Hierzu werden Simulationen ohne Berechnung des Bruches (keine Schädigung und Elimination) bis zum Bruchzeitpunkt des äquivalenten Versuchs betrachtet. Dabei werden die Verläufe lokaler Spannungsmehrachsigkeiten genauso ausgewertet wie Dehnraten (vgl. auch Vorgehen in Abschnitt 6.1). Voraussetzung hierfür ist eine präzise Abbildung von Geometrie und Materialverhalten. Abb. 3.17c zeigt einen typischen Verlauf für die Spannungsmehrachsigkeit in einem bruchgefährdeten Bereich einer FGS-Komponente (Elementauswahl siehe Abb. 3.17a; der Anriss erfolgt hier im Versuch im gelb eingefärbten Bereich). Hierbei wird deutlich, dass die Mehrachsigkeit mit steigender plastischer Dehnung (Abb. 3.17b) spätestens kurz vor dem Anriss der eines zugdominierten Spannungszustands gleicht. Typische Mehrachsigkeiten im realen Strukturen bewegen sich hierbei im Bereich $0 < \eta < \frac{2}{3}$ (Wertebereiche η , siehe Tab. 2.1).

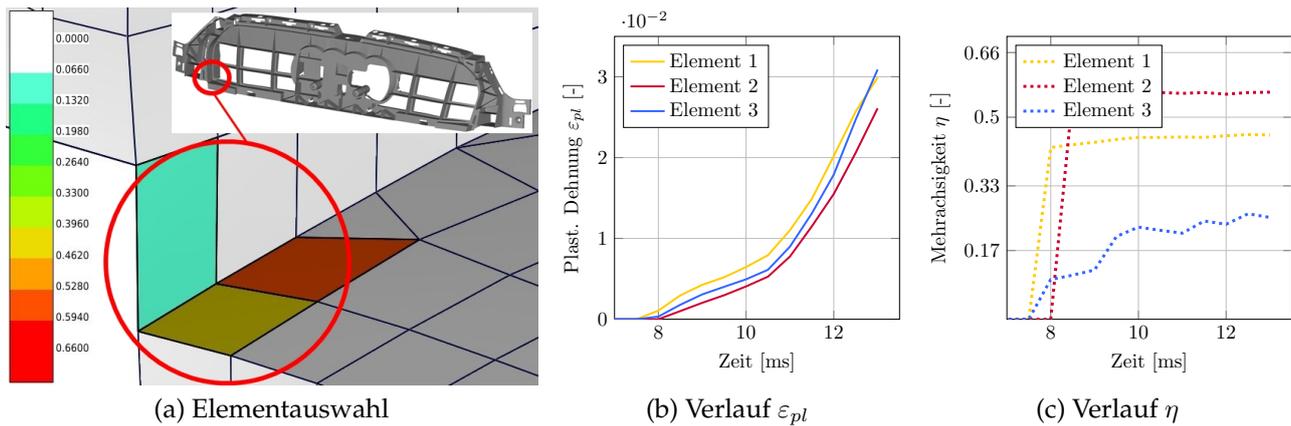


Abbildung 3.17.: Betrachtung der Verlaufs von plastischer Dehnung ε_{pl} und Mehrachsigkeit η ausgewählter Elemente eines FGS-Bauteils unter typischer Belastung

Dehnraten werden im FGS simulativ nur für den plastischen Bereich ausgewertet, da die plastische Dehnung als Auslöser für Materialschädigung bei Thermoplasten angenommen wird. In den Komponenten kommt es während eines Testszenarios zu plastischen Dehnraten zwischen $10^0 \frac{1}{s} \geq \dot{\varepsilon}_{pl} \geq 10^2 \frac{1}{s}$ in den versagenskritischen Bereichen. Hierbei werden die höchsten Dehnraten zwar nur lokal erreicht, jedoch führen ebendiese lokal zum Anriss und damit zum Bauteilversagen.

3.5. Zusammenfassung und Diskussion

Im vorangegangenen Kapitel werden die Anforderungen für die FGS-spezifische Bruchmodellierung aus Randbedingungen des FGS abgeleitet. Zur effektiveren, anwendungsspezifischen Bruchuntersuchung wird dabei auf Komponentenprüfstände zurückgegriffen, mit denen Komponenten gezielt zum Versagen gebracht werden können. Die entstehenden Brüche werden optisch (REM) und simulativ ausgewertet.

Kunststoffstrukturen im FGS sind meist von komplexer Geometrie und bestehen aus diversen (glasfaser-)verstärkten und unverstärkten Thermoplasten. Durch die Crashbelastung (Impakt bis 40 km/h) kommt es insbesondere in verrippten Bereichen lokal zu hohen Dehnraten ($\geq 10^2 \frac{1}{s}$). Aufgrund der aufwändigen, verrippten Bauteilstruktur ist von komplexen, mehrachsigen Spannungszuständen auszugehen.

Das Versagen ist auf plastische Deformationen zurückzuführen. Der Bruchmodus ist dabei ein Spröd-Duktil-Übergang (Mischbruch), induziert durch Poren- bzw. Rissbildung (Crazing, Volumendehnung). Crazing kann häufig in rissnahen Bereichen in Form von Weißbruch beobachtet werden. Nicht zuletzt die vorherrschenden Mehrachsigkeiten in den versagenden Bereichen lassen auf ein biege- bzw. zugdominiertes Versagen schließen. In Abschnitt 2.1.2 konnte zudem gezeigt werden, dass bei amorphen und tendenziell auch bei teilkristallinen Thermoplasten eher ein auf Crazing (Volumenzunahme) zurückzuführendes Versagen zu erwarten ist. Versagen auf Druck oder Schub können für Thermoplaste selbst unter hohen Dehnraten nicht beobachtet werden (vgl. Abschnitt 4 und [45]).

Als Annahme für die Bruchmodellierung wird deshalb von einem zugdominierten Versagen ausgegangen, dem eine sich in Volumendehnung manifestierende Schädigung vorausgeht. Die Modellierungsansätze erfolgen auf Basis von Schalenelementen und der resultierenden Vereinfachungen (ebener Spannungszustand). Der Fokus liegt hierbei auf dem Anwendungsbereich, der im FGS auftritt (Abschnitt 3.1).

Die vorgestellten Untersuchungsmethoden anhand von Vorderwagenbauteilen (Komponentenprüfstände) sichern eine kontrollierbare und dennoch realitätsnahe Untersuchung. Dies ist notwendig, da der Gesamtfahrzeugversuch durch eine konservative Auslegungsstrategie für Fahrzeuge ein geringes Bruchauftreten zeigt. Auf Komponentenprüfständen kann Versagen stärker und reproduzierbarer provoziert werden (höhere lokale Belastungen und Intrusion). Durch dem FGS ähnlichen Belastungen erfolgt die Bruchentstehung anwendungsnah und, durch die gute Zugänglichkeit der sonst meist im Fahrzeug verborgenen Komponenten, optisch erfassbar.

4

Charakterisierung des mechanischen Verhaltens von PC-PET

Im Folgenden werden die Versuche und die Herangehensweise zur Charakterisierung des mechanischen Werkstoff- und Versagensverhaltens von Kunststoffen dargestellt. Das Versuchsportfolio wird beispielhaft für PC-PET beschrieben, ist jedoch auf andere Kunststoffe übertragbar. Abschließend erfolgt eine direkte Interpretation der Versuchsergebnisse. Abb. 4.1 zeigt eine Gegenüberstellung von erreichbaren Dehnraten in FGS-Versuchen (vgl. auch Abschnitt 3.1) und mit klassischer Versuchstechnik inklusive beispielhaft aufgeführter Versuchsarten.

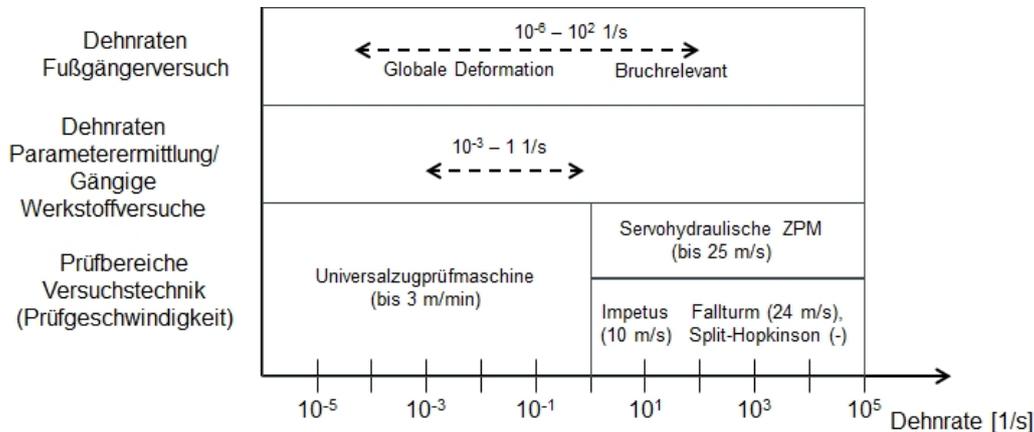


Abbildung 4.1.: Typische Dehnratenbereiche in Strukturen des FGS (oben), erreichbare Dehnraten mit klassischer Versuchstechnik (mitte) und Versuchsarten mit typischen Prüfgeschwindigkeiten [89]

Alle in diesem Kapitel aufgeführten Untersuchungen hinsichtlich Dehnraten und Spannungsmehrfachigkeiten basieren auf Simulationen mit dem in Kapitel 5 vorgestellten mechanischen Werkstoffmodell für PC-PET. Auch hier aufgeführte Versagensdehnungen wurden gemäß des in Kapitel 6 vorgestellten Ansatzes auf Basis von Simulationen bestimmt.

4.1. Versuche zur Werkstoffcharakterisierung

Zur Bestimmung von Werkstoff- und Bruchparametern sind Werkstoffversuche notwendig, die bekannte Spannungsverhältnisse und Dehnungszustände herbeiführen. Insbesondere bei einer dergestalt vielfältigen Werkstoffgruppe wie den thermoplastischen Polymeren sind Werkstoffversuche nicht zuletzt bereits zur Auswahl der Modellierungsstrategie notwendig. Abb. 4.2 zeigt eine qualitative Übersicht über erzielbare Bereiche für Spannungsmehrachsigkeit und deren Tendenz bei steigender Dehnrate, angelehnt an die im Folgenden vorgestellten Versuche. Hierbei sind die Versuche den Mehrachsigsigkeitsbereichen zugeordnet, die mit ihnen erzielbar sind. Die tatsächliche Verwendung bestimmter Versuchsarten richtet sich nach den nachgefragten Bereichen von η und $\dot{\epsilon}$ (vgl. auch Tab. 2.1 bzgl. erreichbarer Spannungszustände). Durch geringe Veränderung der Geometrie (kürzerer plastischer Bereich, früheres Versagen) kommt es bei dynamischen Versuchen zu kleineren Abweichungen in der Mehrachsigsigkeit als bei quasistatischen Versuchen.

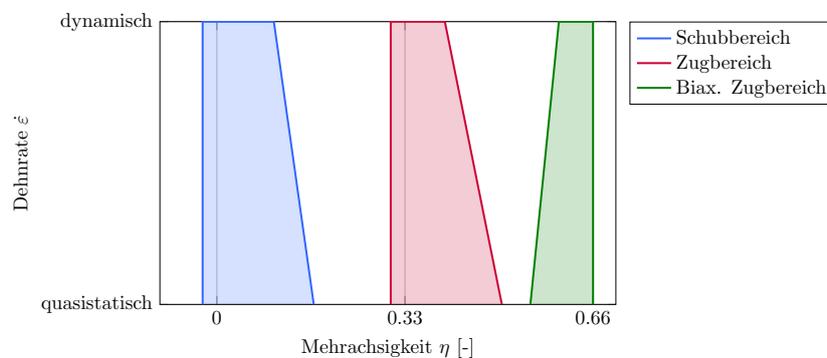


Abbildung 4.2.: Erreichbare Mehrachsigsigkeitsbereiche bei quasistatischen und dynamischen Versuchen

4.1.1. Klassische Materialversuche

Unter klassischen, d.h. genormten Versuchen werden nachfolgend weit verbreitete Versuchsarten wie Zug-, Druck und Schubprüfungen an handelsüblichen Universalprüfmaschinen zur Ermittlung von Werkstoffkennwerten verstanden. Die erreichbaren Abzugsgeschwindigkeiten sind eher gering und überschreiten wenige cm/s nicht. Im Folgenden werden Zug- und Schubversuche durchgeführt, da bereits im Vorfeld ein Versagen auf Druck theoretisch ausgeschlossen werden konnte (vgl. Abschnitt 2.1.2).

Zugversuche

Zur Charakterisierung des Materialverhaltens im Mehrachsigsigkeitsbereich $0,33 \leq \eta < 0,66$ wurde u.a. auf Zugversuche mit Flachproben ($t = 2 \text{ mm}$) zurückgegriffen (Geometrie siehe Abb. 4.6). Hierbei wurden Versuche mit Abzugsgeschwindigkeiten zwischen $0,12 \text{ mm/s}$ und 3 m/s durchgeführt (vgl. Abb. 4.4). Anhand der Kraft-Weg-Kurven mit unterschiedlichen Abzugsgeschwindigkeiten ist eine deutliche Verfestigung mit steigender Dehnrate zu erkennen (Abb. 4.4). Die unterschiedlichen Bruchzeitpunkte und Kraftmaxima kommen durch

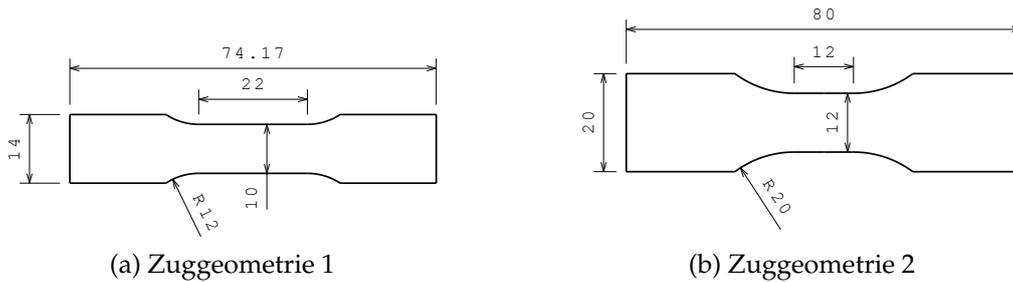


Abbildung 4.3.: Verwendete Zugprobengeometrien. Hochdynamische Versuche (1,2 und 3 m/s) wurden ausschließlich mit Geometrie 2 durchgeführt

die unterschiedlichen Versuchsbedingungen und Probengeometrien zustande. Während die blau abgebildeten Kurven (0,12 mm/s und 1,2 mm/s) mit Probengeometrie 1 auf einer Shimadzu AG-X (Kraftmessdose 5 kN) erzeugt wurden, fanden die Tests für die rot abgebildeten Kurven (0,12 mm/s , 1,2 m/s und 3 m/s) auf einem MTS HR 810 Material Test System (servohydraulisch mit Digital-Image-Correlation (DIC) und Hochgeschwindigkeitskamera, Kraftmessdose 60 kN) statt.

Da bei Zugversuchen mit Punktverfolgung oder DIC gearbeitet werden kann, bieten sich Zugversuche zur Bestimmung der Querkontraktion (elastisch und plastisch), Dehnungsver- und Entfestigung sowie zur Validierung an. Dies betrifft insbesondere Ergebnisse, die auf Basis von Biegeversuchen entstanden sind. Zudem eignen sich Zugversuche mit optischer Dehnungsmessung gut für die Erstellung von Stützpunkten für die Bestimmung von Versagensmodellen.

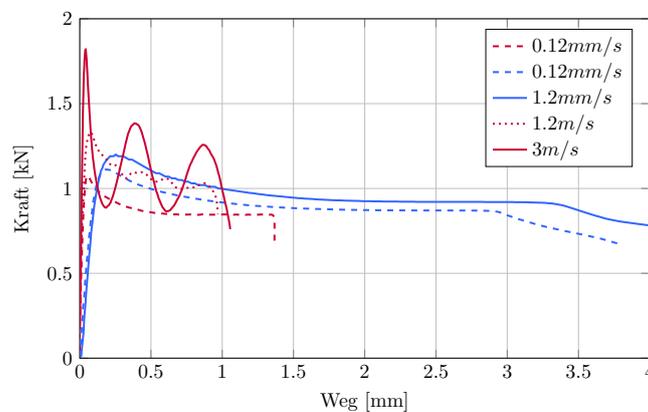


Abbildung 4.4.: Kraft-Weg Kurven aus Zugversuchen an PC-PET mit Abzugsgeschwindigkeiten von 0,12 und 1,2 mm/s sowie 1,2 und 3 m/s . Die blauen Kurven wurden mit Probengeometrie 1, die roten mit Geometrie 2 ermittelt (vgl. Abb. 4.6)

Kerbzugversuche

Zur Bestimmung des Bruch- bzw. Anrissverhaltens, insbesondere bei erhöhten Mehrachsigkeiten, wurden gekerbte Zugversuche (Flachproben) durchgeführt. Durch das Einbringen einer Kerbe wird im Kerbgrund ein mehrachsiger Spannungszustand hergestellt (siehe Gl.

4.1 und Tab. 4.1). Die Dehnungsmessung erfolgt hier optisch-lokal mittels DIC mit einem Aramis Messsystem der Fa. GOM/Braunschweig [59].

Zu diesem Zweck wird ein statistisches Sprühmuster auf die Probenoberfläche aufgebracht. Mithilfe von Kamerasystemen werden die Verzerrungen an der Oberfläche synchron zu den Signalen der Prüfmaschine erfasst. Hieraus kann das 3D-Verzerrungsfeld der Oberfläche für den gesamten Versuchsverlauf ermittelt werden. Das Vorgehen dient insbesondere zur Untersuchung der zum Bruch führenden Energiedichte (vgl. Cockroft-Latham, Kap. 2.5.2) sowie zur Untersuchung von Kerbwirkung. Außerdem werden hier experimentell ermittelte Bruchdehnungen mit simulativ ermittelten Werten verglichen. Umfangreiche Informationen zur DIC finden sich in [95].

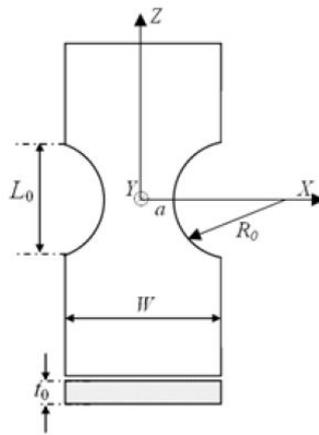


Abbildung 4.5.: Geometrie an der Kerbe nach Selini [87]

Basierend auf Überlegungen von Bai [4] und Selini [87] werden Kerbzugproben verwendet, deren (maximale) Mehrachsigkeit η im Kerbgrund bestimmbar gemäß Gl. 4.1 ist. Die Gleichungen gelten für kleine Deformationen. [4]

$$\eta = \frac{1 + 2A}{3\sqrt{A^2 + A + 1}} \quad (4.1)$$

mit

$$A = \ln\left(1 + \frac{a}{2R_0}\right) \text{ für } R_0 \geq 0 \quad (4.2)$$

R_0 , a und W sind geometrische Größen, ableitbar aus Abb. 4.5. Es gilt $W = 2a$.

Um im Rahmen der Probengeometrie eine möglichst große Bandbreite an theoretischen Mehrachsigkeiten im Kerbgrund abzudecken, wurden Proben mit den Kerbradien 3, 8 und 50 mm verwendet (siehe Tab. 4.1). Die Probekörper (Geometrie siehe Abb. 4.6) haben Dicken von 2 mm und 3,2 mm.

Tabelle 4.1.: Theoretisch erreichbare Mehrachsigkeiten nach Gl. 4.1

Kerbradius [mm]	0	50	8	3
Mehrachsigkeit [-]	0,333	0,378	0,501	0,576

Mithilfe von Simulationen konnte nachträglich gezeigt werden, dass die theoretisch erreichbaren Mehrachsigkeiten η_{theor} annähernd nur in der Probenmitte und zum Anfang

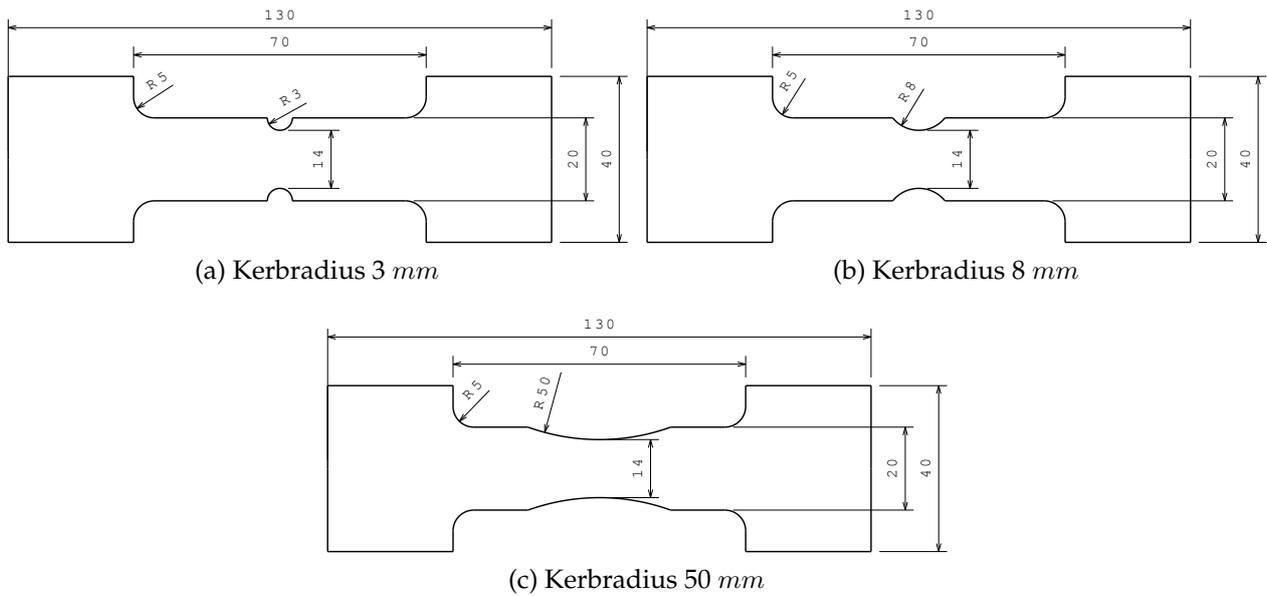


Abbildung 4.6.: Probengeometrien Kerbzug mit Kerbradien 3 mm, 8 mm und 50 mm

der Deformation erreicht werden. Die Randbereiche können weitgehend frei kontrahieren und zeigen daher bei erhöhter Dehnung reale Mehrachsigkeiten η_{real} von $0,33 \leq \eta_{real} < \eta_{theor}$ (vgl. Abb. 4.7 und 4.10). Die gezeigten Werte und Verteilungen sind Momentaufnahmen aus Simulationen mit dem in Abschnitt 4.2.1 bestimmten mechanischen Werkstoffmodell für PC-PET. Über den Probenquerschnitt gemittelt werden die theoretisch berechneten Werte anfänglich angenähert, jedoch nie vollständig erreicht. Mit zunehmender Dehnung nimmt die Mehrachsigkeit in den versagenden Bereichen stets ab. Wie Abb. 4.8 zeigt, findet die versagenskritische Dehnung in den Randbereichen der Probe statt. Nicht zuletzt durch Imperfektionen an der Oberfläche erfolgt auch stets hier die Rissinitiierung.

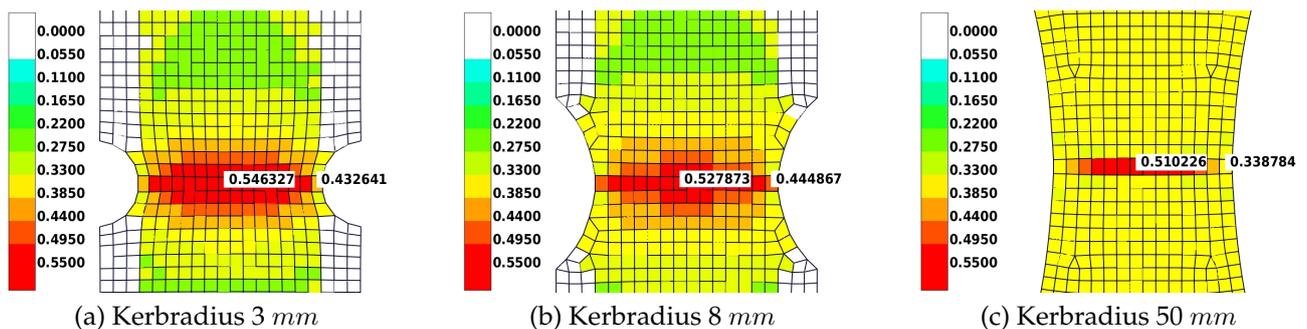


Abbildung 4.7.: Maximale Mehrachsigkeitsverteilungen aus FEM-Simulationen von Kerbzugversuchen mit unterschiedlichen Kerbradien (Anfang der Deformation). Die ausgewerteten Zeitpunkte und Dehnungen sind dabei nicht identisch

Mittels des in Abschnitt 6.4 vorgestellten Vorgehens zur Energiedichtebestimmung wurden die Kerbzugversuche überwiegend zur Bestimmung der zum Bruch führenden Energiedichte D_c nach Gl. 6.14 verwendet. Hierzu wurden Versuche mit den drei Kerbradien (vgl. Abb. 4.6) bei drei verschiedenen Abzugsgeschwindigkeiten (0,06, 0,6 und 1,2 mm/s) durchgeführt. Anschließend wurden wahre Spannung σ_w und Dehnung ε_w (siehe Abschnitt 6.4) mittels DIC bestimmt und D_c ermittelt.

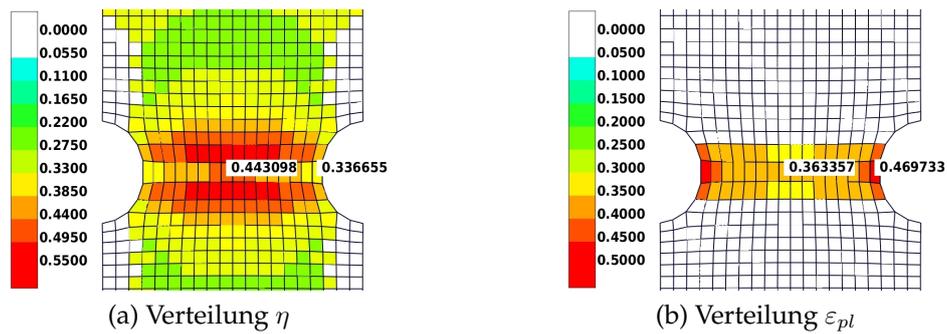


Abbildung 4.8.: Vergleich von Mehrachsigen- η und plastischer Dehnungsverteilung ε_{pl} kurz vor dem Anriss, ausgewertet mit FEM-Simulationen von Kerbzugversuchen mit Kerbradius 3 mm

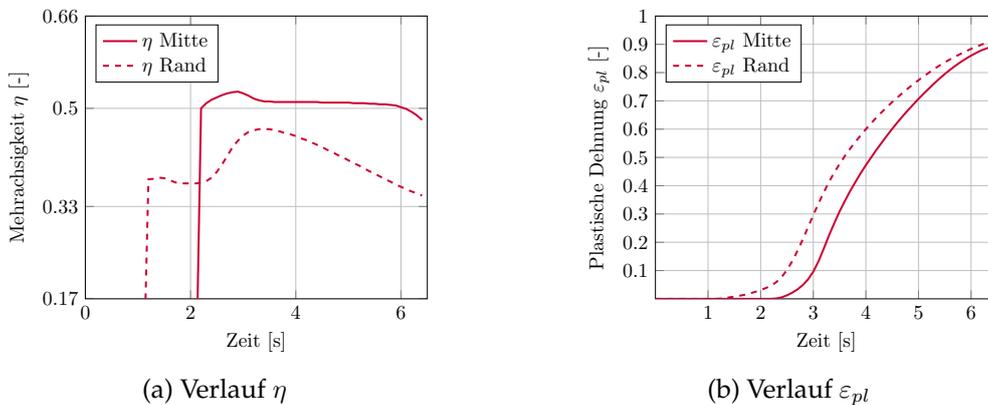


Abbildung 4.9.: Verlauf von Mehrachsigen η (a) und plastischer Dehnung ε_{pl} (b) für Rand- und Mittelelement, ausgewertet mit FEM-Simulationen von Kerbzugversuchen mit Kerbradius 3 mm . Eine simulative Auswertung erfolgt von η erfolgt hierbei erst nach Vorliegen von $\varepsilon_{equ,pl} > 0$

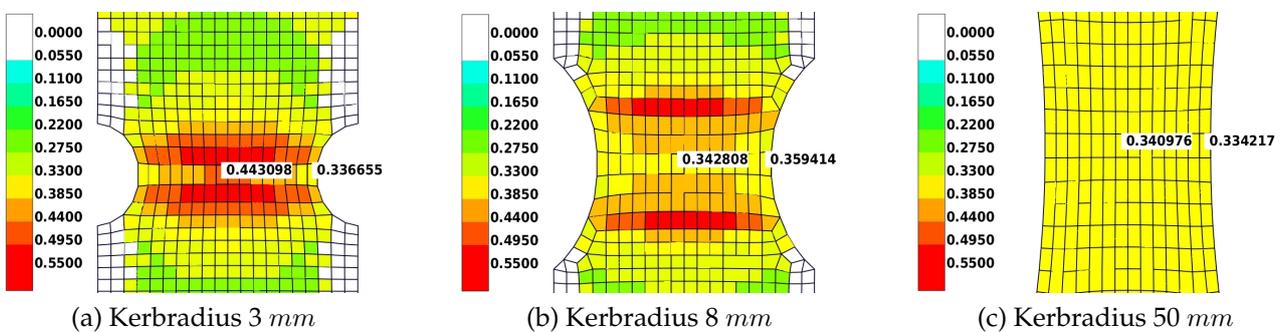


Abbildung 4.10.: Mehrachsigen η kurz vor dem Anriss, ausgewertet mit FEM-Simulationen von Kerbzugversuchen mit unterschiedlichen Kerbradien

Schubversuche

Um Schubspannungszustände beim Versagen zu generieren, wurden quasistatische und dynamische Schubversuche mit einer sog. Schmetterlingsprobe (vgl. Abb. 4.11) durchgeführt. Durchgängig konnte eine starke Deformation vor der Rissinitiation beobachtet werden, die die Spannungsmehrachsigkeit zunehmend in Richtung Zug verschiebt (vgl. auch Abb. 4.2). Abb. 4.12 zeigt das Anrissverhalten bei einem dynamischen Schubversuch (Abzug 2 m/s). Sogar unter hohen Dehnraten führt stets ein zugdominierter Zustand an der Probenoberfläche zum Versagen (siehe rote Kreise).

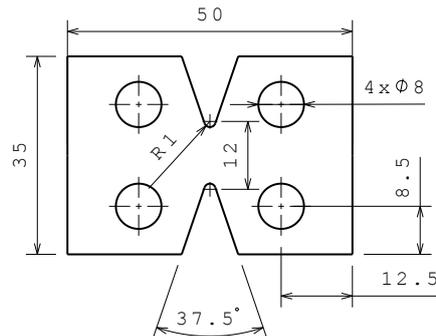


Abbildung 4.11.: Probengeometrie Schubversuch



Abbildung 4.12.: Anrissverhalten von PC-PET unter hohen Dehnraten beim Schubversuch

4.1.2. Pendelversuche

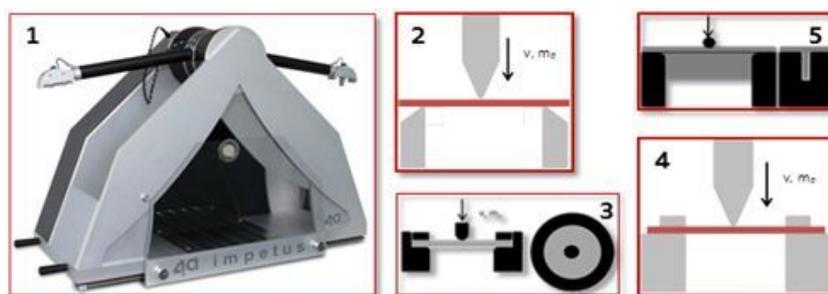


Abbildung 4.13.: 4a impetus Pendel (1) mit schematischem Versuchsportfolio (3-Punkt-Biegung (2), Durchstoßversuch (3), Gespannte 3-Punkt-Biegung (4) und T-Probe (5)) [91]

Die Charakterisierung des Werkstoff- und Versagensverhaltens, insbesondere unter dynamischen Randbedingungen, erfolgte größtenteils mit Pendelversuchen.

Dabei wurde für hohe Dehnraten auf das Tischpendel „4a impetus“ der Firma 4a engineering zurückgegriffen [62]. Quasistatische Belastungsgeschwindigkeiten wurden unter Zuhilfenahme von Dreipunkt-Biegeversuchen (Normbiegeversuch) mit einer Universalprüfmaschine durchgeführt. Abb. 4.13 zeigt das Pendel sowie die schematisch dargestellten Versuchsarten.

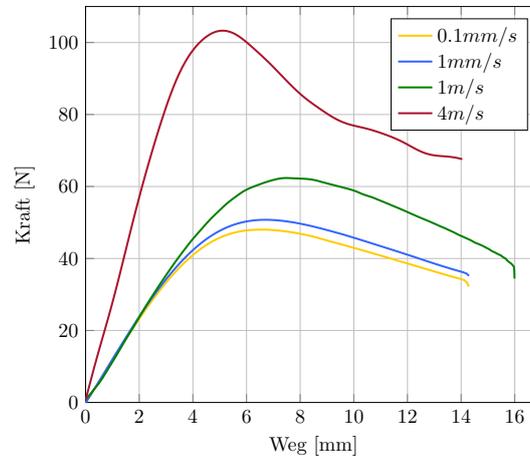


Abbildung 4.14.: F-s Kurven aus Dreipunkt-Biegeversuchen mit unterschiedlichen Pendelgeschwindigkeiten

3-Punkt-Biegeversuch

Bei der Dreipunktbiegung (in Tabellen im Folgenden mit 3PB abgekürzt) wird eine Flachprobe mittels einer Prüffinne (Radius 2 mm) dynamisch (4a impetus Pendel) oder quasistatisch (Universalprüfmaschine) belastet (siehe Abb. 4.13/2 und 4.15). Das am Pendelkopf gemessene Beschleunigungssignal sowie der Drehwinkelsensor an der Welle ermöglichen die Aufnahme einer $s-t$, $F-t$ bzw. $F-s$ -Kurve des Versuchs. Der Versuch eignet sich zur Bestimmung des elastischen und plastischen Werkstoffverhaltens. Der sich einstellende Belastungszustand ist ein überlagerter Zug- (Unterseite) und Druckzustand (Oberseite). Bei unverstärkten, duktilen Kunststoffen kann mit diesem Versuch meist kein Versagen abgebildet werden, da die Proben entweder durchgezogen werden oder es zu einer elastischen Rückfederung kommt.



Abbildung 4.15.: 3-Punkt-Biegeversuch 4a impetus Pendel, Einspannung

Die Versuche dienen außerdem zur Bestimmung der Dehnratenabhängigkeit und zur Validierung des Werkstoffmodells. Aus den Versuchskurven in Abb. 4.14 ist die Dehnratenabhängigkeit des Werkstoffs direkt ersichtlich.

Gespannter 3-Punkt-Biegeversuch

Wird die Probe des Dreipunktbiegeversuches an den Enden eingespannt, wird die freie Durchbiegung verhindert (siehe Abb. 4.13/4). Es stellt sich ein deutlich zugdominierterer Belastungszustand ein, der (bei ausreichendem Energieeintrag) auch bei duktilen Kunststoffproben zum Bruch führt. Der entstehende Bruch, der im Anriss verglichen mit der freien Dreipunktbiegung eine etwas erhöhte Mehrachsigkeit aufweist, ist örtlich und zeitlich gut reproduzierbar (vgl. Abb. 4.16). Dadurch ist der gespannte Dreipunktbiegeversuch ein wichtiger Versuch für die Bruchparametrierung. Abb. 4.16 zeigt F - s -Kurven dynamischer, gespannter Dreipunktbiegeversuche.

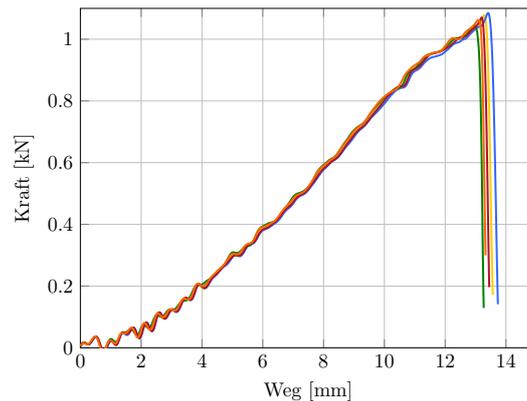


Abbildung 4.16.: F - s Kurven von fünf gespannten Dreipunktbiegeversuchen mit 4 m/s . Auffällig ist der gut reproduzierbare Bruch

Gespannte Dreipunktbiegeversuche werden auch zur Bestimmung der Zug-Druck-Asymmetrie (siehe Abschnitt 5.2.1) verwendet. Diese kann durch einen Vergleich von zugdominierteren, eingespannten, mit den herkömmlichen Dreipunktbiegeversuchen (kombinierter Zug-Druckzustand an Ober- und Unterseite) ermittelt werden.

Durchstoßversuch

Beim Durchstoßversuch (vgl. Abb. 4.13/3 und 4.17) wird eine radial eingespannt gelagerte Platte mit einem Stahlstößel beaufschlagt. Dadurch kann ein biaxialer Spannungszustand erzeugt werden, der je nach Stößeldurchmesser (10 mm , 15 mm , 20 mm und 25 mm) variiert. Je größer der Radius, desto eher wird im Anriss der biaxiale Zustand erreicht. Bei dynamischer Belastung (3 m/s , 4 m/s) sowie bei kleinen Stößeldurchmessern führt der Versuch mit PC-PET zum Versagen. Dies wird, wie beim dynamischen Dreipunktbiegeversuch, mithilfe des Beschleunigungssignals detektiert. Abb. 4.18 zeigt bependelte Prüfkörper mit Stößeldurchmessern D10 und D15. Diese weisen Materialversagen sowohl für den dynamischen als auch für den quasistatischen Fall auf. Insbesondere bei kleinen Stößeldurchmessern ist das Versagen örtlich und zeitlich gut reproduzierbar (vgl. Abb. 4.19).

Deshalb und aufgrund der hohen, sich einstellenden Mehrachsigkeit beim Versagen ($\eta \approx 0,66$) bietet dieser Versuch reproduzierbare Stützpunkte bei hohen Mehrachsigkeiten. Diese werden u.a. für die Parameterbestimmung des Bruchmodells nach mBW (siehe Kapitel 6.3) herangezogen.

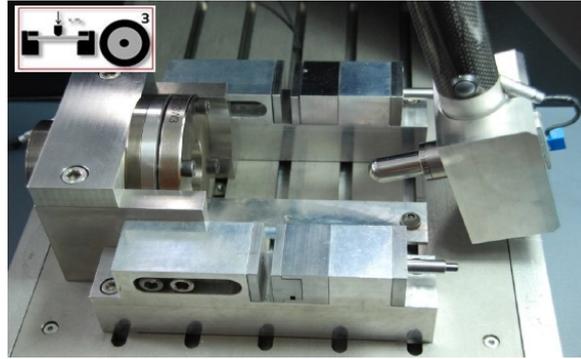
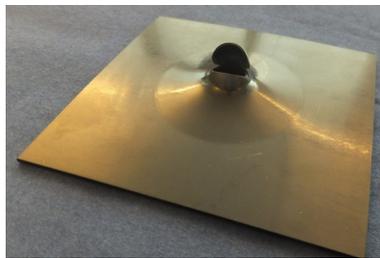
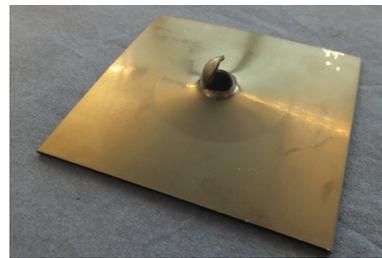


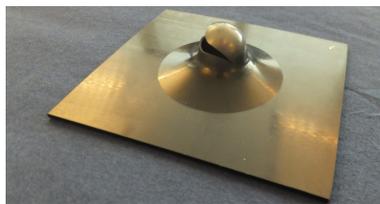
Abbildung 4.17.: Durchstoßversuch 4a impetus Pendel, mit Einspannung und Impaktor (Stößel)



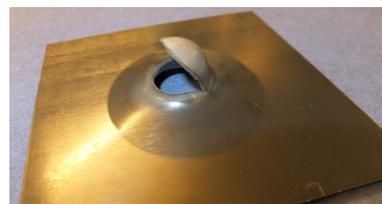
(a) D10 quasistatisch



(b) D10 dynamisch



(c) D15 quasistatisch



(d) D15 dynamisch

Abbildung 4.18.: Geprüfte Durchstoß-Probekörper (PC-PET) aus quasistatischen und dynamischen Versuchen mit Stößeldurchmesser 10 und 15 mm

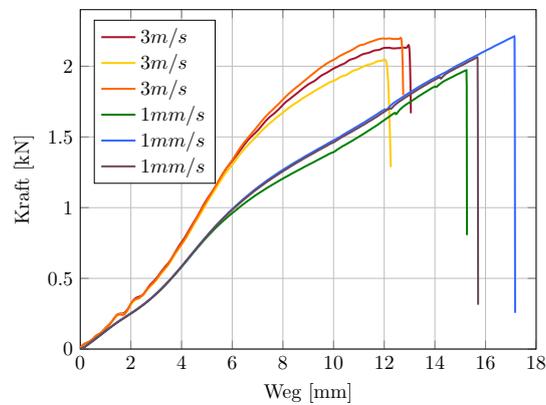


Abbildung 4.19.: F - s -Kurven aus quasistatischen und dynamischen Durchstoßversuchen mit Stößeldurchmesser D10

Rippenprüfkörper (T-Probe)

Dieser Versuch stellt eine Dreipunktbiegung dar, bei der ein T-förmiger Rippenprüfkörper mit dem Zugsteg nach unten belastet wird (vgl. Abb. 4.13/5). Durch die hohe Biegesteifigkeit des T-Profiles kommt der Zugsteg gut reproduzierbar sowohl unter quasistatischen als auch dynamischen Bedingungen zum Versagen. Abb. 4.20 zeigt verschiedene Kraft-Weg-Kurven der Versuche mit PC-PET. Die Anrisse, jeweils erkennbar durch einen Einbruch der Verzögerung etwa auf das Niveau einer normalen Dreipunktbiegung mit vergleichbarer Geometrie, sind blau markiert.

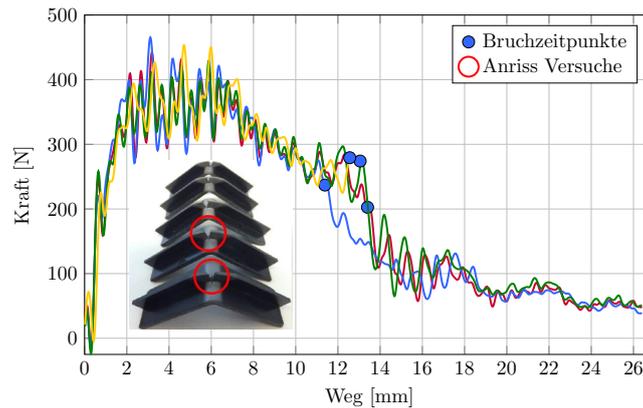


Abbildung 4.20.: Diagramm: F-s Kurven von T-Biegeversuchen mit 4 m/s
 Deutlich ist der Kraftabfall beim Anriss zu erkennen
 Kleines Bild: Alle Probekörper kommen reproduzierbar zum Versagen

Der Versuch eignet sich für die Generierung von Bruchstützstellen etwa bei $\eta = 0,33$ und wird wegen seiner Ähnlichkeit mit FGS-relevanten Komponenten auch zur Validierung eingesetzt (vgl. Kapitel 7).

4.2. Material- und Bruchverhalten PC-PET

Im Rahmen der Arbeit wurde das Polyesterblend PC-PET (siehe auch Abschnitt 2.1.1) bezüglich des mechanischen Werkstoff- und Bruchverhaltens untersucht. Einzelne Phänomene (Zug-Druck-Asymmetrie, Skin-Core-Effekt u.a.) sind auch auf andere Kunststoffe übertragbar, wenngleich Auftreten und Ausprägung von Elastizität, Fließen, Lokalisieren, Ver- und Entfestigung sowie Schädigung und Versagen spezifisch sind.

4.2.1. Untersuchung des mechanischen Werkstoffverhaltens von PC-PET

Bei der experimentellen Untersuchung des mechanischen Werkstoffverhaltens werden Charakteristika in Elastizität und Plastizität (Modellierung siehe Kap. 5.2) ermittelt. Mithilfe der aufgeführten Versuche und des 4a impetus-Verfahrens (siehe Kapitel 5.2.2) können anschließend die Modellparameter für das mechanische Werkstoffverhalten bestimmt werden.

Die Ergebnisse des nachfolgend beschriebenen, iterativen Vorgehens bei der Untersuchung des mechanischen Werkstoffverhaltens werden in ähnlicher Weise bei der Optimierung der Parameter des in Abschnitt 5.2.1 beschriebenen Werkstoffmodells durch das 4a impetus-Verfahren angewendet. Die ermittelten Parameter werden in Kapitel 5.2.3 vorgestellt (Zusammenfassung Parameter, siehe Tab. 5.1).

Der Elastizitätsmodul (E-Modul) wird in Anlehnung an die FGS-spezifischen Anforderungen mithilfe dynamischer Dreipunktbiegeversuche bestimmt.

Auch der Fließbeginn wird anhand von Dreipunktbiegeversuchen bestimmt. Die Zug-Druck-Asymmetrie kann hierbei durch einen Vergleich von F - s -Kurven im freien und gespannten Dreipunktbiegeversuch vereinfacht bestimmt und berücksichtigt werden. Für PC-PET konnte für den Fließbeginn ein Verhältnis von 1,7 zwischen Druck und Zug festgestellt werden.

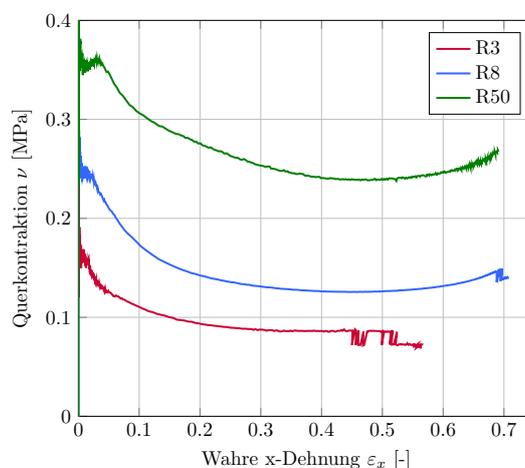


Abbildung 4.21.: Verlauf der lokal gemessenen Querkontraktion bei Kerbzugversuchen mit unterschiedlichen Kerbradien

Für die Modellierung des mechanischen Werkstoffverhaltens von Kunststoffen ist eine Unterscheidung von plastischer und elastischer Querkontraktion notwendig. Die elastische und plastische Querkontraktion, ν und ν_p , wird zweidimensional anhand von Zugversuchen mit Punktverfolgung bestimmt. Hierbei wird angenommen, dass die Querkontraktion in Dicken- und Querrichtung der Proben identisch ist. Die plastische Querkontraktion reagiert dabei sensibel auf den Spannungszustand, konnte für uniaxialen Zug jedoch durchschnittlich mit $\nu_p = 0,35$ bestimmt werden.

Eine Betrachtung von ν_p in Abhängigkeit vom Spannungszustand erfolgte mithilfe von Kerbzugversuchen. Dabei wurden die lokalen Dehnungen im Querschnitt am Kerbgrund mithilfe von DIC ausgewertet. Für steigende Mehrachsigkeiten (entspricht kleineren Kerbradien, siehe Gl. 4.1) konnte so eine sinkende Querkontraktion ermittelt werden (Abb. 4.21).

Zur Bestimmung des Entfestigungsverhaltens über der Dehnung (Softening) (vgl. Gl. 5.4) wurden Zugproben be- und entlastet und ein aus Maschinenkraft und optisch gemessenen Dehnungen (DIC) berechneter σ_w - ε_w -Verlauf erstellt. Mit den jeweiligen Schnittpunkten aus Ent- und Wiederbelastung können die E-Moduln der geschädigten Probe ermittelt werden (siehe Abb. 4.22). Aus deren Veränderung kann gemäß Gl. 4.3 die volumetrische Schädigung D_{vol} berechnet werden (vgl. auch [66]).

$$D_{vol,i} = 1 - \frac{E_i}{E_{Anfang}} \quad (4.3)$$

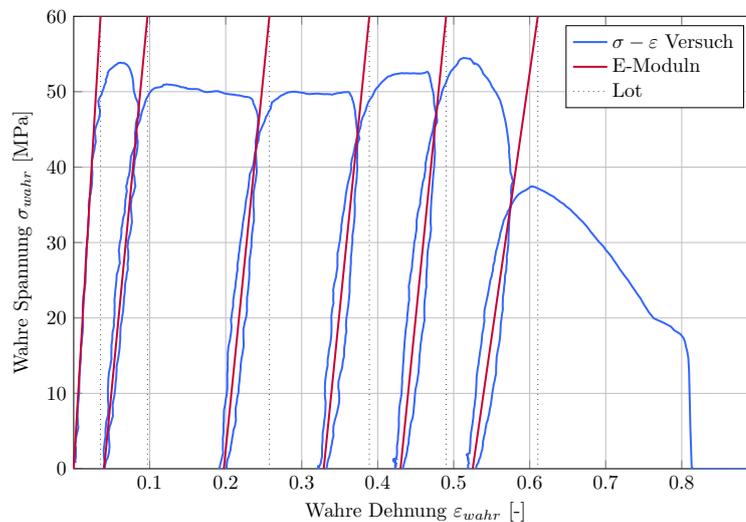


Abbildung 4.22.: Be-/Entlastungszugversuche zur Bestimmung der volumetrischen Softeningparameter

Je nach Betrachtung unterschiedlicher Referenzkurven für die Bestimmung der Dehnungsverfestigung (Hardening) kann sich in Abhängigkeit der nominellen Mehrachsigkeit generell ein unterschiedliches Materialverhalten ergeben. So kann bei freier Querkontraktion ($\eta = 0,33$ oder ähnlichen Zuständen, z.B. Kerbzug R50) ein deutlicher Wiederanstieg der σ - ε -Kurve beobachtet werden, während das Hardeningverhalten mit steigender Mehrachsigkeit ($\eta^{R3} > \eta^{R8} > \eta^{50}$) schwächer ausgeprägt ist (vgl. Abb. 4.23).

Die Bestimmung der Hardening-Parameter ist maßgeblich abhängig von der zu ihrer Anpassung verwendeten Fließkurve. Wie die Querkontraktion ist folglich auch das Fließverhalten von der Mehrachsigkeit abhängig (Abb. 4.23).

Für das mechanische Werkstoffmodell von PC-PET (vgl. Abschnitt 5.2.3) wurde aus Gründen numerischer Stabilität auf eine Masterkurve zurückgegriffen, deren Mehrachsigkeit sich im Bereich des uniaxialen Zugs befindet.

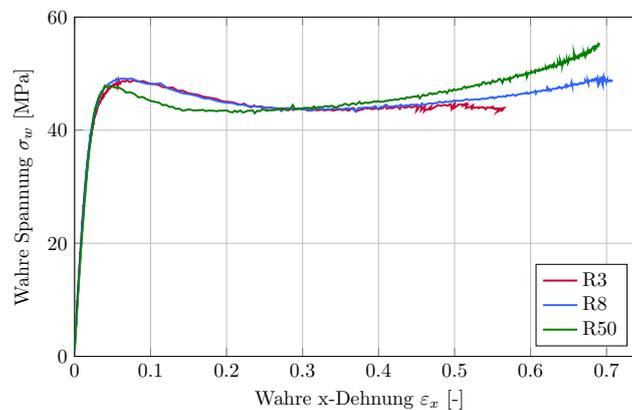


Abbildung 4.23.: Verlauf der wahren Spannung im Kerbgrund über der Dehnung in Abzugsrichtung bei Kerbzugversuchen mit verschiedenen Kerbradien

Die Dehnratenabhängigkeit wird mithilfe dynamischer 3-Punkt-Biegeversuche bestimmt.

4.2.2. Bestimmung des Bruchverhaltens von PC-PET

Das Bruchverhalten von Kunststoffen wird wie die Materialmodellierung exemplarisch anhand von PC-PET durchgeführt. Das Vorgehen zur Bestimmung von Bruchdehnungen $\epsilon_f = f(\eta, \dot{\epsilon})$ ist in Abschnitt 6.1 beschrieben.

Bei der Parameterbestimmung eines Versagensmodells muss dafür Sorge getragen werden, dass der Designraum für die Ansatzfunktion (hier: $\epsilon_{f,pl} = f(\eta, \dot{\epsilon})$) mit einer geschickten Verteilung der Stützpunkte bestmöglich abgedeckt ist. Neben einer ausreichenden Anzahl von Stützpunkten ist deren Verteilung im Entwurfsraum und die Berücksichtigung von Anforderungen (vgl. Abschnitte 2.1.2 und 3.5) notwendig. Aus den Abschnitten 2.1.2 und 4.1.1 geht hervor, dass ein Versagen im Bereich $-\frac{1}{3} < \eta \leq 0$ unwahrscheinlich ist. Dadurch entfällt in diesem Bereich eine detaillierte Untersuchung.

Für den FGS-relevanten Bereich $0 < \eta \leq \frac{2}{3}$ wurden in Abhängigkeit vom verwendeten Materialmodell Bruchdehnungen $\epsilon_{f,pl} = f(\eta, \dot{\epsilon}_{pl})$ ermittelt (siehe Tab. 6.1 in Abschnitt 6.3). Die genaue Lage der Bruchdehnungen als Funktion $f(\eta, \dot{\epsilon}_{pl})$ ist vom mechanischen Werkstoffmodell abhängig. Eine Betrachtung unter Berücksichtigung unterschiedlicher Modellierungen in Abschnitt 6.5 verdeutlicht diesen Zusammenhang anschaulich.

Auffällig ist die hohe Abhängigkeit der Bruchdehnung von der Mehrachsigkeit, während die Dehnratenabhängigkeit vergleichsweise verschwindend gering ist. So treten aufgrund unterschiedlicher Mehrachsigkeiten im besonders bruchrelevanten Bereich zwischen $0,33 \leq \eta \leq 0,66$ Unterschiede in der Bruchdehnung von 92% auf. Im betrachteten Dehnratenbereich $10^{-2} \frac{1}{s} \leq \dot{\epsilon} \leq 10^2 \frac{1}{s}$ beträgt der relative maximale Unterschied lediglich etwa 3%. Dies

unterstreicht eindrucksvoll das Anwendungsfeld von PC-PET als schlagzähmodifiziertes Blend.

Besonderheiten im Bruchverhalten von PC-PET

PC-PET zeigt eine ausgeprägte Tendenz zum Bruch bei zugdominierten Spannungszuständen. Dies bestätigt die mithilfe von REM Aufnahmen (Abschnitt 3.3) getroffenen Annahmen für den Bruch. Ein Versagen auf Schub konnte nicht beobachtet werden. Die Beobachtungen werden gestützt von den theoretischen Überlegungen in Abschnitt 2.1. Durch ihren makromolekularen Aufbau aus langen, verschlauften Ketten benötigen alle Versagensmechanismen für Kunststoffe einen gewissen Zuganteil. Die Überlegungen sind vermutlich auf die meisten anderen Kunststoffe übertragbar.

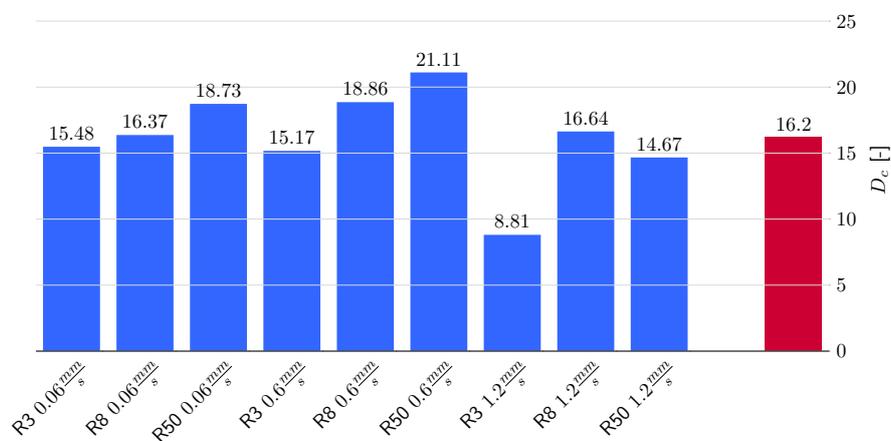


Abbildung 4.24.: Kritische (zum Versagen führende) Bruchenergiedichte D_c bei verschiedenen Kerbradien und Abzugsgeschwindigkeiten

Mithilfe von Kerbzugversuchen konnte für PC-PET nachgewiesen werden, dass die Energiedichte D_c (vgl. Abschnitt 5.3.5) vor dem Bruch nicht unabhängig von der Dehnrage ist. Hierzu wurde mit DIC und Maschinensignal (Kraft) der Probenquerschnitt am jeweiligen Kerbgrund der oben vorgestellten Kerbzugversuche bezüglich wahrer Spannung und wahrer Dehnung ausgewertet (Schema, siehe Abschnitt 6.4). Wie aus Abb. 4.24 hervorgeht, schwanken die ermittelten Werte um bis zu 20% um den Mittelwert.

Auch bei der ausschließlichen Betrachtung nur eines Kerbradius (korrelierend mit dem Mehrachsigsigebereich) sind ähnliche Streuwerte zu beobachten (Abb. 4.25).

Der Brucheintritt bei PC-PET hängt in hohem Maße von der Qualität und Beschaffenheit der Oberfläche von Probe oder Bauteil ab. Durch eine fehlerbehaftete Oberfläche kann die Bruchdehnung z.T. deutlich unter die gemessenen Werte an „perfekten“ Oberflächen sinken. Deutlich wird dies bei einem Vergleich von gefrästen mit wasserstrahlgeschnittenen Zugproben aus identischen Probepplatten (Abb. 4.27).

Der Brucheintritt unterliegt außerdem einer starken Abhängigkeit von der Kerbwirkung. Obwohl an Kerbzugproben bei unterschiedlichen Kerbradien am Anrisselement sehr ähnliche Mehrachsigsigkeiten auftreten (siehe Abb. 4.10), ergeben sich mit sinkendem Kerbradius steigende Bruchdehnungen.

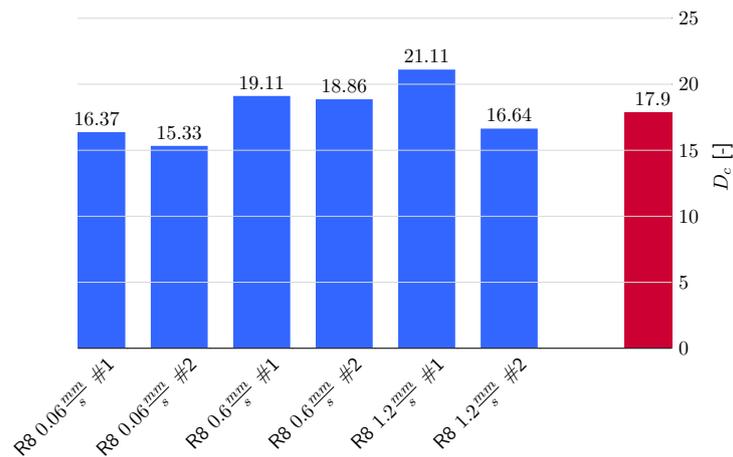


Abbildung 4.25.: Bruchenergiedichte bei gleichbleibendem Kerbradius unter Variation der Abzugsgeschwindigkeit

Ein starker Einfluss der Probendicke auf das Fließverhalten konnte festgestellt werden. Bei ansonsten identischen Probekörpern erstreckt sich die Lokalisierung (Fließzone) bei dickeren Proben (3,2 mm) über einen deutlich längeren Bereich als bei dünneren (2 mm). Dieses Verhalten wird *Cushioning-Effekt* genannt. Das Phänomen wird von Choung [13] anschaulich beschrieben.

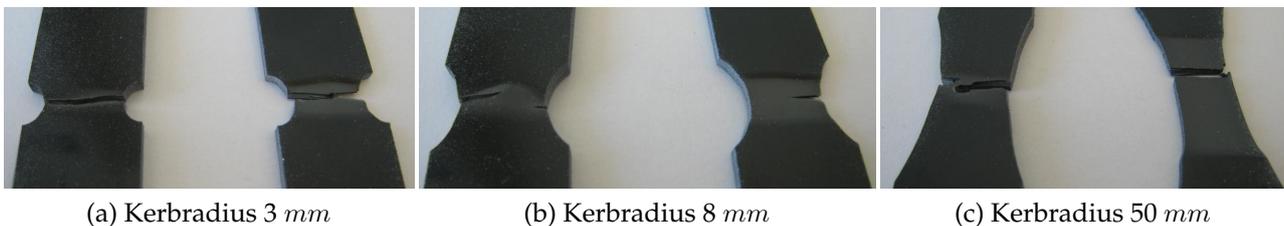


Abbildung 4.26.: Cushioning-Effekte bei Kerbzugproben R3, R8 und R50 mit 3,2 mm (links) und 2 mm Probendicke

Hierbei fällt auf, dass sich der Fließbereich mit zunehmendem Kerbradius und abnehmender Probendicke verlängert (vgl. Abb. 4.26). Je dicker der Probekörper ist, desto mehr Material kann aus der Dicke nachfließen. Eine Annahme $\nu_{pl,xy} = \nu_{pl,xz}$ ¹ scheint sich nur für dickere Probekörper zu bewahrheiten.

Dies wirkt sich auf die mit DIC gemessenen lokalen Bruchdehnungen aus. Bei dünnen Probekörpern wurden so durchweg deutlich höhere Dehnungen gemessen als bei dickeren. Tab. 4.2 veranschaulicht dies, indem für ausgewählte Versuche eine Abweichung der Bruchdehnung $\varepsilon_{f,pl}$ vom Mittelwert aus 2 und 3,2 mm angegeben wird.

¹ x und y entsprechen hier Längs- und Querrichtung des Probekörpers. xy bezeichnet Schub in der Ebene, xz Schub aus der Ebene.

Tabelle 4.2.: Abweichungen in der experimentell bestimmten Bruchdehnung (DIC) aus Kerbzugversuchen. Angegeben ist die mittlere Abweichung vom Durchschnittswert nach oben (entspricht $t = 3,2 \text{ mm}$) und unten (entspricht $t = 2 \text{ mm}$)

Versuch	Abweichung vom Mittelwert $\varepsilon_{f,pl}$	
	$+(t = 3,2 \text{ mm})$ [%]	$-(t = 2 \text{ mm})$ [%]
Kerbradius 3 mm $0,06 \frac{\text{mm}}{\text{s}}$	+34	-17
Kerbradius 3 mm $0,6 \frac{\text{mm}}{\text{s}}$	+64	-32
Kerbradius 8 mm $0,06 \frac{\text{mm}}{\text{s}}$	+51	-26
Kerbradius 8 mm $0,6 \frac{\text{mm}}{\text{s}}$	+68	-34
Kerbradius 50 mm $0,6 \frac{\text{mm}}{\text{s}}$	+86	-43

4.3. Verwendbarkeit und Bewertung unterschiedlicher Versuchsarten für die Werkstoffcharakterisierung

Die Verwendbarkeit der einzelnen Versuchsergebnisse zur Parameterbestimmung mechanischer Werkstoff- und Versagensmodelle ist stets kritisch zu hinterfragen. So können nie alle Phänomene des mechanischen Werkstoffverhaltens mit einfachen Probengeometrien erfasst werden. Abhängig von der Theorie müssen daher immer Annahmen getroffen werden.

Im Laufe der Arbeit wurden Versuche mit Messungen lokaler (DIC, Punktverfolgung) und globaler Größen (Beschleunigung, Deformationsweg) durchgeführt. Vorteilhaft an globalen Messungen ist ihre geringe Fehleranfälligkeit und gute Reproduzierbarkeit. Aus diesem Grund ist das in Abschnitt 5.2.2 vorgestellte Vorgehen („Reverse Engineering“) eine robuste und anwendungsnahe Alternative zur klassischen Materialcharakterisierung. Gleichzeitig jedoch können lokale Ereignisse (Lokalisieren, Bruch) auf diese Weise nicht exakt erfasst werden. Hier und bei der Validierung mechanischer Werkstoffmodelle sind Versuche mit lokalen Messungen unabdingbar. Ziel sollte also stets eine Kombination aus beiden Versuchsarten sein.

Insbesondere bei der vorgestellten Art der Parameterbestimmung für Bruchmodelle gilt der Grundsatz „Mechanisches Werkstoffverhalten vor Bruchverhalten“. Versagen - zumindest in der Entstehung ein lokales Phänomen - hängt in hohem Maße davon ab, welche Dehnungs- und Spannungszustände sich am Bruchort einstellen. Daher ist zur korrekten Bruchsimulation ein valides Materialmodell mindestens so wichtig, wie das damit kombinierte Bruchmodell.

Häufig werden Dehnungen und Dehnraten für einen bestimmten „Proportionalitätsbereich“ der Probe bestimmt. Dies äußert sich dann in sehr gleichmäßigen Kurvenverläufen. Die dort erfassten Bereiche entsprechen jedoch nicht der späteren Lokalisierung (plastischer Kollaps) und sind somit zu groß für eine sinnvolle Materialcharakterisierung.

Sogar bei Berücksichtigung der Querkontraktion durch die Abzugsfunktion der Prüfmachine weichen die Dehnraten spätestens beim Lokalisieren lokal stark voneinander ab. Es bleibt zu konstatieren, dass konstante Dehnraten in realen Kunststoffproben nicht möglich sind, da das Fließverhalten durch Hardening und Softening einen nichtlinearen Charakter hat. In dieser Arbeit wurden deshalb nur Versuche verwendet, bei denen die Lokalisierung im Messbereich und auch maßgeblich für den Bruch war. Die Dehnraten wurden anschließend über die plastische Dehnung gemittelt (siehe Gl. 6.2). Dies entspricht der linearen Schadensakkumulation (vgl. 2.42, Abschnitt 2.5.2).

Ähnlich verhält es sich mit der Spannungsmehrsichtigkeit. Sie kann lediglich eine Momentaufnahme einer Spannungsantwort in Abhängigkeit von der Geometrie (inkl. Deformation) und des Werkstoffs (inkl. Dehnungs-/Dehnratenverfestigung bzw. -entfestigung) sein. Die in Kapitel 6 bestimmte Äquipotentialfläche der Bruchdehnung von PC-PET (visualisiertes Bruchmodell, siehe Abschnitt 6.3) zeigt deutlich die hohe Abhängigkeit des Materialversagens von der vorherrschenden Mehrsichtigkeit. Insbesondere bei der Bruchmodellierung ist deshalb die Analyse des Anrisses (Ort, Zeit, Mehrsichtigkeit) von großer Bedeutung.

Auch schon bei der Modellierung von Elastizität und Plastizität sollte der Zusammenhang von Querkontraktion und Mehrsichtigkeit berücksichtigt werden: Steigt die Mehrsichtigkeit, so sinkt die Querkontraktion (siehe Abb. 4.21). Dies hat wiederum Auswirkungen auf das Deformationsverhalten. Viele mechanische Werkstoffmodelle - so auch das verwendete - sind nicht in der Lage, veränderlichen Querkontraktionen, etwa als $\nu = f(\eta)$, Rechnung zu tragen. Auch eine Kerbwirkung wirkt sich über den veränderten Spannungszustand auf die Querkontraktion aus.

So nützlich Versuche mit höherer Mehrsichtigkeiten (etwa Kerbzugversuche) v.a. für die Charakterisierung des Fließverhaltens jedoch sein können; häufig findet sich am Ort und Zeitpunkt des Versagens (Bruchinitiierung) ein Spannungszustand $\eta \approx \frac{1}{3}$ (Zug, siehe Abb. 4.10).

Bei der Auswertung von Versuchen hinsichtlich Bruch ist der Mehrsichtigkeitsbereich $0,33 \leq \eta < 0,66$ experimentell zugänglich. Es existiert eine Fülle an Versuchsarten, mit denen ein Versagen in diesem Bereich der Mehrsichtigkeit erreicht werden kann. Als schwieriger erweisen sich die Bereiche $0 \leq \eta < 0,33$ und besonders $-0,66 < \eta < 0$. Alle zur Verfügung stehenden Versuchsarten erwiesen sich in Voruntersuchungen diesbezüglich als ungeeignet, da Kunststoffe bevorzugt unter zugdominierten Deformationszuständen versagen (vgl. Abschnitte 2.1.2 und 3.5). Dies führt dazu, dass bezüglich des Bruchkurvenverlaufs in diesem Bereich nur auf Annahmen zurückgegriffen werden kann (vgl. Abschnitt 5.3.2).

Für die Bestimmung des Materialverhaltens sind Versuche notwendig, die gut kontrollierbar sind und einen stabilen, reproduzierbaren Belastungszustand hervorrufen. Üblicherweise wird dabei auf Zugversuche zurückgegriffen. Die maschinenseitige Kraft- und Wegmessung kann hier sinnvoll durch optische Dehnungsmessung (DIC) ergänzt werden (s.a. Abschnitt 4.1.1). Insbesondere zur Validierung ist die Kenntnis des lokalen Deformationsverhaltens von Bedeutung. Zur Ergänzung des Kenntnisstandes um weitere Spannungs- und Dehnungszustände bzw. Dehnraten werden weitere Versuche hinzugezogen.

Bei der Untersuchung von Versagen haben sich (ungekerbte) Zugproben als problematisch erwiesen. Je nach Herstellverfahren - üblich sind bei Kunststoffen Spritzgießen und Fräsen bzw. Wasserstrahlschneiden aus Vollmaterial - finden sich durch die Oberflächenbeschaffenheit mehr oder weniger Fehlstellen, die zu einer großen Streubreite in Bruchort und

-dehnung führen. Im Laufe der Untersuchungen wurden Versuche mit wasserstrahlgeschnittenen und gefrästen Zugprobekörpern gemacht. Durch die rauere Oberflächenbeschaffenheit der wasserstrahlgeschnittenen Proben kommt es hierbei durchschnittlich zu einem deutlich früheren Versagen $\varepsilon_{f,Gefräst} \geq 1,5 \cdot \varepsilon_{f,Wasserstrahl}$. (siehe Abb. 4.27).

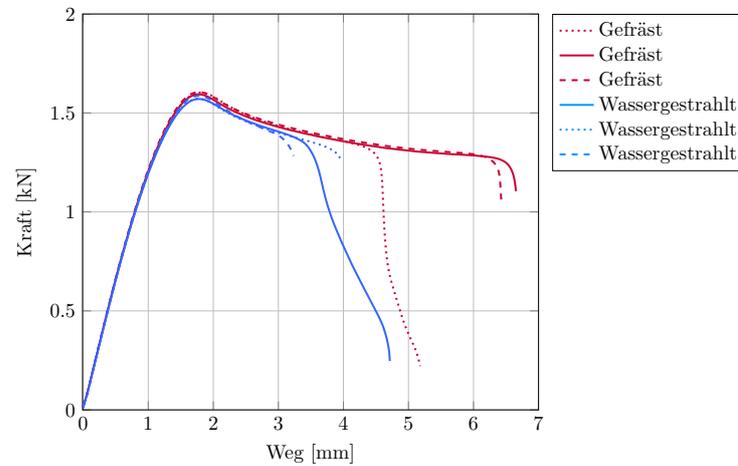


Abbildung 4.27.: F - s Diagramm von wasserstrahlgeschnittenen (blau) und gefrästen (rot) Probekörpern im Zugversuch

Durch den gleichmäßigen sich einstellenden Belastungszustand beim Zugversuch wird insbesondere bei wenig lokalisierenden Werkstoffen ($\nu_p < 0,5$) ein im Proportionalitätsbereich sehr gleichmäßiges Verformungsverhalten erreicht. Im Zusammenhang mit Ent- und Verfestigung sowie einer hohen Fehlstellenwahrscheinlichkeit kommt es deshalb auch unabhängig von der Fertigung zu einer Streuung von Bruchort und -dehnung. Durch die auch global messbare (vgl. Abb. 4.28) Abweichung ist die Festlegung einer expliziten Bruchdehnung bei dieser Versuchsart problematisch.

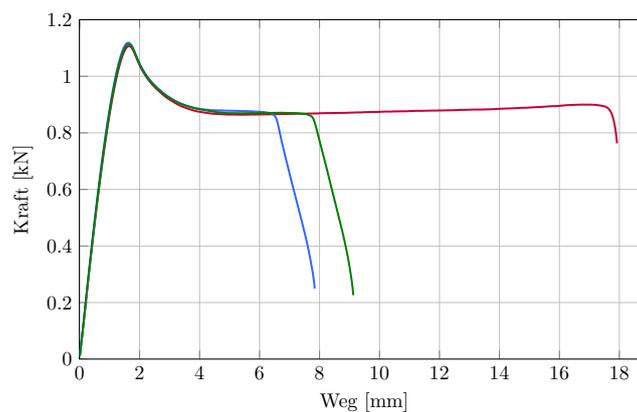


Abbildung 4.28.: Streuung im Bruchauftreten von Zugversuchen

Im Vergleich mit anderen Versuchsarten konnte deshalb bei vergleichbaren Spannungs- und Dehnungszuständen durchwegs eine deutlich niedrigere Versagensdehnung gemessen werden (siehe Tab. 4.3).

4. Charakterisierung des mechanischen Verhaltens von PC-PET

Tabelle 4.3.: Abweichungen in der Bruchdehnung bei uniaxialem Zug, bestimmt aus Zugversuchen und Pendelversuchen. Deutlich ist das frühere Brucheintreten im dynamischen Zugversuch. Die Dehnratenskalierung (vgl. Dehnraterm Gl. 5.11) erfolgt unter der Annahme $\eta \approx 0,33$ auf Basis des Zugwerts bei $0,12 \frac{mm}{s}$

Versuch	$\epsilon_{f,pl} [-]$	$\eta_{av} [-]$	$\dot{\epsilon}_{av,pl} [\frac{1}{s}]$	Dehnratenskaliert	
				$\epsilon_{f,pl}^{Skaliert}$	$\Delta\epsilon_{f,pl}$
Zugversuche					
Zug $0,12 \frac{mm}{s}$	0,49	0,348	0,01	0,49	± 0
Zug $3 \frac{m}{s}$	0,28	0,373	479	0,273	-0,216
Pendelversuche					
T-Probe $4,0 \frac{m}{s}$	0,59	0,332	380	0,576	+0,086
Gespannte 3PB $4,0 \frac{m}{s}$	0,58	0,366	264	0,567	+0,077

Im Falle von hochdynamischen Zugversuchen (servohydraulische Zugprüfmaschine) wird dieses Phänomen noch verstärkt. Vermutet wird ein negativer Einfluss der starken Maschinenschwingungen dieser Versuchsart. Wie in Abb. 4.29 ersichtlich, wird das Kraftsignal auch nach Filterung noch von starker Oszillation überlagert. Im Falle eines ohnehin schon kritischen Dehnungszustandes kann das Versagen dadurch beschleunigt eintreten.

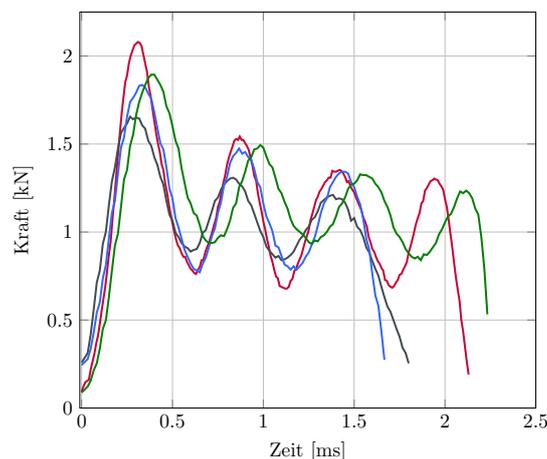


Abbildung 4.29.: $F-t$ -Kurven von dynamischen Zugversuchen mit PC-PET an einer servohydraulischen Zugprüfmaschine

Für die Bestimmung der Versagensparameter wurde deshalb zum größten Teil auf Pendelversuche zurückgegriffen, bei denen das Brucheintreten örtlich und zeitlich hochgradig reproduzierbar ist (siehe Abb. 4.16 und 4.19).

4.4. Zusammenfassung und Diskussion

Im vorangegangenen Kapitel werden die zur Werkstoffcharakterisierung verwendeten Versuchsarten vorgestellt und ihre Verwendung für die Modellierung einzelner Abschnitte des Materialverhaltens beschrieben. Zur Charakterisierung wurde überwiegend auf Pendelversuche zurückgegriffen, da hierbei der Anwendungsbereich des FGS ideal abgedeckt wird. Es erfolgt ein Vergleich von klassischen, standardisierten Untersuchungsmethoden mit den im vorgestellten Reverse-Engineering Ansatz überwiegend angewandten Pendelschlagversuchen. Anschließend wird der durchgeführte Charakterisierungsprozess für das mechanische Werkstoffverhalten von PC-PET erläutert und die Ergebnisse der Werkstoffcharakterisierung im Hinblick auf das Kapitel 5 (Material- und Bruchmodellierung) präsentiert.

Sowohl das mechanische Werkstoff- als auch das Bruchverhalten von PC-PET erweisen sich als äußerst komplex. Mit dem verwendeten mechanischen Werkstoffmodell ist es jedoch möglich, diese Effekte weitgehend abzubilden.

Es wurden einige Effekte für PC-PET beobachtet, die ggf. auch auf andere Kunststoffe übertragbar sind und die eine vollständige Abbildung des Materialverhaltens mit dem gewählten Ansatz erschweren (z.B. Cushioning-Effekt). Die Bestimmung universeller, für alle Wandstärken und Probengeometrien gültiger Bruchdehnungen, ist schwierig. Gültigkeit hat der gezeigte Ansatz somit für Wandstärken, die im Bereich der experimentellen Untersuchung liegen.

Ein zusätzlicher Effekt kann hier eine höhere Dehnungsverfestigung bei niedrigen Mehrachsigkeiten sein (vgl. Abb. 4.23). Läuft für große Kerbradien der initial fließende Bereich in den Wiederanstieg der Dehnungsverfestigung (σ - ε -Kurve), verlagert sich das Fließverhalten auf benachbarte Bereiche. Das Fließverhalten weist nach Auswertung aller Versuchsergebnisse eine Abhängigkeit vom Spannungszustand auf. Dies wird im gezeigten Ansatz nicht mit abgebildet.

Das Niveau der Spannungs-Dehnungskurven liegt bei dünnen Proben relativ gesehen höher als bei dicken. Deutlich wird dies besonders beim Vergleich von Biegeproben. Da Zugwerte kaum betroffen sind, kann der Anstieg auf einen Einfluss der Randschicht zurückgeführt werden (Skin-Core-Effekt). Durch den Abkühlung beim Herstellprozess erfährt die Probenmitte einen anderen Temperaturgradienten als die Randschicht, wodurch ein Unterschied in der Molekularstruktur entsteht. Diese Randschicht ist bei dünnen Proben relativ zur Wandstärke dicker.

PC-PET stellt sich letztlich als schwierig zu charakterisierender Werkstoff heraus. Das komplexe Bruchverhalten und die starke Abhängigkeit auch des Materialverhaltens von Kerbwirkung und Mehrachsigkeit macht die Bestimmung zu einer Herausforderung. Grundsätzlich bedeutet dies für das vorgestellte Schema, dass es grundsätzlich für - mutmaßlich einfacher zu charakterisierende - Kunststoffe anwendbar ist.

5

Modellierung von Werkstoffmechanik und -versagen für PC-PET

Im folgenden Kapitel wird die Modellierung des Kunststoffversagens und des mechanischen Werkstoffverhaltens für FEM Simulationen dargestellt. Ausgehend von den Anforderungen (dargestellt in Kapitel 2 und 3) werden die gewonnenen Erkenntnisse am Beispiel des Kunststoffblends PC-PET in geeignete Modellierungsansätze zur Nachbildung des mechanischen Verhaltens von Kunststoffen bei Deformation und Bruch umgesetzt. Verwendete Versagensmodelle werden z.T. FGS-spezifisch weiterentwickelt bzw. simplifiziert und im expliziten Solver Pamcrash in die Entwicklungsumgebung „Modulares Materialmodell“ (MMM) der VW Konzernforschung integriert. Bei der Werkstoffmodellierung wird auf bereits vorhandene Module des MMM zurückgegriffen.

Insbesondere für Schalenelemente ist die Versagensdehnung stark abhängig von der Elementkantenlänge [99]. Die grobe Elementierung in Modellen des Fußgängerschutzes ist hierbei nicht zielführend für die Abbildung eines lokalen Ereignisses wie Bruch. Um bei der Auflösung etwa im Bereich der Messtechnik (z.B. Facettengrößen bei der *Digital-Image-Correlation* oder DIC) zu bleiben, basiert die Modellierung im Folgenden auf Elementkantenlängen von 1 mm. Hierdurch wird sichergestellt, dass lokale, experimentell gemessene Größen (simulativ) auf Elementebene direkt vergleichbar wiedergegeben werden. Abb. 7.8 in Abschnitt 7.3 visualisiert die Veränderung berechneter Größen (hier: ε_{pl} unter Variation der Netzfeinheit). Kapitel 8.2 zeigt deshalb Wege für die Praxis auf, Bruchereignisse bei gleichzeitig grober globaler Vernetzung simulieren zu können.

5.1. Entwicklungsumgebung Modulares Materialmodell (MMM)

Die Entwicklungsumgebung ist ein *User Material* in Pamcrash. In einer von der VW-Konzernforschung entwickelten Variante, das *Modulare Materialmodell* (MMM), sind die einzelnen Abschnitte der Werkstoffmechanik modular veränderlich. Die Teilmodule ermöglichen eine freie Kombination unterschiedlicher Modellierungsansätze für konstitutive Beziehungen. [26] [27]

- Elastizität
- Plastizität inkl. Dehnratenverfestigung
- Dehnungsver-/entfestigung (Hardening, Softening)

- Versagen
- Rissfortschritt (Post-Fracture)

Die vorgestellten Modellierungsansätze werden in das Teilmodul für Versagen integriert.

5.2. Modellierung von Elastizität, Plastizität und Schädigung

Eine genaue Modellierung des Deformationsverhaltens ist unabdingbar zur späteren, korrekten Detektion von Brüchen. Versagen ist anfänglich ein sehr lokales Phänomen, weshalb auch die lokalen Spannungen und Dehnungen eine hohe Übereinstimmung mit den Werten in realen Bauteilen oder Versuchen aufweisen müssen. Die Modellierungsansätze sind insbesondere beim geschwindigkeits- und belastungsabhängigen Fließverhalten umfangreich.

5.2.1. Grundlagen und spezifische Annahmen für die Modellierung des mechanischen Verhaltens

Generell werden Materialmodelle als rheologische Modelle aufgebaut (siehe Abschnitt 2.4). Für jedes Teilphänomen der Deformation muss ein passender Ansatz gefunden werden. Ein Überblick über die Grundlagen der mechanischen Werkstoffmodellierung findet sich in Abschnitt 2.4 und bei Koukal [45].

Bei der Materialmodellierung thermoplastischer Kunststoffe müssen einige spezifische Eigenschaften berücksichtigt werden.

- Zug-Druck-Asymmetrie des Fließbeginns
- Dehnratenabhängigkeit der Plastizität
- Keine Volumenkonstanz im plastischen Bereich
- Isotropes Werkstoffverhalten (unverstärkte Thermoplaste)

Aufbauend aus den Vorüberlegungen und der experimentell gewonnenen Erkenntnisse, insbesondere für PC-PET (vgl. Kapitel 4), wurde der folgende Aufbau des mechanischen Werkstoffmodells gewählt:

- Isotrope Elastizität
- Viskoplastizität (inkl. Zug-Druck-Asymmetrie) mit Fließgesetz nach Raghava [75] (vgl. Gl. 5.1)
- Dehnungsverfestigung (Hardening) mit modifiziertem Voce-Law nach Greve und Fahrenbach [28] (vgl. Gl. 5.2)
- Logarithmische Dehnratenverfestigung (Gl. 5.3)
- Dehnungsentfestigung (Softening) analog zur Volumendehnung (Gl. 5.4)

Die Fließregel nach Raghava ist gemäß Gl. 5.1 definiert. Der Parameter α beschreibt die Zug-Druck-Asymmetrie des Fließbeginns. σ_m und σ_{equ} werden in Gl. 2.30 und 2.32 beschrieben. σ_0 kennzeichnet die Fließspannung als Werkstoffparameter.

$$f(\sigma) = \frac{3(\alpha - 1)\sigma_m + \sqrt{9((\alpha - 1)\sigma_m)^2 + 4\alpha\sigma_{equ}^2}}{2\alpha} - \sigma_0 \quad (5.1)$$

Durch die Unterscheidung von plastischer (ν_p) und elastischer Querkontraktion (ν) kann die für einfache, elasto-viskoplastische Modelle typische Annahme von Volumenkonstanz ($\nu = 0,5$) im plastischen Bereich vermieden werden.

Für die Modellierung der Dehnungsverfestigung (Hardening) im plastischen Bereich wird auf ein auf Voce (vgl. Tab. 2.2 oder [77]) zurückgehendes Modell nach Greve und Fahrenbach [28] zurückgegriffen (Gl. 5.2). Die Parameter b und n sind materialspezifisch, σ_{Plat} ist eine Plateauspannung, die die Kurve nach oben begrenzt. $\varepsilon_{equ,pl}$ ist die plastische Von-Mises-Vergleichsdehnung und ε_0 die Fließdehnung.

$$\sigma_0 = (1 + b(\bar{\varepsilon}_{equ,pl})^n) \left(\sigma_{Plat} - (\sigma_{Plat} - \sigma_0) e^{-\frac{\varepsilon_{equ,pl}}{\varepsilon_0}} \right) \quad (5.2)$$

Die Dehnratenabhängigkeit wird im vorliegenden Fall mithilfe eines Johnson-Cook (JC) Ansatzes modelliert. Dieser Ansatz ist für die meisten Kunststoffe gültig (vgl. auch Koukal [45]). Die Fließspannung σ_0 wird hier nach Gl. 5.3 berechnet, wobei σ_0^q die dehnratenunabhängige Fließspannung, σ_{Lim} die Grenzspannung, c_{Hard} der JC Dehnratenkalierparameter und ε_{Thres} ein Dehnraten-Schwellwert ist.

$$\sigma_0 = \begin{cases} \min \left\{ \sigma_{Lim}, \sigma_0^q \left(1 + c_{Hard} \log \frac{\dot{\varepsilon}_{equ,pl}}{\dot{\varepsilon}_{Thres}} \right) \right\} & , \text{ wenn } \dot{\varepsilon}_{equ,pl} > \dot{\varepsilon}_{Thres} \\ \sigma_0^q & , \text{ sonst} \end{cases} \quad (5.3)$$

Eine Entfestigung („Softening“) wurde auf Basis der Volumendehnung gewählt. $\tilde{\sigma}$ ist hierbei die effektive (skalierte) Spannung, d ist der Schädigungsparameter, der gemäß Gl. 5.5 bestimmt wird.

$$\tilde{\sigma} = \frac{\sigma}{1 - d} \quad (5.4)$$

Parameter d berechnet sich gemäß Gl. 5.5 aus deviatorischer (d_{dev}) und volumetrischer (d_{vol}) Schädigung. Eine Wahl der Parameter A - D sowie M und N erfolgt auf Basis von Annahmen (Gl. 6.20) oder wird mithilfe von Be- und Entlastungsversuchen bestimmt (vgl. Abschnitt 4.2.1, Abb. 4.22).

$$d = \max\{d_{dev}, d_{vol}\} \quad (5.5)$$

$$d_{vol} = 1 - A e^{-(B \cdot \varepsilon_{vol,pl})^M} \quad (5.6)$$

$$d_{dev} = 1 - C e^{-(D \cdot \varepsilon_{dev,pl})^N} \quad (5.7)$$

Da bei der Schädigung ausschließlich die volumetrischen Dehnungen berücksichtigt werden (vgl. Kap. 3), wird die deviatorische Schädigung zu $d_{dev} = 0$ eliminiert. Hierfür werden $C = 1$, $D = 0$ und $N = 1$ gesetzt.

5.2.2. Bestimmung von Werkstoffparametern aus Versuchsdaten

Für die Bestimmung der Parameter zur Beschreibung des mechanischen Werkstoffverhaltens wurde eine Softwarelösung von 4a impetus verwendet, im Folgenden Impetus-Verfahren

genannt. Unter anderem wird auf das 4a impetus Pendel (Versuchstechnik, siehe Abschnitt 4.1.2) zurückgegriffen. Beim dem Verfahren zur Bestimmung von Materialparametern handelt es sich um einen datenbankgestützten *Reverse-Engineering* Prozess. Globale Messgrößen wie Beschleunigungen, Deformationswege (Pendelversuche) oder Verzerrungen und Kraftsignale (Zugversuche) aus Versuchen mit wohldefinierten Randbedingungen werden dazu verwendet, ein parametrisiertes Materialmodell numerisch auf das Versuchsergebnis hin zu optimieren (Sukzessive Response Surface Methode, siehe Abb. 5.1). Durch die bevorzugte Verwendung direkt messbarer Größen (Verschiebungen, Beschleunigungen, Kräfte) werden Messfehler vermieden. Die eigentliche Parameteridentifikation erfolgt auf Basis von Simulationen des Testszenarios unter iterativer Variation der Materialparameter. Mittels eines Mean-Square-Error Verfahrens mit wohldefinierten Randbedingungen wird somit die Abweichung zwischen Versuchs- und Simulationsergebnis minimiert. Details zum Verfahren können in [62], [78] und [76] nachgelesen werden.

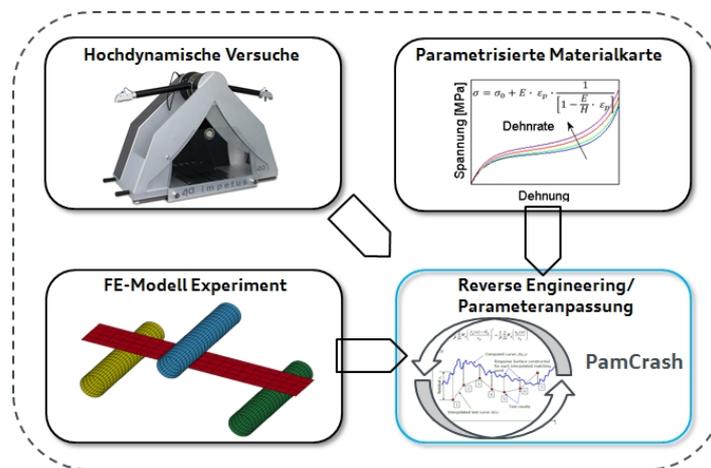


Abbildung 5.1.: Schematische Darstellung der Abläufe im 4a impetus Verfahren zur Bestimmung von Materialparametern, nach [78]

Die experimentelle Bestimmung der Materialparameter zur Beschreibung des mechanischen Verhaltens von PC-PET mit dem 4a impetus-Verfahren erfolgt in Kapitel 4.2.1.

5.2.3. Bestimmung mechanischer Werkstoffparameter für PC-PET

Der Elastizitätsmodul (E-Modul) konnte anhand von dynamischen Dreipunktbiegeversuchen zu $2,23 \text{ GPa}$ bestimmt werden.

Die Zug-Druck-Asymmetrie nach Raghava (siehe Gl. 5.1) wurde ermittelt durch einen Niveauvergleich der F - s -Kurven im freien und gespannten Dreipunktbiegeversuch. Der bestimmte Raghava-Parameter von $\alpha = 1,7$ zeigt einen deutlichen Unterschied im Fließbeginn zwischen Zug und Druck.

Die elastische und plastische Querkontraktion, ν und ν_p , zweidimensional anhand von Zugversuchen mit Punktverfolgung bestimmt, konnten zu $\nu = 0,3$ und $\nu_p = 0,35$ ermittelt werden.

Die Bestimmung der Softeningparameter (vgl. Gl. 5.4) erfolgt mit den aus Be- und Entlastungsversuchen resultierenden Entfestigungen (sinkende E-Moduln).

Wird die nach Gl. 4.3 ermittelte Schädigung über der volumetrischen Dehnung aufgetragen (siehe Abb. 5.2), wird der experimentell gemessene Verlauf von D_{vol} erkennbar. Die in Gl. 5.6 vorgestellten Softeningparameter A , B und M für die volumetrische Schädigung können schließlich bestimmt werden. Hierzu wird der experimentell ermittelte Schädigungsverlauf mit Hilfe des Schädigungsmodells (vgl. Gl. 5.6) angenähert. Die Softeningparameter ergeben sich zu $A = B = 1$ und $M = 0,237$ (siehe auch Tab. 5.1).

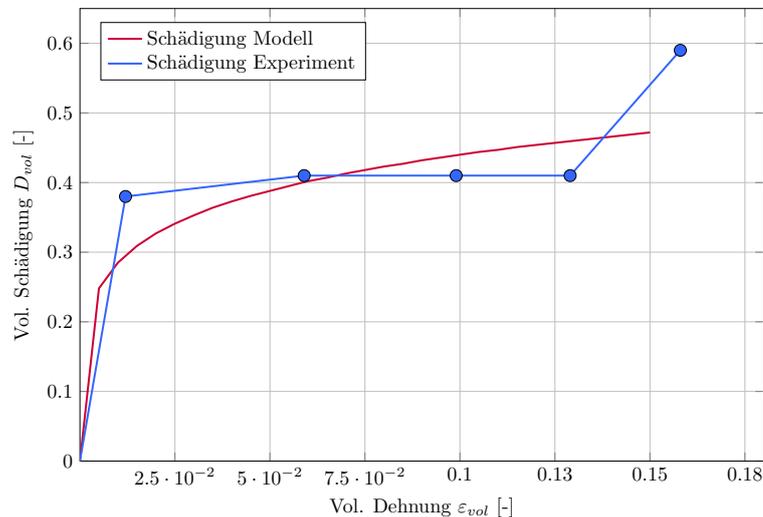


Abbildung 5.2.: Vergleich von Schädigungsmodell und Experiment

Die Parameter zur Beschreibung der Dehnungsverfestigung (Hardening) (vgl. Gl. 5.2) wurden anschließend mithilfe einer experimentell ermittelten Masterkurve aus Zugversuchen bestimmt (vgl. Abb. 4.23). Hierbei wurden b und n mit $b = 4,2$ bzw. $n = 1,8$ ermittelt. Die ermittelte Spannungs-Dehnungskurve kann mithilfe einer Einelementsimulation bei definierter Dehnrates dargestellt werden (Abb. 5.3).

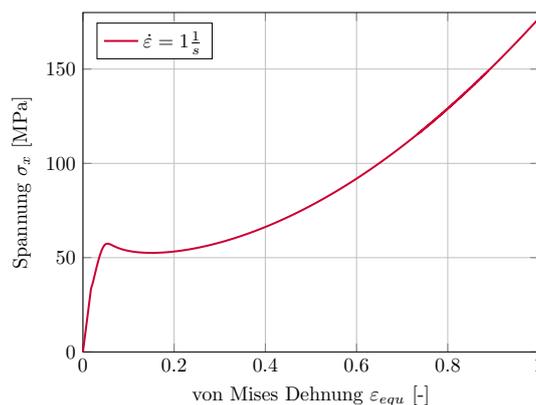


Abbildung 5.3.: Simulativ am Einelement ausgewerteter σ_x - ϵ_{equ} Verlauf für das ermittelte Materialmodell

Der Dehnratesparameter c_{hard} konnte durch Vergleiche dynamischer 3-Punkt-Biegeversuche mit unterschiedlichen Geschwindigkeiten zu $c_{hard} = 0,025$ bestimmt werden.

In Kapitel 6.5 werden für PC-PET drei Materialmodelle mit unterschiedlichen Werkstoffparametern betrachtet, die zur Untersuchung der Abhängigkeit von Bruchmodell und der

Tabelle 5.1.: Materialparameter des verwendeten Materialmodells

<i>Modul</i>	<i>Gesetz</i>	<i>Parameter</i>	<i>Wert</i>
Elastizität	isotrop	E	2,23 GPa
		ν	0,3
Plastizität	Raghava (Gl. 5.1)	α	1,7
		ν_{pl}	0,35
Hardening	Greve-Fahrenbach (Gl. 5.2)	b	4,2
		n	1,8
Dehnratenverfestigung	Johnson-Cook (Gl. 5.3)	c_{hard}	0,025
Softening	Volumendehnung (Gl. 5.5/5.6)	A	1
		B	1
		M	0,237

Modellierung des mechanischen Werkstoffverhaltens unter variierenden Annahmen und Randbedingungen erstellt wurden.

5.3. Modellierung von Werkstoffversagen

Werkstoffversagen ist ein lokales Phänomen, das globale Auswirkungen haben kann. Die (mikromechanischen) Auslöser für das Werkstoffversagen von Polymeren sind nach wie vor noch nicht vollständig erforscht, weshalb die meisten Versagensmodelle in diesem Bereich empirischer oder phänomenologischer Natur sind. Mindestens so wichtig wie die genaue Modellierung aller bekannter, zum Bruch führender Phänomene, ist die korrekte Abbildung des Deformationsverhaltens vor dem Brucheintritt. Nur so kann simulativ gewährleistet werden, lokal den gleichen Belastungszustand zu erzeugen wie im realen Versuch. Eine genaue Beschreibung der Detektion von Anrissen und deren Charakteristika findet sich in Abschnitt 6.1.

5.3.1. Berücksichtigung von anwendungsbezogenen Anforderungen im Modellierungsansatz

In Kapitel 3 werden Anforderungen für die Bruchmodellierung erläutert, die aus den Randbedingungen der FGS-Entwicklung entstehen. Um eine Anwendungsnähe zu gewährleisten, werden diese im Modellierungsansatz für das Werkstoffversagen berücksichtigt.

Der Modellierungsansatz soll gültig sein für (unterintegrierte) Schalenelemente moderater Kantenlänge ($l \geq 1 \text{ mm}$). In der expliziten FE Berechnung ist der kritische Zeitschritt proportional zur Elementkantenlänge.

Dies führt bei Verwendung von kleinen Elementen zu sehr kleinen Berechnungszeitschritten. Alle getroffenen kontinuumsmechanischen Annahmen basieren auf der Schalentheorie. Die Implementierung erfolgt in der Solverumgebung Pamcrash.

Ein praxisrelevantes Bruchmodell muss für den Anwender nachvollziehbar sein, weshalb ein dehnungsbasierter Ansatz gewählt wird. Sowohl spannungs- als auch energiebasierte Ansätze erfüllen diese Anforderung nicht und sind zudem experimentell schwierig zu verifizieren. Die Parameteridentifikation eines Versagensmodells muss zudem mit beherrschbarem Aufwand durchführ- und weitgehend automatisierbar sein.

5.3.2. Auf Voruntersuchungen basierende Annahmen zur Versagensmodellierung

Mithilfe von Voruntersuchungen (siehe Kapitel 3 und 4 sowie [45]) können Annahmen für kunststoffgerechte Versagensmodellierung getroffen werden.

- Bruchauslöser ist die plastische Dehnung ε_{pl}
- Die Versagensdehnung ist abhängig von der Mehrachsigkeit: $\varepsilon_{f,pl} = f(\eta)$
 - Kein Versagen auf uniaxialen Druck
 - Schubversagen unwahrscheinlich, mindestens aber: $\varepsilon_f^{Schub} > \varepsilon_f^{Zug}$
 - Versagenskritische Spannungszustände sind zugdominiert im Bereich $0 \geq \eta \geq \frac{2}{3}$
- Die Versagensdehnung ist abhängig von der Dehnrates: $\varepsilon_{f,pl} = f(\dot{\varepsilon}_{pl})$

Sofern die Schalentheorie gültig ist (ebener Spannungszustand), kann der Lodeparameter $\bar{\theta}$ gemäß Gl. 2.37 durch die Mehrachsigkeit η ausgedrückt werden [6]. Hierdurch liefert $\bar{\theta}$ keine zusätzliche Information, weshalb er im Folgenden nicht berücksichtigt wird.

Nachfolgend werden die zielführenden Versagensmodelle vorgestellt und anwendungsbezogen weiterentwickelt.

5.3.3. Versagensmodell nach Johnson-Cook

Das Bruchmodell nach Johnson und Cook berechnet die Versagensdehnung ε_f in Abhängigkeit der Mehrachsigkeit η , der Dehnrates $\dot{\varepsilon}$ und der Temperatur T (vgl. Gl. 2.51). Unter der Annahme linearer Schadensakkumulation wird das Bruchrisiko D_{JC} berechnet.

$$\varepsilon_f^{JC}(\eta, \dot{\varepsilon}) = (D_1 + D_2 e^{D_3 \eta}) \left(1 + D_4 \ln \left(\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0} \right) \right) \quad (5.8)$$

$$D_{JC} = \int^{\varepsilon_f} \frac{d\varepsilon_{pl}}{\varepsilon_f^{JC}} \leq 1 \quad (5.9)$$

Der in Gl. 2.51 beschriebene Temperaturterm berücksichtigt die teils starke Temperaturabhängigkeit des mechanischen Verhaltens von Thermoplasten. Sowohl die Testszenarien im FGS (3.1) als auch die in Abschnitt 4 beschriebenen Versuche zur Charakterisierung des mechanischen Werkstoffverhaltens finden bei Raumtemperatur statt.

Aus diesem Grund wird im Folgenden auf die Implementierung des Temperaturterms verzichtet. Grundsätzlich bleibt dieser jedoch integrier- und anwendbar.

Es verbleibt eine Funktion $f = f(\eta, \dot{\varepsilon})$. Abb. 5.4 zeigt die Visualisierung einer fiktiven, aber möglichen Parameterkombination als Äquipotentialfläche.

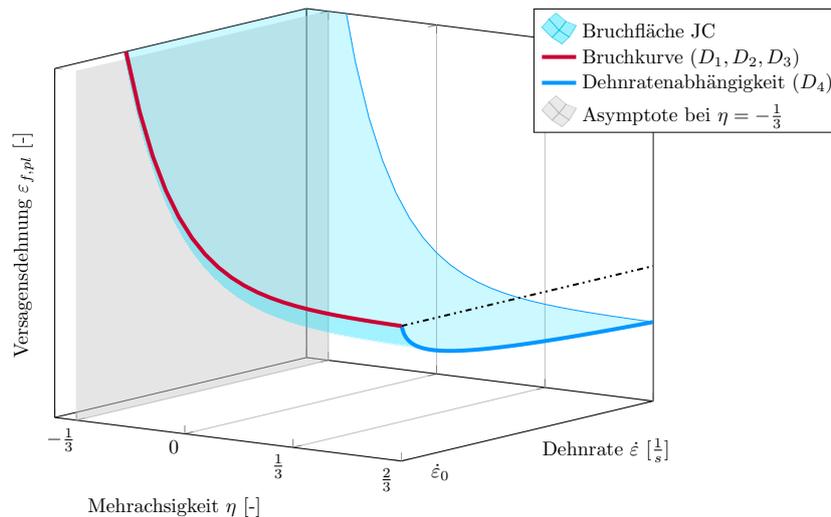


Abbildung 5.4.: Bruchmodell nach Johnson-Cook, ohne Temperaturabhängigkeit, mit Asymptote (generische Versagensfläche)

Wird der Parameter $D_3 < 0$ gewählt, verläuft die Funktion bei steigender Mehrachsichtigkeit streng monoton fallend über η . Um stets $\varepsilon_f > 0$ sicherzustellen, muss gleichzeitig der Parameter $D_2 > 0$ gewählt werden.

Parameter D_1 verschiebt die Bruchkurve nach oben oder unten entlang der Hochachse ε_f . In Abhängigkeit von den anderen Parametern kann $D_1 \geq 0$ gewählt werden.

Parameter D_4 skaliert die logarithmische Dehnratenabhängigkeit. Sobald $D_4 = 0$ wird, entfällt diese. Um mit steigender Dehnrade fallende Bruchdehnungen zu erreichen, muss $D_4 < 0$ gewählt werden.

Die Randbedingung $\varepsilon_f|_{\eta=-\frac{1}{3}} \rightarrow \infty$ (siehe Abb. 5.4) kann bei diesem Modell nur durch eine Randbedingung im Optimierungsprozess (siehe Kap. 6.2) erreicht werden. Da mit steigender Mehrachsichtigkeit nur eine streng monoton fallende Bruchdehnung erreicht werden kann, erweist sich das Modell als ungeeignet für Werkstoffe, deren Bruchkurven keine Monotonie aufweisen (vgl. PC-PET, Kap. 4).

5.3.4. Versagensmodell nach Bai-Wierzbicki und dessen Modifikation

Nachfolgend wird das Bruchmodell nach Bai-Wierzbicki näher betrachtet (Abb. 2.5). Wird von einem ebenen Spannungszustand ausgegangen (vgl. Gl. 2.39), kann die Funktion $f = f(\eta, \bar{\theta})$ gemäß Gl. 2.37 zu einer Teilfunktion $f = f(\eta)$ reduziert werden.

Anstelle mithilfe dreier Grenzkurven ε_0 , ε_- und ε_+ erfolgt die Beschreibung von ε_f vereinfacht mit einer Kurve. Es ergibt sich mit $D_2 = D_4 = D_6$ und $D_3 = D_5 = D_7$ ein Modell mit drei Parametern (Gl. 5.10).

$$\varepsilon_f = D_1 + \frac{D_2}{3\eta + 1} e^{-D_3\eta} \quad (5.10)$$

Dieser Ansatz ist ähnlich aufgebaut wie das oben vorgestellte Modell nach Johnson-Cook. Anders als dort wird jedoch weder Dehnrade noch Temperatur berücksichtigt.

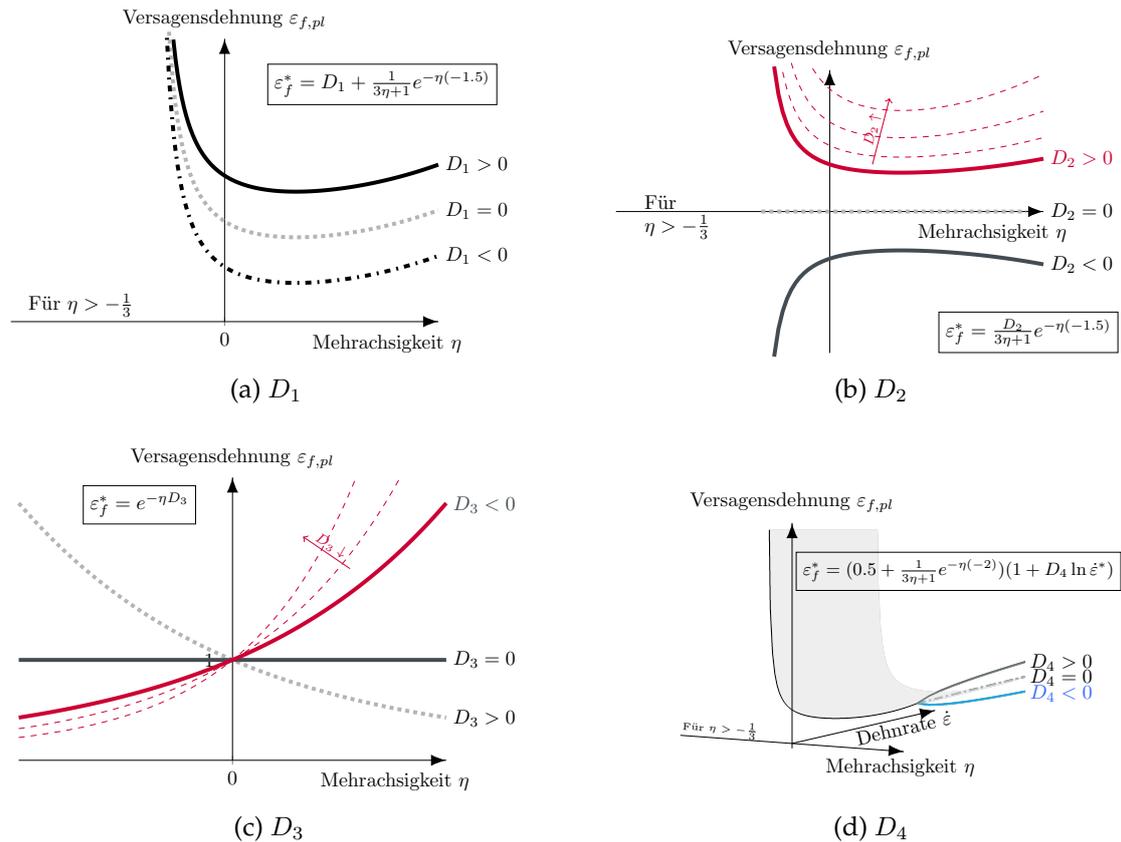


Abbildung 5.5.: Darstellung des gültigen Wertebereichs für die Parameter D_{1-4} des modifizierten Versagensmodells nach Bai-Wierzbicki

Parameter D_1 wirkt analog zum Johnson-Cook-Modell und ist für die Lage der Bruchkurve als Abhängigkeit $\varepsilon_f = f(\eta, D_1, D_2, D_3)$ verantwortlich. Die Teilfunktion $\varepsilon_f = f(\eta)$ ermöglicht hier einen Wiederanstieg nach einem Minimum, indem die Parameter $D_2 > 0$ und $D_3 < 0$ gewählt werden (vgl. Abb. 5.5b und 5.5c). Jedoch lässt sich, sofern erwünscht, auch ein streng monoton fallender Verlauf analog zu Johnson-Cook erreichen.

Durch die Skalierung von D_2 mit dem Term $\frac{1}{3\eta+1}$ entsteht die Randbedingung $\varepsilon_f|_{\eta=-\frac{1}{3}} \rightarrow \infty$ (Abb. 5.5b) automatisch. Dadurch wird zum einen verhindert, dass Spannungszustände mit $\eta \leq -0,33$ in die berechnete Schädigung mit einfließen. Zum anderen kann numerische Stabilität einfacher gewährleistet werden, da etwa Druckzustände durch den Kontakt zwischen Impaktor und FGS-Komponente nicht zum Versagen und damit nicht zur Elimination von Elementen im Kontaktbereich führen.

Wird Gl. 5.10 nun um die Dehnratenabhängigkeit nach Johnson-Cook (Gl. 5.9) erweitert, so ergibt sich ein Modell, das allen Anforderungen (vgl. Kap. 3) entsprechen kann (Gl. 5.11). Wie in Abschnitt 3.3 gezeigt, kann von einer Werkstoffschädigung durch plastische Dehnung ausgegangen werden.

$$\varepsilon_{f,pl} = \left(D_1 + \frac{D_2}{3\eta + 1} e^{-D_3\eta} \right) \left(1 + D_4 \ln \left(\frac{\dot{\varepsilon}_{pl}}{\dot{\varepsilon}_{ref,pl}} \right) \right) \quad (5.11)$$

Abb. 5.6 zeigt eine fiktive, aber mögliche Äquipotentialfläche des modifizierten Versagensmodells nach Bai-Wierzbicki (mBW). Analog zum JC-Modell skaliert der Dehnratenparameter

D_4 die Bruchdehnung $\varepsilon_{f,pl}$ bei steigender Dehnrates nach unten. D_4 muss daher stets mit $D_4 \leq 0$ gewählt werden (vgl. Abb. 5.5d). Um $\varepsilon_f > 0$ zu gewährleisten, muss $D_2 > 0$ sein.

Abb. 5.5 veranschaulicht den Einfluss der einzelnen Parameter auf die Bruchfläche. Ana-

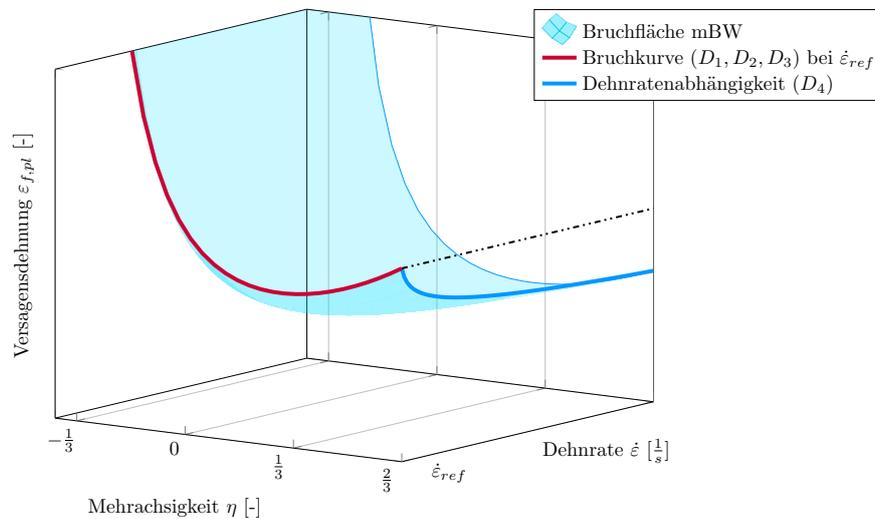


Abbildung 5.6.: Modifiziertes Versagensmodell nach Bai-Wierzbicki (generische Versagensfläche)

log zum Versagensmodell nach Johnson-Cook berechnet sich die Gesamtschädigung durch Aufakkumulation der Teilschädigungen. Diese sind auf die plastische Dehnung zurückzuführen. Daher wird der Brucheintritt durch lineare Schadensakkumulation gemäß Gl. 5.9 bestimmt.

5.3.5. Versagensmodell nach Cockroft-Latham

Aufgrund seiner Kompaktheit erscheint das Modell nach Cockroft und Latham (Kurz: CL, vgl. Abschnitt 2.5.2) ebenfalls lohnend für eine Bruchmodellierung unter den Anforderungen des FGS.

Werden für das CL Modell dieselben Annahmen getroffen wie für das mBW Modell (ebener Spannungszustand), so vereinfacht sich der Ansatz gemäß Gl. 2.48. Die Verwendung lediglich der größten positiven Hauptachsenspannung (HAS) $\langle \sigma_1 \rangle$ gewährleistet bereits die ausschließliche Berücksichtigung von zugdominierten bzw. die Nichtberücksichtigung von druckdominierten Spannungszuständen für die Werkstoffschädigung.

Der einzige freie Parameter D_c ist die Energiedichte, die werkstoffspezifisch zum Versagen führt. Er muss experimentell ermittelt werden (vgl. Kap. 4). Voraussetzung für die Validität des Ansatzes ist, dass D_c , gemessen bei einem bestimmten Spannungszustand, unabhängig von der Belastungsgeschwindigkeit (Dehnrates) ist.

Das bedeutet, dass die für unterschiedliche Dehnrates bestimmten Fläche¹ unter der $\langle \sigma_1 \rangle$ - ε -Kurve bis zum Bruch konstant sein muss (vgl. Abb. 5.7). Wird die Temperaturabhängigkeit berücksichtigt, erweitert sich die Anforderung dementsprechend. Wird Gl. 2.48 umgestellt,

¹Die Fläche entspricht hier der zum Bruch führenden Deformationsenergie für ein betrachtetes Volumen.

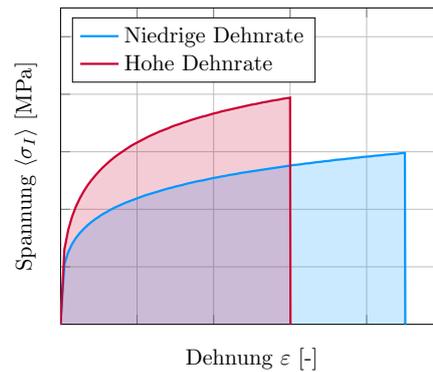


Abbildung 5.7.: D_c : Die Fläche unter der $\langle \sigma_I \rangle$ - ε -Kurve muss konstant sein

folgt als weitere Bedingung, dass die sich in Gl. 5.12 ergebende Gleichung im plane-stress für alle η erfüllt sein muss.

$$D_c = \frac{1}{3} \cdot \varepsilon_f(\eta) \left(3\eta + 2 \cos \left(\frac{1}{3} \arccos \left(-\frac{27}{2} \eta (\eta^2 - \frac{1}{3}) \right) \right) \right) \stackrel{!}{=} \text{const.} \quad (5.12)$$

Somit muss der Verlauf der Bruchdehnung $\varepsilon_f(\eta)$ bereits zum natürlichen Verlauf der Umkehrfunktion des Nenners in Gl. 2.48 passen, die von D_c lediglich leicht in Verlauf und Lage beeinflusst wird. Erst bei höheren Werten für D_c ist ein leichter Wiederanstieg von ε_f bei höheren Mehrachsigkeiten möglich (vgl. Abb. 5.8). Eine weitere Modifikation der Versagenskurve $f(\eta)$ ist in dieser Form jedoch nicht möglich. Das Modell wurde bis dato noch nicht für

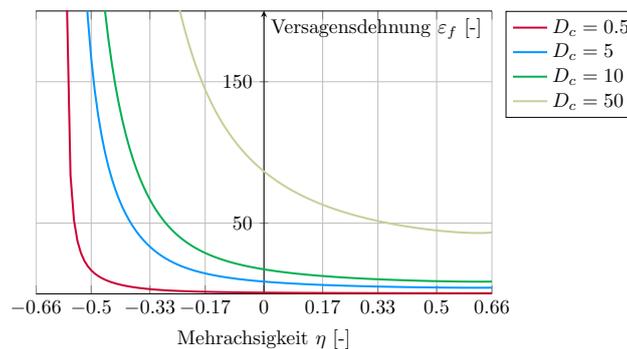


Abbildung 5.8.: Darstellung von Gl. 2.48 unter Variation von D_c

Kunststoffe verwendet. Um die generelle Eignung zu überprüfen, wird D_c für PC-PET bei unterschiedlichen Mehrachsigkeiten und Dehnraten ermittelt (vgl. Abschnitt 4.1.1). Da die gemessenen Werte starken Schwankungen unterliegen, ist das Modell für die Bruchdetektion von PC-PET nicht geeignet. Aufgrund der Voraussetzung in Gl. 5.12 bleibt das Modell jedoch prinzipiell auf Kunststoffe anwendbar, die keinen ausgeprägten Wiederanstieg von ε_f bei höheren η aufweisen. Dies muss im Einzelfall geprüft werden. Für einige Metalle hat sich das Modell als gültig erwiesen, jedoch beschränkt sich die Validität auf den negativen und kleinen, positiven Bereich der Mehrachsigkeit (Umformprozesse) [102].

5.3.6. Zusammenfassung und Diskussion

Im vorangegangenen Kapitel wurden Ansätze zur Modellierung des mechanischen Material- und des Bruchverhaltens vorgestellt. Beim Materialverhalten wird auf die diesbezüglich für

Kunststoffe wichtigsten Phänomene wie Zug-Druck-Asymmetrie, nicht-assoziertes Fließen, kombinierte Dehnungsverfestigung, -entfestigung sowie Dehnratenverfestigung eingegangen. Für die Versagensmodellierung wird das phänomenologische Modell nach Cockcroft-Latham (Abschnitt 5.3.5) und das empirische Johnson-Cook Modell (Abschnitt 5.3.3) betrachtet. Das auf letzterem basierende empirische Modell nach Bai-Wierzbicki (Abschnitt 5.3.4) wird zielführend simplifiziert und anschließend um Dehnratenabhängigkeit erweitert. Es wird deshalb für eine Anwendung in der dynamischen Versagenssimulation unter den in Abschnitt 3 erläuterten Randbedingungen empfohlen. Das Modell nach Cockcroft und Latham erweist sich trotz seiner geschickten Integration der Zugsensibilität als zu statisch im Kurvenverlauf $f(\eta)$, um dem komplexen Versagensverhalten von PC-PET gerecht zu werden.

Die Modellierung des mechanischen Werkstoffverhaltens orientiert sich an den aktuell verfügbaren Techniken und Modellen. Um dem gemessenen Materialverhalten (siehe Kapitel 4) gerecht zu werden, wurde volumetrisches Softening integriert. Untersuchungen haben gezeigt, dass negative Tangentensteigungen numerisch problematisch sein können. Praktisch wird sich die Dehnung bei einer unveränderlichen Belastung überwiegend auf das Element konzentrieren, das den plastischen Bereich mit der sinkenden Spannung zuerst erreicht. Erst der Wiederanstieg der Spannung ermöglicht es, die Spannung auf andere Elemente zu verteilen. Eine sorgfältige Abwägung von kombiniertem Softening- und Hardeningverhalten ist hierbei unabdingbar.

Problematisch ist insbesondere die festgestellte Abhängigkeit des plastischen Verhaltens vom Spannungszustand. Hierbei scheint eine einfache Fließfläche wie die verwendete nach Raghava trotz nicht-assoziertem Fließen mit plastischer Querkontraktion nicht ausreichend zu sein. Im vorgestellten Modell erfolgt die Charakterisierung des Fließens auf eine bestimmte Masterkurve (hier: Zug). Gerade bei einem Werkstoff mit derart hoher Abhängigkeit des Materialverhaltens von der Mehrachsigkeit könnte deren Berücksichtigung zielführend sein.

6

Parametrisierung und Parameterbestimmung von Versagensmodellen am Beispiel PC-PET

Die vorgestellten Bruchmodelle können als Äquipotentialfläche der Versagensdehnung in Abhängigkeit von Spannungszustand und Dehnrates beschrieben werden. Mithilfe einer ausreichenden Anzahl an „Stützpunkten“ kann diese Versagensfläche entweder direkt ermittelt oder die Funktionsanpassung mithilfe numerischer Optimierung bewerkstelligt werden. Die Stützpunkte sind experimentell-simulativ ermittelte Versagensdehnungen, die jeweils einem bestimmten Spannungszustand und einer Dehnrates zugeordnet werden können.

Mehrachsigkeiten können für bestimmte Versuchsarten analytisch berechnet werden (vgl. etwa Kerbzugproben, Abschnitt 4.1.1). Dies ist jedoch nur im Anfangsstadium bei kleinen Deformationen gültig. Werden die für Thermoplaste typischen Bruchdehnungen erreicht, ist die anfängliche Probengeometrie meist stark verändert. Hierdurch ist eine analytische Bestimmung der Mehrachsigkeit - insbesondere lokal - nicht mehr möglich. Nur durch eine Berücksichtigung dieser Nichtlinearität in einem adäquaten, validierten mechanischen Werkstoffmodell (vgl. Abschnitt 4.2.1) kann dieser Zustand korrekt bestimmt werden. Aus diesem Grund wird die Bestimmung von plastischen Bruchdehnungen simulativ mithilfe des in Kap. 4.2.1 für PC-PET bestimmten mechanischen Werkstoffmodells durchgeführt. Für Versuche ohne optische Dehnungsmessung werden zudem Dehnung und die Dehnrates simulativ ausgewertet. Auch bei Versuchen mit DIC kann der plastische Anteil der Dehnung jedoch ausschließlich simulativ bestimmt werden. In Abhängigkeit der Qualität des Berechnungsmodells (mechanisches Werkstoffverhalten) und der Diskretisierung wird hierbei ein gewisser Fehler in Kauf genommen.

Die eigentliche Parameterbestimmung erfolgt durch numerische Optimierung. Hierbei wird die Ansatzfunktion (Versagensmodell) mithilfe der Methode der kleinsten Fehlerquadrate bestmöglich auf die verwendeten Stützpunkte angepasst (Kurvenanpassung). Ziel ist der kleinste mögliche Abstand unter Berücksichtigung von Nebenbedingungen und Restriktionen. Eine ausführliche Beschreibung des Vorgehens erfolgt in der Masterarbeit von Eiperle [18], die unter der Betreuung des Autors entstanden ist.

Ein ganz ähnliches Vorgehen in der Optimierung von Werkstoffmodellen beschreibt Most [58]. Eine umfangreiche Übersicht über Optimierungsverfahren generell bietet Vaanderplats [97]. Baier et al. [7] beschreiben Optimierungsmethoden und -begriffe aus der Perspektive der Strukturmechanik.

6.1. Simulative Bestimmung von Bruchdehnungen, Dehnraten und Mehrachsigkeiten

Bei FGS-typischen Belastungen wurden plastische Deformationen als Auslöser für Schädigung und Werkstoffversagen detektiert (vgl. Kap. 3.5). Der plastische Dehnungsanteil ist stark abhängig von Temperatur und Dehnraten.

Die Ermittlung der (plastischen) Bruchdehnungen (vgl. Kap. 3.5) erfolgt unabhängig vom Bruchmodell generell mittels der simulativen Auswertung der Versuche. Voraussetzung hierfür ist ein valides Modell zur Berechnung des mechanischen Werkstoffverhaltens. Im Folgenden wird das in Kapitel 4.2.1 vorgestellte Modell für die Parameterbestimmung des modifizierten Bruchmodells nach Bai-Wierzbicki verwendet.

Versuchsseitig werden extern messbare Größen bis zum Versagen erfasst. Bei Pendelversuchen wird etwa die Absenkung der Probe (vgl. Kap. 4.1.2) mithilfe von Beschleunigungssensoren und/oder Drehwinkelsensoren gemessen.

In den Versuchssimulationen werden diese Größen bis zum versuchsseitigen Brucheintreten beobachtet (Referenzgröße: extern messbare Größe, z.B. Beschleunigung). Anschließend kann die Simulation bezüglich plastischer Dehnung, Mehrachsichtigkeit und Dehnraten für das initial versagende Element ausgewertet werden. Dessen Lage muss zuvor jeweils mithilfe von Bildaufnahmen der Versuchsdurchführung oder Analyse der geprüften Proben bestimmt werden.

Da von linearer Schadensakkumulation ausgegangen wird, werden Dehnraten und Mehrachsichtigkeit gemäß Gl. 6.1 und 6.2 über den Bereich der plastischen Dehnung gemittelt. Versuche mit DIC (vgl. Abschnitt 4.1.1) ermöglichen die direkte experimentelle Messung des Gesamtverzerrungsfeldes. Dies ist insbesondere zur Validierung vorteilhaft.

$$\eta_{av,pl} = \frac{1}{\varepsilon_{pl}} \int^{\varepsilon_{f,pl}} \eta d\varepsilon_{pl} \quad (6.1)$$

$$\dot{\varepsilon}_{av,pl} = \frac{1}{\varepsilon_{pl}} \int^{\varepsilon_{f,pl}} \dot{\varepsilon} d\varepsilon_{pl} \quad (6.2)$$

Das sich ergebende Datenpaar kann somit einer plastischen Bruchdehnung $\varepsilon_{f,pl}$ zugeordnet und als Stützpunkt für die Parameteroptimierung verwendet werden.

6.2. Numerische Optimierung zur Bestimmung von Versagensparametern

Die in MATLAB implementierte Optimierung stellt ein Minimierungsproblem dar. Die verwendete *nichtlineare Methode der kleinsten Fehlerquadrate* ist ein Optimierungsverfahren, das die quadratische Fehlersumme zwischen einer nichtlinearen Funktion F und vorhandenen Messdaten (Stützpunkten, vgl. Abschnitt 6.1) minimiert. Geläufig ist das Verfahren auch als *Kurvenanpassung* oder *Curve Fitting*. Das Minimierungsproblem wird wie folgt gestellt [3]:

$$\min_{\mathbf{D}} \|F(\mathbf{D}, \mathbf{x}) - \mathbf{y}\|_2^2 = \min_{\mathbf{D}} \sum_{i=1}^n (F(\mathbf{D}, x_i) - y_i)^2 \quad (6.3)$$

Die Messdatenvektoren \mathbf{x} und \mathbf{y} (Koordinaten der Stützpunkte) sollen durch die Funktion $F(\mathbf{D}, \mathbf{x})$ approximiert werden. Dazu wird der Entwurfsvariablenvektor \mathbf{D} so bestimmt, dass die quadratische euklidische Norm $\|\dots\|_2^2$ bzw. die Fehlerquadratsumme $\sum_{i=1}^n (\dots)^2$ über alle n Messdaten minimal wird¹.

Die einzelnen Stützpunkte können durch einen Faktor w_i gewichtet berücksichtigt werden, was etwa bei schwankender Versuchsdatenqualität oder einem bevorzugten Anwendungsbe-
reich eines Modells hilfreich sein kann:

$$\min_{\mathbf{D}} \sum_{i=1}^n w_i (F(\mathbf{D}, x_i) - y_i)^2 \quad (6.4)$$

Beim modifizierten Modell nach Bai-Wierzbicki muss das Optimierungsproblem für $\varepsilon = f(\eta, \dot{\varepsilon})$ vierdimensional ($\mathbf{D} = (D_1, D_2, D_3, D_4)$) gestellt werden.

$$\min_{\mathbf{D}} |Z(\mathbf{D}, \eta, \dot{\varepsilon}, \varepsilon_f)| \quad (6.5)$$

mit der Zielfunktion

$$Z(\mathbf{D}, \eta, \dot{\varepsilon}, \varepsilon_f) = \|\varepsilon_f(\mathbf{D}, \eta, \dot{\varepsilon}) - \varepsilon_f\|_2 \quad (6.6)$$

$$= \sum_{i=1}^n w_i (\varepsilon_f(\mathbf{D}, \eta_i, \dot{\varepsilon}_i) - \varepsilon_{f,i})^2 \quad (6.7)$$

Der Entwurfsvariablenvektor \mathbf{D} enthält die Bruchparameter $\mathbf{D} = (D_1, D_2, D_3, D_4)$. In den Vektoren der Mehrachsigkeit η , der Dehnrate $\dot{\varepsilon}$ und der Bruchdehnung ε_f stehen die Werte der n Stützpunkte. So bezeichnet η_i die Mehrachsigkeit des i -ten Stützpunktes.

Für das modifizierte Bai-Wierzbicki Modell stellt sich das Minimierungsproblem wie folgt:

$$\min \left| \sum_{i=1}^n \left[\left(D_1 + \frac{D_2}{3\eta_i + 1} e^{-D_3\eta_i} \right) \left(1 + D_4 \ln\left(\frac{\dot{\varepsilon}_i}{\dot{\varepsilon}_0}\right) \right) - \varepsilon_{f,i} \right]^2 \right| \quad (6.8)$$

Das vorgestellte empirische Bruchmodell besteht aus zwei Teilfunktionen $f(\eta)$ und $f(\dot{\varepsilon})$. Je nach Optimierungsstrategie können diese Teilfunktionen nacheinander (3D + 1D) oder gleichzeitig (4D) optimiert werden. Generell kann eine (3D + 1D)-Optimierung Geschwindigkeitsvorteile bieten.

Sind viele Stützpunkte bei verschiedenen Mehrachsigkeiten und Dehnraten vorhanden, sind beide Optimierungsstrategien zulässig.

Liegen viele Stützpunkte bei wenigen Mehrachsigkeiten und Dehnraten vor, wird bevorzugt die 4D-Optimierung verwendet. Je mehr verschiedene Dehnraten bei den Stützpunkten vorliegen, desto sinnhafter wird diese. Bei weniger als drei Stützpunkten bei Referenzdehnrate ε_{ref} kann nur so der Mehrachsigkeitsterm korrekt bestimmt werden.

¹Der Zusammenhang zwischen der euklidischen Norm und der Fehlerquadratsumme wird bei Betrachtung

der Definition für erstere deutlich: $\|\dots\|_2 = \sqrt{\sum_{i=1}^n |\dots|^2}$

Auch eine (3D + 1D)-Optimierung kann sinnvoll sein. Idealerweise wird dabei die Dehnratenabhängigkeit mithilfe von mindestens drei unterschiedlichen Dehnraten bei einer Mehrachsichtigkeit zuerst bestimmt (siehe Abb. 6.1). Anschließend können die anderen Stützpunkte durch eine *Dehnratenkalierung* (siehe Abb. 6.1) auf Referenzdehnraten gebracht werden. Die hohe Anzahl an Stützpunkten bei Referenzdehnraten erlaubt nun auch so eine exakte Bestimmung des Mehrachsichtigkeitsterms. Eine detaillierte Beschreibung der Dehnratenkalierung erfolgt bei Eiperle [18].

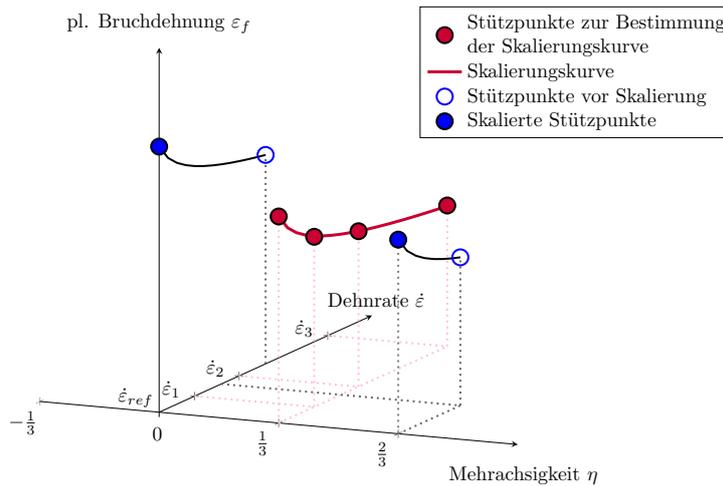


Abbildung 6.1.: Dehnratenkalierung für die (3D + 1D)-Optimierungsstrategie [18]

In der Realität wird üblicherweise weder eine hohe Zahl an Stützpunkten erreicht, noch variieren die Mehrachsichtigkeiten und Dehnraten wie gewünscht. Wie in Kap. 4.3 beschrieben, ergeben sich etwa im Anrissbereich unabhängig von der Versuchsart stets ähnliche Mehrachsichtigkeiten. Das Portfolio an erreichbaren Spannungszuständen ist somit begrenzt. Andererseits können lokale Dehnraten je nach Versuchsssetup stark schwanken, wodurch leicht viele unterschiedliche Dehnraten erreicht werden können. In diesem Fall ist die 4D-Optimierung die Strategie der Wahl. Bei besonderer Bevorzugung einzelner Versuchsergebnisse kann eine Gewichtung eingeführt werden (vgl. Gl. 6.4). Im Folgenden wird das 4D-Verfahren verwendet. Ein genauer Vergleich der beiden Strategien findet sich in [18].

Als Optimierungsverfahren wurde ein gradientenbasiertes Verfahren unter Verwendung des *sqp*-Algorithmus gewählt [63].

Ausgehend vom jeweiligen Startpunkt wird hier das Minimum der Zielfunktion mithilfe analytischer Gradienten unter Berücksichtigung der Restriktionen ermittelt. Der Gradient

$\nabla Z^{mBW}(\mathbf{D})$ der Zielfunktion Z^{mBW} berechnet sich wie folgt:

$$\frac{\partial Z^{mBW}}{\partial D_1} = \sum_{i=1}^n \left[2 \left(\varepsilon_f^{mBW}(\eta_i, \dot{\varepsilon}_i) - \varepsilon_{f,i} \right) \cdot \left(1 + D_4 \ln \left(\frac{\dot{\varepsilon}_i}{\dot{\varepsilon}_0} \right) \right) \right] \quad (6.9)$$

$$\frac{\partial Z^{mBW}}{\partial D_2} = \sum_{i=1}^n \left[2 \left(\varepsilon_f^{mBW}(\eta_i, \dot{\varepsilon}_i) - \varepsilon_{f,i} \right) \cdot \frac{1}{3\eta_i + 1} e^{-D_3 \eta_i} \left(1 + D_4 \ln \left(\frac{\dot{\varepsilon}_i}{\dot{\varepsilon}_0} \right) \right) \right] \quad (6.10)$$

$$\frac{\partial Z^{mBW}}{\partial D_3} = \sum_{i=1}^n \left[2 \left(\varepsilon_f^{mBW}(\eta_i, \dot{\varepsilon}_i) - \varepsilon_{f,i} \right) \cdot \frac{-D_2 \eta_i}{3\eta_i + 1} e^{-D_3 \eta_i} \left(1 + D_4 \ln \left(\frac{\dot{\varepsilon}_i}{\dot{\varepsilon}_0} \right) \right) \right] \quad (6.11)$$

$$\frac{\partial Z^{mBW}}{\partial D_4} = \sum_{i=1}^n \left[2 \left(\varepsilon_f^{mBW}(\eta_i, \dot{\varepsilon}_i) - \varepsilon_{f,i} \right) \cdot \left(D_1 + \frac{D_2}{3\eta_i + 1} e^{-D_3 \eta_i} \right) \ln \left(\frac{\dot{\varepsilon}_i}{\dot{\varepsilon}_0} \right) \right] \quad (6.12)$$

Der Term $\varepsilon_f^{mBW}(\eta_i, \dot{\varepsilon}_i)$ steht dabei für das vollständige modifizierte Versagensmodell nach Bai-Wierzbicki (Gl. 5.11).

Bei einer multimodalen² Optimierungsaufgabe ist das gefundene Minimum von den Startwerten abhängig und zunächst als *lokales Minimum* zu verstehen. Um die Wahrscheinlichkeit für das Auffinden eines *globalen Optimums* zu erhöhen, wird automatisiert eine hohe Anzahl statistisch verteilter Stützpunkte im Entwurfsraum gesetzt. Für die vorliegende Optimierungsaufgabe wurden 3000 Startpunkte verwendet, was bei 4 Parametern und mehr als 7 Startpunkten pro Dimension einer vollfaktoriellen³ Entwurfsplanung entspricht. Die Lösung wird somit nicht von einer etwaigen ungünstigen Startparameterwahl beeinflusst. In MATLAB wird dies als *Multistart* bezeichnet. [63]

6.3. Ermittlung der Bruchparameter für das modifizierte Versagensmodell nach Bai-Wierzbicki

Für die Stützpunkterzeugung wurde jeweils die initial versagende Stelle (Anriss) ausgewertet. Bei vier Parametern ist das mBW-Modell mit vier unterschiedlichen Stützpunkten ein mathematisch eindeutig lösbares Problem. Idealerweise sind die Stützpunkte dabei möglichst weit voneinander entfernt. Stehen mehr als vier Stützpunkte zur Verfügung, ist das Modell überbestimmt. Mit experimentellen Daten ist im Regelfall die Auffindung eines auf alle Stützpunkte passenden Optimums unwahrscheinlich. Allerdings ist dieser Fall dennoch zu bevorzugen, da so Abweichungen in Versuchsergebnissen leicht erkannt werden können. Ausreißer können somit kritisch hinterfragt werden. Durch Ausschluss dieser Punkte oder einer höheren Gewichtung „vertrauenswürdigerer“ Stützpunkte kann das Ergebnis iterativ verbessert werden. Dies können etwa Versuchsergebnisse mit besonders niedriger Versuchstreue sein.

²Eine Optimierungsaufgabe wird als multimodal bezeichnet, wenn sie mehrere Minima bzw. Optima besitzt.

³Der Entwurf einer Optimierungsaufgabe wird als vollfaktoriell bezeichnet, wenn gemäß $(n)^X$ n Startpunkte pro Dimension (X) gewählt werden. Dies entspricht z.B. bei einer 4D-Optimierung und 7 Startpunkten pro Dimension $n^4 = 7^4 = 2401$ Startpunkten.

6. Parametrisierung und Parameterbestimmung von Versagensmodellen am Beispiel PC-PET

Die Lage der Stützpunkte legt sich zum größten Teil durch die zur Verfügung stehenden Versuchsarten selbst fest (siehe Abb. 6.2). Dabei sind die Bereiche um $\eta = 0,33$ (Zugversuch) und $\eta \leq 0,66$ (Durchstoßversuch) besonders stark vertreten. Zwischenbereiche ($0,33 < \eta < 0,66$) können mithilfe von Kerbzugversuchen oder gespannten 3-Punkt-Biegeversuchen abgedeckt werden ($\eta_{av,pl} \geq 0,4$). Für die Parameteroptimierung werden zunächst alle nach dem in Abschnitt 6.1 vorgestellten Schema ermittelten Stützpunkte auf Plausibilität überprüft. Nachdem die Dehnratenabhängigkeit in einem ersten Schritt vorläufig bestimmt worden ist, werden die Stützpunkte auf Referenzdehnraten skaliert. So können Ausreißer schnell erkannt und ausgeschlossen werden. Für das vorgestellte Materialmodell wurden demnach folgende Stützpunkte ermittelt (Tabelle 6.1 und Abb. 6.2).

Tabelle 6.1.: Stützpunkte ($\varepsilon_{f,pl}(\eta_{av}, \dot{\varepsilon}_{av,pl})$) für das modifizierte Versagensmodell nach Bai-Wierzbicki, ermittelt mithilfe von Simulationen

Versuchsart/ -geschwindigkeit	Versagensdehnung $\varepsilon_{f,pl} [-]$	Mehrachsigkeit $\eta_{av} [-]$	Dehnraten $\dot{\varepsilon}_{av,pl} [\frac{1}{s}]$
Zug $0,12 \frac{mm}{s}$	0,49	0,348	0,01
Kerbzug R3 $0,6 \frac{mm}{s}$	0,48	0,384	0,17
Durchstoß $1,0 \frac{mm}{s}$	1,00	0,637	0,09
Durchstoß $4,0 \frac{m}{s}$	0,90	0,636	353
Geklemmte 3PB $4,0 \frac{m}{s}$	0,58	0,366	264

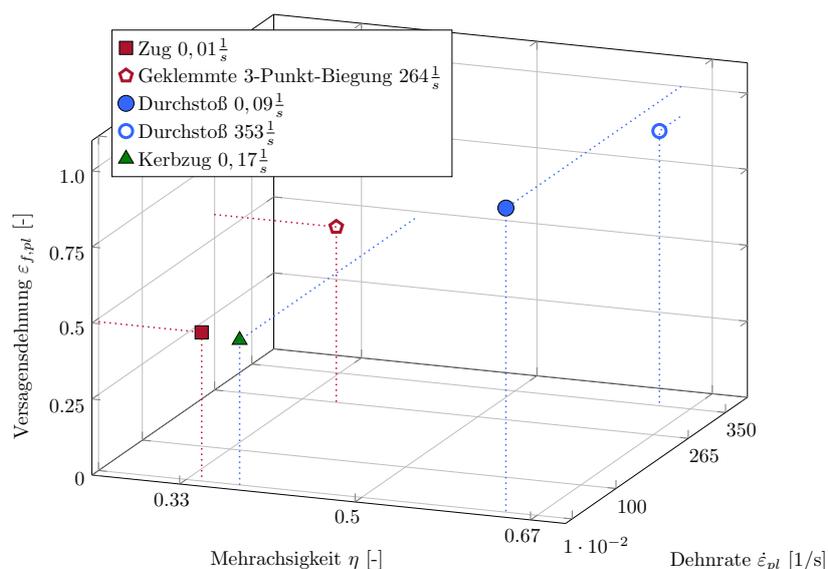


Abbildung 6.2.: Darstellung der Stützpunkte $\varepsilon_{f,pl} = f(\eta_{av}, \dot{\varepsilon}_{av,pl})$ für die Optimierung des Versagensmodells im Entwurfsraum

Für die Entwurfsvariablen der anschließenden 4D-Optimierung wurden zunächst folgende Wertebereiche allokiert:

$$\begin{array}{rcccl}
 -50 & \leq & D_1 & \leq & 50 \\
 0 & < & D_2 & \leq & 50 \\
 -50 & \leq & D_3 & < & 0 \\
 -50 & \leq & D_4 & < & 0 \\
 \underbrace{}_{D^{lb}} & & \underbrace{}_D & & \underbrace{}_{D^{ub}}
 \end{array} \tag{6.13}$$

Hierbei sind die rot gekennzeichneten Grenzen obligatorisch durch die Anforderungen an das Bruchmodell festgelegt (vgl. Abb. 5.5 in Abschnitt 5.3.4).

Da sich die Parameter D_1 bis D_3 gegenseitig beeinflussen (multimodales Problem, vgl. Abschnitt 6.2), ist „der ideale“ Parametersatz praktisch nicht möglich. In Abschnitt 5.3.4 werden Betrachtungen zum Einflussverhalten der Parameter gemacht. Interessant sind auch die Abhängigkeiten der Parameter voneinander. Wird D_2 (positiver Parameter) erhöht, erfolgt eine leichte Verschiebung der Bruchkurve $f(\eta)$ in Richtung höherer Mehrachsigkeit. Gleichzeitig wird die gesamte Kurve entlang der positiven ε_f -Achse nach oben bewegt und ihre Krümmung erhöht.

Um das Kurvenminimum dennoch bei einem bestimmten ε_f zu fixieren, muss gleichzeitig der Parameter D_1 (hier: normalerweise negativer Parameter) abgesenkt werden.

Parameter D_3 (negativer Parameter) beeinflusst die Bruchkurve ähnlich wie D_2 : Wird er gesenkt, so bewegt sich das Kurvenminimum gleichmäßig in Richtung niedrigerer Mehrachsigkeit und entlang der positiven ε_f -Achse. Gleichzeitig erhöht sich die Krümmung. Dabei wird überwiegend der ansteigende Teil der Bruchkurve verändert, während der abfallende (linke) Teil nahezu unverändert bleibt. Somit kann durch Anheben von D_2 und gleichzeitigem Absenken von D_3 und D_1 eine Erhöhung der Krümmung bei gleichbleibendem Minimum erreicht werden.

Durch die Wahl der Startparameter kann insbesondere bei einer geringen Zahl an Startwerten das Optimierungsergebnis stark beeinflusst werden. Diesem Problem wird mit einer automatisierten Startpunkterstellung begegnet (siehe Abschnitt 6.2).

Für die in Tab. 6.1 aufgelisteten Stützpunkte ergeben sich durch die Startwerterzeugung unterschiedliche Optima. Es wird ein Optimum verwendet, welches die Randbedingungen bestmöglich berücksichtigt. Hierbei wird ein Residuum von 0,023 erreicht. Tab. 6.2 beinhaltet die ermittelten mBW-Parameter D_{1-4} .

Tabelle 6.2.: Optimierungsergebnis für die Stützpunkte nach 6.2

Bruchparameter	D_1	D_2	D_3	D_4
	-3,0333	4,1644	-1,6210	-0,0051

Bei grafischer Visualisierung der Bruchfläche wird eine starke Abhängigkeit des Bruchs vom Spannungszustand deutlich, während die Dehnratenabhängigkeit in den Hintergrund tritt (Abb. 6.3).

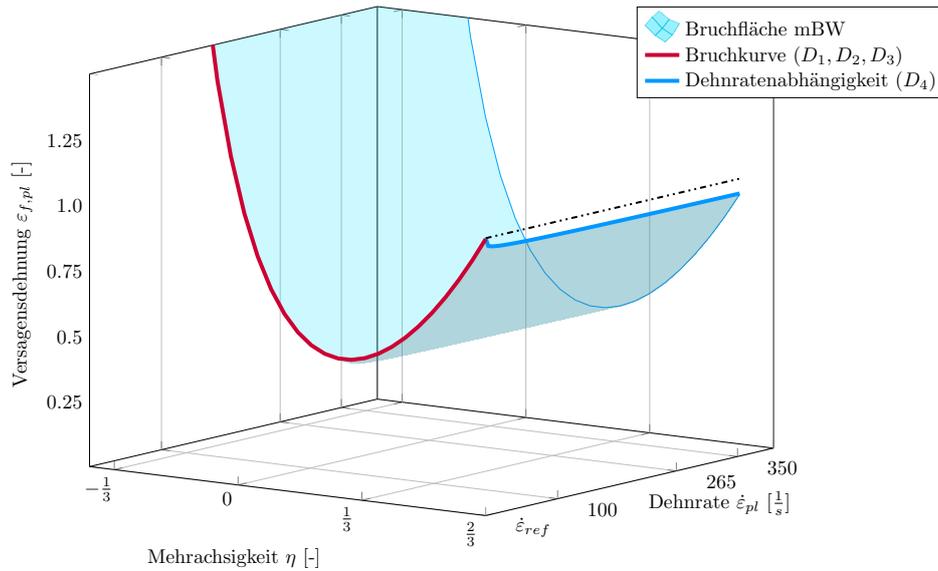


Abbildung 6.3.: Versagensfläche für PC-PET. Eine übersichtliche Zuordnung der Stützpunkte findet sich in [90]

6.4. Methodik zur Parameterbestimmung für das Bruchmodell nach Cockroft-Latham

Für eine Parametrisierung zur Optimierung ist die generelle Gültigkeit des Modells nach Cockroft und Latham (Gl. 2.45) für den jeweiligen Werkstoff zu prüfen. Zur einfacheren Validierung wurde der nach Gl. 2.45 vorgestellte Ansatz zu der von Cockroft und Latham [14] vorgestellten Grundform simplifiziert (Gl. 6.14).

$$D_c = \int_0^{\varepsilon_f} \langle \sigma_1 \rangle d\varepsilon_{pl} \quad (6.14)$$

Aufgrund der guten Datenerfassung (DIC) erfolgt die Bestimmung des Parameters D_c weitgehend experimentell. Hierzu wird jeweils auf die Deformation des gesamten Querschnitts im Kerbgrund der Kerbzugprobe zurückgegriffen. Mithilfe des Maschinenkraftsignals F , der mittleren Längs- und Querdehnung des Querschnitts sowie des Zeitsignals und der zeitlichen Ableitung der Längsdehnung können für unterschiedliche Kerbradien und Geschwindigkeiten wahre Spannungs-Dehnungsverläufe erstellt werden. Die Spannung berechnet sich hier mithilfe des Maschinenkraftsignals und des aktuellen Querschnitts S aus Breite b und Dicke t . Durch Einsetzen der Querdehnung ε_y sowie der Dehnung in Dickenrichtung t (ε_z) in den Ansatz $l = l_0(e^{\varepsilon_z-1})$ ergibt sich Gl. 6.15:

$$S = b \cdot t = b_0(e^{\varepsilon_y-1}) \cdot t_0(e^{\varepsilon_z-1}) \quad (6.15)$$

Unter Verwendung der logarithmischen Dehnung $\varepsilon = \ln(1 + \frac{u}{l_0})$ und der Annahme

$$\varepsilon_y = \varepsilon_z \quad (6.16)$$

ergibt sich mit $\sigma = \frac{F}{S}$ und Gl. 6.17 die wahre Spannung σ_w .

$$\sigma_w = \frac{F}{S_0} e^{-(2\varepsilon_y)} \quad (6.17)$$

Für die zu verwendende plastische Dehnung ε_{pl} wird die von-Mises-Dehnung (siehe Abschnitt 2.2.1) aus den Verzerrungsdaten berechnet. Vereinfacht wird angenommen:

$$\varepsilon_{pl} = \varepsilon - \varepsilon_{el} \approx \varepsilon - 0,02 \quad (6.18)$$

Dadurch lässt sich die Energiedichte nach Gl. 2.45 bzw. 6.14 annähern. Der durch die Annahme eines konstanten elastischen Dehnungsanteils eingebrachte Fehler wächst hierbei mit niedrigeren Bruchdehnungen, d.h. höheren Abzugsgeschwindigkeiten.

Bei einer simulativen Auswertung der Versuchsergebnisse kann von Vereinfachungen wie Gl. 6.16 und 6.18 abgesehen werden, jedoch verlangt diese Methode eine absolut valide Modellierung des mechanischen Werkstoffverhaltens.

Validität des Modells nach Cockroft-Latham für Kunststoffe

Durch die vorgestellte Vorgehensweise und die Versuchsergebnisse (vgl. Kap. 4.2.2) kann davon ausgegangen werden, dass das Cockroft-Latham Versagensmodell nach Gl. 6.14 nicht für die Versagensprädiktion von PC-PET geeignet ist. Für andere Kunststoffe ist eine Verwendung jedoch nicht auszuschließen, weshalb sich eine Überprüfung schon alleine aufgrund der geringen Anzahl an zu bestimmenden Parametern lohnt.

6.5. Abhängigkeit von Versagensmodellierung und konstitutivem Werkstoffmodell

Das zur Bruchparametrisierung verwendete Werkstoffmodell wurde in Kap. 4.2.1 vorgestellt. Insbesondere bei komplexen Modellen mit sich gegenseitig beeinflussenden Hardening- und Softeningmöglichkeiten können bei unterschiedlichen Modellierungen durchaus verschiedene Materialmodelle oder Parameterkombinationen zur Folge haben. Die folgenden Betrachtungen unterstützen die in dieser Arbeit vertretene Annahme, dass die korrekte Modellierung des mechanischen Werkstoffverhaltens für eine erfolgreiche Bruchdetektion mindestens so wichtig ist wie ein hochgenaues Versagensmodell.

Mechanisches Werkstoffverhalten wird vielfach auf Basis von Zugdaten bestimmt. Für PC-PET konnte jedoch gezeigt werden, dass das Fließverhalten und damit auch Hardening- und Softeningverhalten veränderlich mit dem Spannungszustand sind (siehe Kapitel 4.2.1). Während die Fließkurve bei uniaxialem Zug nach Fließbeginn zunächst abfällt und anschließend einen deutlichen Wiederanstieg (Dehnungsverfestigung) zeigt, ist der Einfluss der Dehnungsverfestigung bei höheren Mehrachsigkeiten weniger stark ausgeprägt (vgl. Abb. 4.23). Beim Kerbzugversuch R3 fehlt etwa der Wiederanstieg vollständig.

Nachfolgend werden 3 Materialmodelle verglichen: Modell 1 und 2 basieren auf dem in Abschnitt 4.2.1 vorgestellten Modellierungsansatz mit experimenteller Bestimmung der Softeningparameter. Während die dort präsentierten Hardeningparameter jedoch auf Basis einer Zug-Masterkurve (σ - ε) bestimmt wurden, wurden Modell 1 und 2 entsprechend Kerbzugversuchen und Durchstoßversuchen angepasst. Im Folgenden werden diese als „Biax“ (Modell 1) und „Kerbzug“ (Modell 2) bezeichnet. Hierbei gilt für die Mehrachsigkeit der verwendeten Hardening-Masterkurve:

$$\eta^{Biax} > \eta^{Kerbzug} > \eta^{Zug} \quad (6.19)$$

Für ein drittes Modell (Modell 3) wird das Softeningverhalten als proportional zur volumetrischen Dehnung angenommen (G. 6.20)

$$d_{vol} \cong \varepsilon_{vol,pl} \implies A = B = M = 1 \quad (6.20)$$

Zur Bestimmung der Dehnungsverfestigung werden hier Zugversuche (η^{Zug}) herangezogen. Anders als bei Modell 1 und 2 wird diese jedoch mit einem Ansatz nach G'Sell und Jonas abgebildet (Gl. 6.21) [29].

$$\sigma = \sigma_0 + K(1 - e^{-w\varepsilon_{pl}})e^{h\varepsilon_{pl}^n} \quad (6.21)$$

$(1 - e^{-w\varepsilon_{pl}})$ beschreibt das elastisch-viskoplastische Verhalten, $e^{h\varepsilon_{pl}^n}$ das Hardeningverhalten bei größeren Dehnungen. K , w , h und n sind materialspezifische Parameter. Die Dehnratenverfestigung erfolgt wie in den anderen beiden Modellen nach Johnson und Cook [39].

Um das resultierende gemessene Bruchverhalten zu vergleichen, wurde für die drei Werkstoffmodelle eine Parameterbestimmung analog zum in Abschnitt 4.2.1 vorgestellten Modell durchgeführt. Anschließend wurde jeweils der simulativ-experimentelle Prozess der Stützpunkterstellung zu Optimierung des Bruchmodells (siehe Abschnitt 6.1) durchlaufen. Tab. 6.3 zeigt die hiermit ermittelten Unterschiede bei den Versagensdehnungen. Hierbei darf nicht unerwähnt bleiben, dass insbesondere die Modelle 1 und 2 durch die lange abfallende Fließkurve zu numerischer Instabilität führen. Dadurch werden einzelne Elemente überproportional gedehnt, während andere Teilbereiche weitgehend frei von plastischer Dehnung bleiben.

Interessant ist hierbei, dass etwa bei **Modell 1** (angepasst auf biaxialen Zug, d.h. weitgehend abfallende Masterkurve) die Bruchdehnung unabhängig von Spannungszustand und Dehnraten ähnlich sind. Dies fällt zusammen mit dem sehr späten Wiederanstieg der Fließkurve in etwa diesem Dehnungsbereich. Da die Bruchpunktbestimmung auf Basis äußerer Messgrößen erfolgt, kann sich bis zum Versagen Dehnung in den betreffenden Elementen konzentrieren und erreicht so die ungewöhnlich hohen Werte.

Die Fließkurve von **Modell 2** fällt am idealsten mit dem hauptsächlichen Beanspruchungszustand ($0,33 > \eta > 0,66$) im FGS zusammen und stellt somit theoretisch die beste Wahl dar. Jedoch verhindert auch hier die die sich ergebende numerische Instabilität durch die partiell zu stark abfallende Entfestigung eine erfolgreiche Anwendung.

Modell 3 vernachlässigt die in Abschnitt 4.2.1 vorgestellten experimentellen Daten zur Dehnungsentfestigung. Dadurch fällt der Softeningeffekt sehr schwach aus. Dies bedingt einen schwächeren Hardeningverlauf und somit auch ein längeres Plateau in der Fließkurve. Die ermittelten Bruchdehnungen fallen auch hier vergleichsweise hoch aus.

Die Anrissorte unterscheiden sich dabei von Modell zu Modell. Nicht zuletzt dadurch zeigen auch Verlauf und Mittelwerte von Mehrachsigkeit und Dehnraten unterschiedliche Ergebnisse.

Tabelle 6.3.: Ermittelte Versagensdehnungen durch die Materialmodelle 1, 2 und 3

Versuchsart/ -geschwindigkeit	Plastische Versagensdehnung		
	$\epsilon_{f,pl}^{Modell 1}$	$\epsilon_{f,pl}^{Modell 2}$	$\epsilon_{f,pl}^{Modell 3}$
Zug 0,12 $\frac{mm}{s}$	1,20	1,26	0,84
Kerbzug R3 0,6 $\frac{mm}{s}$	1,04	0,91	0,91
Durchstoß 1,0 $\frac{mm}{s}$	1,39	1,60	1,63
Durchstoß 4,0 $\frac{m}{s}$	1,38	1,41	1,45
Gespannte 3PB 4,0 $\frac{m}{s}$	1,21	1,13	0,96

6.6. Zusammenfassung und Diskussion

Obenstehend wurde die Methode der Bruchparameterbestimmung mithilfe numerischer Simulation beschrieben. Wie bereits bei der Materialmodellierung wird dabei auf einen Reverse-Engineering Ansatz zurückgegriffen. Hierbei wird das mechanische Werkstoffmodell genutzt, um auf Basis von experimentellen Messsignalen den Versuch simulativ nachzustellen. Die lokale plastische Versagensdehnung wird daraufhin simulativ bis zu dem Punkt ausgewertet, an dem das globale experimentelle Signal ein Versagen anzeigt. Die Verläufe von Mehrachsigkeit und Dehnrate an Anrissorten werden über die plastische Dehnung gemittelt und finden als Stützpunkte Eingang in eine numerische Optimierung („Curve Fitting“). Hierbei werden die Bruchparameter des mBW Modells auf Basis der Stützpunkte ermittelt.

Die Formulierung der Optimierungsaufgabe wurde im Hinblick auf die Vielseitigkeit von Kunststoffen bewusst offen gewählt, so dass das gefundene geringste Residuum nicht zwangsläufig die beste numerische Lösung darstellt (Residuum). Dies erfordert auf der einen Seite eine tiefere Kenntnis des Anwenders im Bereich des mechanischen Werkstoffverhaltens, auf der anderen Seite wird so eine kritische Überprüfung der Lösung erzwungen. Durch die Multistart-Methode (vgl. Abschnitt 6.2) ist das Auffinden einer ausreichenden Anzahl an Lösungen garantiert.

Die Ergebnisse für PC-PET zeigen, dass die Methode einfach anwendbar ist und reproduzierbare, belastbare Resultate liefert. So findet etwa keine Mischung von experimentellen und simulativen Messdaten statt, da die Auswertung nach dem Umstieg auf die simulative Ebene ausschließlich dort stattfindet.

Der Designraum zwischen $0 < \eta < 0,33$ beinhaltet - induziert durch die durchführbaren Versuche - keinen Stützpunkt. Dies stellt eine Schwäche der gefundenen Lösung dar, da Gradient und Krümmung des Verlaufs der Bruchkurve $\epsilon = f(\eta)$ dort nicht sicher bestimmt werden können. Auch das absolute Minimum der Bruchkurve kann nur auf Basis theoretischer Annahmen auf $\eta = 0,33$ gesetzt werden.

Generell ist zu konstatieren: Je mehr Stützpunkte zur Verfügung stehen, desto sicherer können Ausreißer lokalisiert und das reale Bruchverhalten angenähert werden. Insbesondere durch die ausgeprägte Versagenstendenz von PC-PET bei uniaxialem Zug wird der Bereich möglicher Versuche stark eingeschränkt.

Abschließend wird die Abhängigkeit des Ansatzes vom jeweils verwendeten Materialmodell dargestellt. So können aufgrund unterschiedlicher Parameter des Werkstoffmodells schon die ermittelten Bruchdehnungen beachtlich voneinander abweichen. Vermieden werden kann dies, indem sowohl Material- als auch Versagensmodell bereits in der Frühphase mit optischen Messdaten validiert werden (DIC). Insbesondere das Fließverhalten kann so effektiv überprüft werden. Die Betrachtung zeigt wiederum auf, dass der simulativ ermittelte Brucheintritt in höchstem Maße von der korrekten Modellierung des lokalen Werkstoffverhaltens abhängig ist.

7

Validierung des modifizierten Versagensmodells nach Bai-Wierzbicki

Nachfolgend wird der Validierungsprozess für das modifizierte Versagensmodell nach Bai-Wierzbicki dargestellt. Beispielhaft erfolgt dies für den Werkstoff PC-PET. Die Validierung hat zum Ziel, die Funktionalität und Gültigkeit des verwendeten bzw. bedateten Modells in Szenarien aufsteigender Komplexität zu überprüfen. Die Komplexitätsstufen lassen sich wie folgt einteilen:

- Probenebene Parameterbestimmung
- Probenebene Validierungsversuch
- Komponentenebene

Die erste Ebene stellt die Parameterbestimmung des Bruchmodells dar. Entsprechend des Residuums aus der Optimierung müssen diese mit geringem Fehler übereinstimmend getroffen werden. Die zweite Ebene erfolgt auf Probenebene, jedoch unter anderen Randbedingungen (Mehrachsigkeit, Dehnrage) sowie mit höherer Komplexität als bei der Parameterbestimmung. Auf Komponentenebene wird die Funktionalität in einem FGS-Bauteil geprüft. Die jeweiligen Versuche werden simulativ nachgestellt und das Material- und Bruchverhalten abgeglichen.

7.1. Validierung auf Probenebene

7.1.1. Probenebene Parameterbestimmung

Der erste Schritt im Parametrierungsprozess hat zum Ziel, Unschärfen in der Stützwertermittlung aufzuzeigen. Durch die Optimierung auf ein geringes Residuum ist die Validität der Stützpunkte bereits berücksichtigt. Die Abweichungen zur Versagensfläche können Abb. 7.1 (rote Punkte) und Tab. 7.1 entnommen werden. Gemäß Gl. 7.1 und 7.2 erfolgt die Berechnung der absoluten $\Delta\varepsilon$ und relativen Abweichungen $\Delta\varepsilon\%$ auf Basis der theoretischen, aus dem Modell $\varepsilon_{f,theor}$, und den simulativ-experimentell ermittelten Versagensdehnungen $\varepsilon_{f,test}$.

$$\Delta\varepsilon = \varepsilon_{f,test} - \varepsilon_{f,theor} \quad (7.1)$$

$$\Delta\varepsilon\% = \frac{\varepsilon_{f,test} - \varepsilon_{f,theor}}{\varepsilon_{f,theor}} \cdot 100\% \quad (7.2)$$

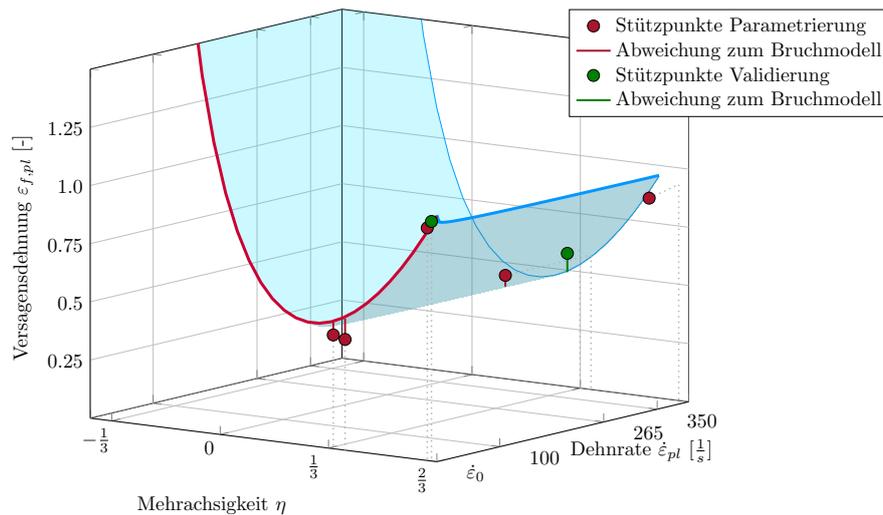


Abbildung 7.1.: Validierung auf Probenebene: Abweichungen von Parametrierungs- und Validierungsversuchen von der ermittelten Versagensfläche

7.1.2. Probenebene Validierungsversuch

Je nach Art der verwendeten Versuche für die Bestimmung der Bruchparameter wurden weitere Versuche zur Validierung unter veränderten Randbedingungen (Dehnrade, Mehrachsigkeit, Komplexität der Probe) durchgeführt. Hierbei werden je nach Wahl der zur Parameterbestimmung herangezogenen Versuche der gespannte 3-Punkt-Biegeversuch, der Durchstoßversuch oder eine T-förmige Biegeprobe verwendet (vgl. Kap. 4.1.2). Aufgrund der gewählten Stützpunkte für die Parametrisierung des Bruchmodells werden v.a. Ergebnisse mit T-Proben dargestellt.

Zur Bestimmung der vorgestellten Bruchparameter wurde ein Stützpunkt verwendet, der auf einem Zugversuch basiert. In Abschnitt 4.3 wurden diese als potentiell problematisch eingestuft, da bei dieser Versuchsart meist niedrigere Bruchdehnungen erreicht werden, als bei Pendelversuchen. Das Minimum der Bruchkurve $f(\eta)$ stellt somit einen Kompromiss zwischen dem Zugzustand im Zugversuch ($\varepsilon_{f,pl} = 0,49$) und im Pendelversuch (Gespannte Dreipunktbiegung: $\varepsilon_{f,pl} = 0,58$) dar.

Der so aus der Parameterkombination resultierende niedrigere theoretische Wert für die T-Probe ($\varepsilon_{f,pl} = 0,51$) führt in diesem Fall zu einem früheren Brucheintreten. In der Praxis durchaus erwünscht, resultiert hieraus eine konservative Tendenz insbesondere für die zugdominierten Bereiche.

Der Durchstoßversuch wurde zu Validierung mit einem größeren Stößeldurchmesser ($D15 = 15mm$) durchgeführt. Hierbei können für quasistatische Versuche mit einer Geschwindigkeit von $1 mm/s$ verglichen mit Stößeldurchmesser D10 höhere Mehrachsigkeiten nahe 0,66 beobachtet werden. Wie aus Tab. 7.1 ersichtlich, kann hier eine sehr niedrige Abweichung von 2,4% erreicht werden. Da die gute Korrelation hier erwartbar ist, wird auf eine Illustration verzichtet. Abb. 7.1 visualisiert die Abweichungen der Validierungsversuche vom berechneten Brucheintritt.

Tabelle 7.1.: Absolute ($\Delta\varepsilon$) und relative ($\Delta\varepsilon\%$) Abweichungen der Versuche zur Parameterbestimmung- und Validierung von der theoretischen Bruchdehnung gemäß dem vorgestellten Versagensmodell mBW

Versuch	$\varepsilon_{f,pl}$ [-]	η_{av} [-]	$\dot{\varepsilon}_{av,pl}$ [$\frac{1}{s}$]	$\varepsilon_{f,theor.}^{mBW}$	Abweichung	
					$\Delta\varepsilon$ [-]	$\Delta\varepsilon\%$ [%]
Parameterbestimmung						
Zug 0,12 $\frac{mm}{s}$	0,489	0,348	0,01	0,548	-0,059	-10,76
Kerbzug R3 0,6 $\frac{mm}{s}$	0,476	0,384	0,17	0,565	-0,089	-15,75
Durchstoß D10 1,0 $\frac{mm}{s}$	1,00	0,637	0,09	0,973	+0,027	+2,78
Durchstoß D10 4,0 $\frac{m}{s}$	0,90	0,636	353	0,929	-0,029	-3,12
Gespannte 3PB 4,0 $\frac{m}{s}$	0,578	0,366	264	0,53	+0,048	+9,05
Validierung						
T-Probe 4,0 $\frac{m}{s}$	0,592	0,332	380	0,511	+0,081	+15,85
Durchstoß D15 1,0 $\frac{mm}{s}$	1,03	0,65	0,07	1,006	+0,024	+2,39

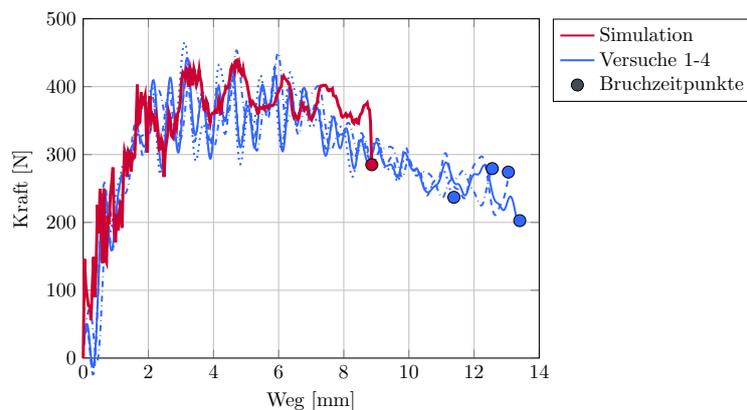


Abbildung 7.2.: Validierung mit T-Proben: Vergleich von F - s -Kurven (ungefiltert) aus Versuch und Simulation bis zum Bruch

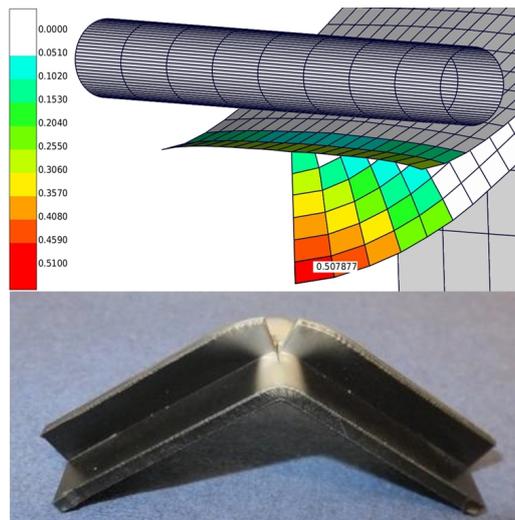


Abbildung 7.3.: Oben: Plastische Dehnung am Anrisselement kurz vor Anriss (T-Probe Halbmodell)
Unten: Deformierte Probe mit sichtbarem Bruch [90]

7.2. Validierung mit Fahrzeugkomponenten

Ziel einer Simulation in der Fußgängerschutzentwicklung ist die korrekte Vorhersage von experimentellen Messgrößen der in Abschnitt 1.1 vorgestellten Impaktoren. Diese werden kinematisch vom Bruchauftreten beeinflusst, was sich direkt (z.B. Beschleunigungen) oder indirekt (lokale Ligamentlängungen bzw. Biegemomente) anhand der gemessenen Signale beurteilen lässt.

Die Simulation von gesamten Fahrzeugen oder einzelner Bauteile ist komplex. Eine Vielzahl an Werkstoffen, Bauteilen und Verbindungstechniken birgt die Gefahr potentieller Modellierungsfehler. Validierungsversuche mit einzelnen oder mehreren Komponenten unter realistischen Bedingungen können daher erst nach erfolgreicher Validierung der Probenebene erfolgen. Sie sind daher der letzte Schritt in der Bruchmodellierung für den Fußgängerschutz.

Komponentenprüfstand Kühlerschutzgitter

Hauptversuch zur komponentenbasierten Validierung ist der in Abschnitt 3.2 vorgestellte Versuch „Kühlerschutzgitter“ unter Verwendung von FGS-Kopfimpaktoren. Validierungsziele sind zum einen, Versagenszeitpunkte und -orte korrekt prognostizieren zu können. Zum anderen ist vor allem auch der Vergleich zwischen Versuch und Simulation von im Kopfimpaktor gemessenen Signalen maßgeblich für den Fußgängerschutz. Eine genaue Beschreibung von Versuchsdurchführung und Korrelationsmethodik ist bei [98] zu finden.

Besonders bei den Versuchen mit 40 km/h kommt es in vielen Bereichen zum Bruch, was sogar in einem Durchschlagen des Impaktors durch das geprüfte Bauteil mündet. Abb. 7.4 zeigt die Bruchorte, Tab. 7.2 ermöglicht deren zeitliche Einordnung. Durch die hohe Dynamik des Versuchs und des frei fliegenden Impaktors ist zur Validierung lediglich die Betrachtung von Brüchen sinnvoll, die bis ca. 20 ms nach Impact auftreten.

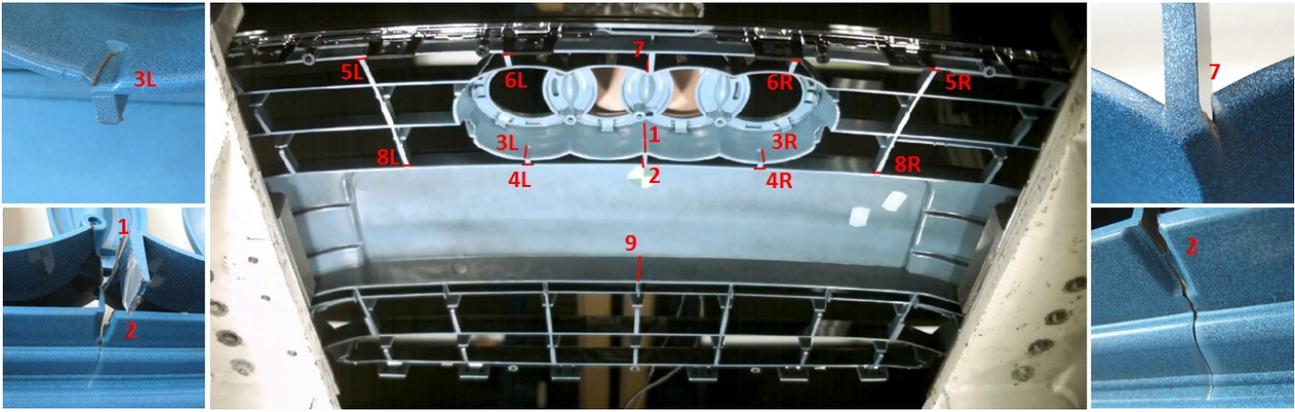


Abbildung 7.4.: Örtliche Darstellung der wichtigsten Brüche mit Bruchverläufen aus Kopfversuchen mit 40 km/h

Die weitere Kinematik ist stark von der Bruchkonstellation bis zu diesem Zeitpunkt abhängig, wobei es durch den statistischen Charakter des Versagens zu einer breiten Variation kommt. Dies wird u.a. deutlich durch die zunehmende Streubreite des Impaktorsignals (vgl. Abb. 7.5).

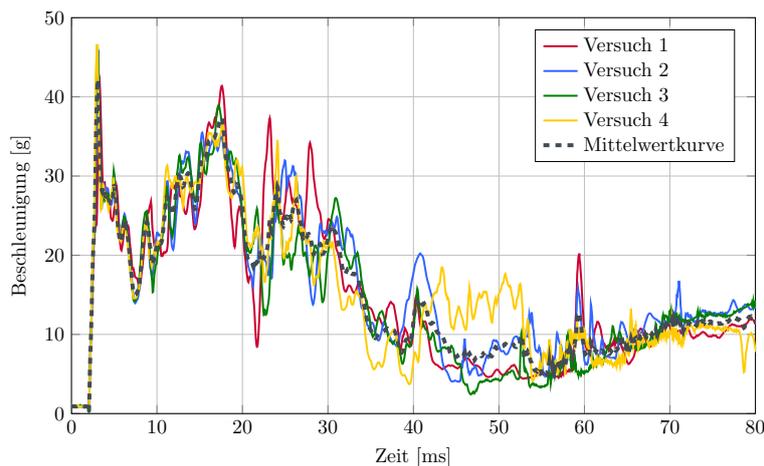


Abbildung 7.5.: Messkurven aus Komponentenversuchen „Kühlerschutzgitter“ mit 40 km/h . Dargestellt ist die Beschleunigungsergebnisse über der Versuchszeit.

Bei der Auswertung des Simulationsmodells kann eine hohe Übereinstimmung der berechneten und versuchsseitigen Brüche konstatiert werden. Trotz der komplexen kinematischen Situation korrelieren die meisten Brüche örtlich und zeitlich mit einer akzeptablen Abweichung von $\pm 2 \text{ ms}$. Tab. 7.2 verdeutlicht diese Korrelation bezüglich Zeit und Ort.

Anhand des Verlaufs der mit dem Kopffimpaktor gemessenen Verzögerung (Resultierende x , y und z) können die größeren Bruchereignisse deutlich detektiert werden.

Trotz guter Übereinstimmung des Bruchbildes können einzelne Brüche simulativ nicht detektiert werden. Abb. 7.6 visualisiert diese Stellen, bei denen es sich im Wesentlichen reproduzierbar um die Bruchstellen 5L, 6L und 9 handelt. Nicht unerwähnt darf hier bleiben, dass diese Brüche nicht in jedem Versuch auftreten.

Tabelle 7.2.: Zeitliches Bruchauftreten bei Komponentenversuchen „Kühlerschutzgitter“ 40 km/h und äquivalenter Simulation mit Versagensmodell mBW. Bruchorte sind Abb. 7.4 zu entnehmen

Bruchort	Versuch Bruchzeitpunkt [ms]	Simulation
1/ 2	6 – 8	7,5
3L/ 3R	12 – 14	16/17
4L/ 4R	15 – 20	10/10,5
5L	15*	–
6L	16*	–
7	21 – 22*	26
8L/ 8R	19 – 22*	18/18,5
9	19 – 20*	–

* Nicht bei allen Versuchen

Gemeinsam ist diesen Stellen ihr Bruchbild: Hochgradig spröde Bruchoberflächen, weitgehend ohne umgebenden Weißbruch, suggerieren einen Bruch, dessen Genese arm an plastischer Deformation ist.

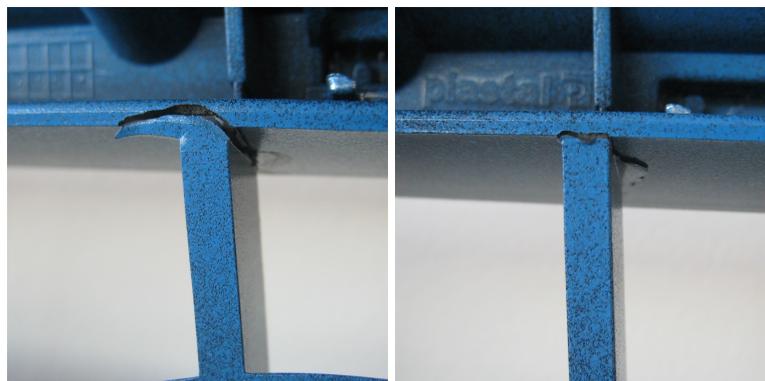


Abbildung 7.6.: Simulativ nicht detektierbare Brüche

Da der Bruch stets an T-Stößen auftritt, kann von einem Kerbwirkungseinfluss ausgegangen werden. Konsequenterweise wird in diesen Bereichen simulativ eine sehr niedrige plastische Dehnung berechnet. Auf die Simulation übertragen tritt ein *out-of-plane* Schubzustand auf, d.h. in Schalenrichtung xz oder yz. Dieser ist mit der verwendeten Schalendiskretisierung nicht berechenbar, wodurch sich eine (schwache) Biegung einstellt.

An Bruchstelle 9 kommt es in der Simulation zu einem Stabilitätsversagen, welches in der Realität nicht auftritt. Hierbei klappt der versuchsseitig senkrecht einreißende Steg um und verhindert so eine lokale Dehnungsüberhöhung an der freien Kante. Auch hier darf nicht unerwähnt bleiben, dass dieses Versagen nicht bei allen Vergleichsversuchen auftritt.

Allgemein sind die Risslängen im Bauteil häufig größer als in der Simulation. Dieser Effekt ist mit der Elementelimination zu argumentieren: Durch die Bildung von Fehlstellen

in der Dimension eines Elementes (1 mm) wird zwar eine Schwächung eingeleitet. Jedoch kann hier weder der lokal überhöhte Spannungszustand einer Risspitze dargestellt werden, noch kann durch immer wieder erfolgende Rissinitiierung die Rissgeschwindigkeit eines instabilen Risses erreicht werden.

Die FGS-spezifischste Validierung ist der direkte Vergleich von Versuch und Simulation anhand der Impaktorsignale. Hierbei wird die Mittelwertkurve aus vier Versuchen mit 40 km/h mit der Simulationskurve mit und ohne Bruchmodell (mit Elementelimination) verglichen (siehe Abb. 7.7). Zunächst fällt das deutlich höhere Verzögerungsniveau der Version ohne Versagen (analog zum Prüfstand Komponente, vgl. Abb. 3.7) auf. Die Simulationskurve mit Versagen korreliert gut mit der Versuchskurve.

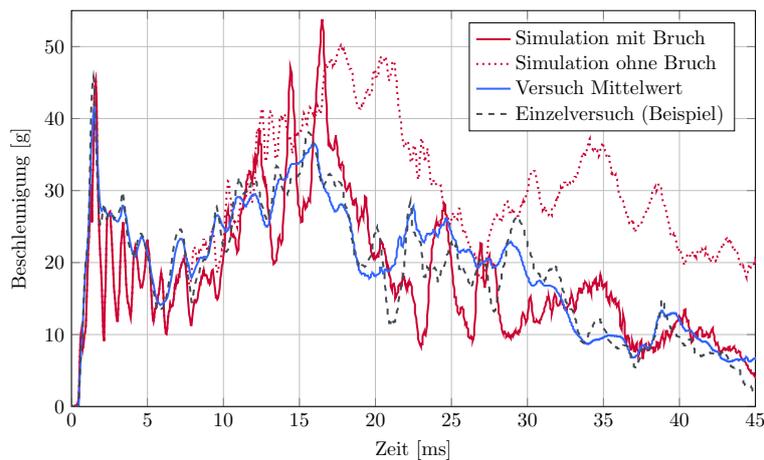


Abbildung 7.7.: Vergleich Versuch (Mittelwertkurve) und Simulation bei Komponentenversuchen „Kühlerschutzgitter“ mit 40 km/h . (Mittelwertkurve, blau). Dargestellt sind ungefilterte Beschleunigungskurven mit und ohne Berücksichtigung von Versagen in der Simulation. [90]

Durch Elementelimination kommt es in der Simulation zu größeren Rissen bzw. Fehlstellen als im Versuch. Anstelle von langen Rissen (Versuch) bilden sich je nach Elementgröße breitere Risse oder Fehlstellen. Dies wirkt u.U. stärker auf die Impaktorkinematik als ein in seiner Breitendimensionen sehr kleiner Riss. Beim Durchschlagen des Impaktors kommt daher der Reibung zwischen Impaktor und Bauteil eine entscheidende Bedeutung zu: Ist sie größer, erhöhen sich die Beschleunigungssignale. Reibungsbestimmungen für dynamische Reibpaarungen mit komplexen Geometrien als Reibpartnern sind jedoch kaum reproduzierbar durchführbar. Durch die Elimination von ganzen Elementen wird das System zudem stärker als im Versuch zum Schwingen angeregt. Dies äußert sich an Überschwängern im Beschleunigungssignal des Impaktors besonders an Zeitpunkten mit erhöhtem Versagensaufkommen.

7.3. Zusammenfassung und Diskussion

Die vorgestellten Validierungsergebnisse umfassen Vergleiche von Simulation und Versuch auf Proben- und Komponentenebene. Dabei wird das Bruchbild ebenso verglichen wie Bruchzeitpunkt, -dehnung und die Randbedingungen des Versagens. Vergleiche von externen Messgrößen, wie Beschleunigungen, dienen auf beiden Ebenen zur Validierung.

Die Validierung zeigt einen hohen Übereinstimmungsgrad der Simulation mit den Versuchen. Auf Probenebene wird dabei beim Vergleich mit Versuchsmittelwerten z.T. eine Korrelation erreicht, die geringer ausfällt als die eigentliche Versuchsstreuung. Insbesondere bei Zugversuchen kann hier eine Streuung um den Mittelwert der Dehnung beim Bruchteitreten beobachtet werden, die deutlich größer ist als 10% (vgl. Abb. 4.28 in Abschnitt 4.3).

Auch auf Komponentenebene kann das Bruchauftreten zum größten Teil korrekt berechnet werden. Einzelne, nicht erkannte Brüche sind auf Schwächen in der Diskretisierung mit Schalenelementen zurückzuführen. Hierbei treten in der Struktur Spannungszustände auf, die in der Schalentheorie vernachlässigt werden (Spannungen in z-Richtung). Es muss konstatiert werden, dass die Annahme von ebenen Spannungszuständen deshalb nur im freien Kontinuum zulässig ist. Die impactorseitig gemessenen Beschleunigungssignale zeigen eine gute Korrelation von (bruchbehafteter) Simulation und Versuch. Demhingegen zeigt eine vergleichend hinzugefügte Simulation ohne Versagen eine deutliche Abweichung der Kurven voneinander. Dies unterstreicht die potentielle Bedeutung der Bruchberechnung für die Fahrzeugauslegung. Eine Berechnung des Validierungsversuches mit Standardmethoden

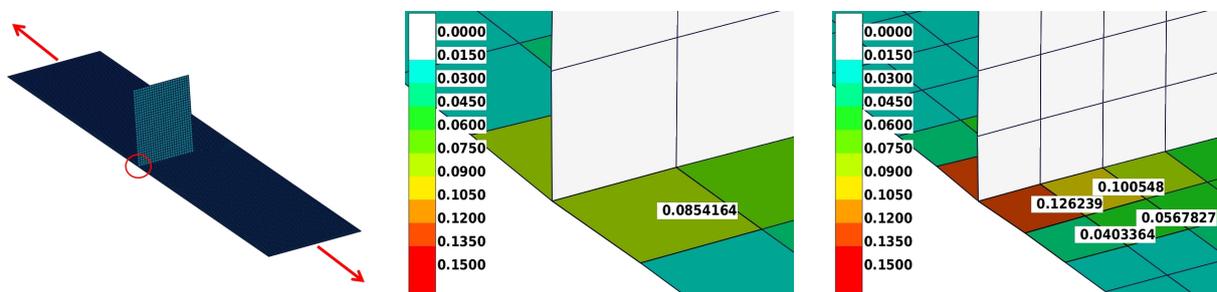


Abbildung 7.8.: „Verschmierung“ von Auswertgrößen wie plastischer Dehnung durch grobe Vernetzung in risskritischen Bereichen. Die Last ist mit roten Pfeilen gekennzeichnet.

aus der Fahrzeugentwicklung (grobe Vernetzung, einfaches elastisch-viskoplastisches Materialmodell, keine Versagensberechnung) zeigt eine ähnliche Performance wie die in Abb. 7.7 gezeigte Variante mit feiner Vernetzung und dem in Abschnitt 4.2.1 vorgestellten Materialmodell ohne Bruchoption (siehe Abb. 8.1). Dies zeigt, dass das globale Bauteilverhalten schon mit den heutigen Methoden gut abgebildet wird.

Jedoch ist die Berechnung des für eine Versagensmodellierung korrekten Spannungs- bzw. Dehnungszustands nur unter der Berücksichtigung der bestehenden lokalen Situation möglich. Die Verwendung von Versagenskriterien wie etwa einer fixen plastischen Versagensdehnung $\varepsilon_{f,pl} = const.$ führt zu einer groben Überschätzung der schädigenden Wirkung von Spannungszuständen, die vom uniaxialen Zustand abweichen (vgl. Bruchfläche PC-PET Abb. 7.1).

Werden FEM Strukturen zu grob diskretisiert, führt dies besonders bei unterintegrierten Schalenelementen zu einer „Verschmierung“ von Bereichen niedriger und hoher plastischer Dehnung. Bruchrelevant sind jedoch insbesondere die Bereiche mit einer Dehnungs- bzw. Spannungsüberhöhung. Abb. 7.8 zeigt einen Vergleich von ε_{pl} an einem T-Stoß einer generischen Struktur.

Rissinitiierung ist ein sehr lokales Phänomen, bei dem die gesamte Belastungshistorie eine Rolle spielt. Daher kann für eine korrekte Bruchmodellierung nicht auf feine Vernetzung und die spezifischen Anforderungen berücksichtigende Werkstoff- und Versagensmodelle verzichtet werden.

8

Diskussion

Nachfolgend wird der vorgestellte Ansatz zur Bruchmodellierung insgesamt diskutiert. Dies erfolgt insbesondere im Hinblick auf dessen Anwendung in der Entwicklung des FGS. Lösungsstrategien für angesprochene Herausforderungen werden aufgezeigt.

Der gewählte wissenschaftliche Ansatz sieht vor, mit einem Minimalaufwand an Modellierungsmaßnahmen und unter Berücksichtigung der Realisierbarkeit des Ansatzes in der Praxis, Kunststoffversagen in Automobilkomponenten des FGS besser berechenbar zu machen.

Um den Anwendungsbereich eines möglichen Versagensmodells einzugrenzen, wurden die typischen Randbedingungen für Kunststoffbruch im FGS untersucht. Dadurch sind Einschränkungen möglich, die eine fokussierte Modellierung des Bruchs vereinfachen und das Versuchsportfolio auf ein benötigtes Maß begrenzen machen. Numerische Anforderungen, wie z.B. die verwendete Schalendiskretisierung, erlauben Annahmen, die zu einer Vereinfachung des vorgestellten Versagensmodells führen. Die angenommene Spannungsfreiheit in z-Richtung des Elements (plane stress) kann jedoch an geometrisch komplexen Orten wie T-Stößen lokal nicht gehalten werden. Belastungszustände, die in der Schalentheorie (siehe Abschnitt 2.3) vernachlässigte Spannungskomponenten verursachen, sind somit nicht korrekt berechenbar.

Der vorgestellte Weg der experimentellen Werkstoffcharakterisierung legt sein Augenmerk, insbesondere beim Bruch, auf reproduzierbare Ergebnisse und einer den Randbedingungen des FGS gerecht werdenden Dynamik. Wie die Untersuchungen mit Zugproben zeigen, ist hier insbesondere die Reproduzierbarkeit des Versagens problematisch. Brüche sind versuchsseitig im freien Kontinuum mangels Auslöser („Trigger“) schwierig vorherzusagen, während diese Auslöser in Form von Querschnittsprüngen oder Kerben im Rahmen der Modellierung herausfordernd sind. Durch Annäherung der Versuchstechnik an das Einsatzspektrum (dynamische Biegung) wird dieser Modellierungsunschärfe erfolgreich begegnet.

Das komplexe Bruchverhalten von PC-PET und die starke Abhängigkeit auch des mechanischen Werkstoffverhaltens von Kerbwirkung und Mehrachsigkeit macht die Materialcharakterisierung zu einer Herausforderung, führt jedoch zu einem Modellierungsansatz, der vielfältige Materialspezifika abbilden kann und deshalb auch erfolgversprechend auf andere Kunststoffe übertragbar ist.

Die vorgestellte Parameterbestimmung des Versagensmodells mittels numerischer Optimierung wurde als ausführbares Programm mit grafischer Benutzeroberfläche (siehe [18]) umgesetzt. Damit ist sowohl eine benutzerfreundliche Möglichkeit zur Parameteroptimierung als auch eine Möglichkeit zur ersten Plausibilisierung von Versagensmodellen gegeben.

Das modifizierte Bruchmodell nach Bai-Wierzbicki zeigt für PC-PET eine gute Korrelation des Bruchverhaltens in Simulation und Versuch auf Proben- wie auch auf FGS-relevanter Komponentenebene. Versagen kann sowohl zeitlich als auch örtlich zuverlässig prognostiziert werden.

Generell muss die simplifizierte, praxisorientierte Abbildung eines komplexen Ereignisses wie dynamisches Kunststoffversagen kritisch betrachtet werden. Während ein Simulationsmodell bei identischen Randbedingungen stets gleichbleibende Ergebnisse liefert, ist Versagen ein kaum auf wenige Parameter reduzierbares Ereignis. Der (offenkundig) statistische Charakter lässt sich nicht vollständig mit bekannten Effekten erklären. Das können mit gängigen Messmethoden nicht messbare Oberflächenfehler, nicht modellierte Materialfehler (z.B. Lunker) oder schlichtweg Unregelmäßigkeiten im molekularen Aufbau sein. All diese und andere Phänomene verschwimmen letztlich im Begriff „Versuchsstreuung“. So basieren alle Annahmen grundsätzlich auf Experimenten, deren vollständige Randbedingungen (und die der Versuchsauswertung) nie vollständig bekannt sein können.

Letztlich wird mit höherer Komplexität eines Modells zweifellos dessen potentielle Berechnungsgenauigkeit gesteigert. Jedoch nimmt auch die Anzahl der zu bestimmenden Parameter zu, was schnell zu undetektierbaren Unschärfen und Fehlern im Bestimmungsprozess führen kann. Stets sollte hinterfragt werden, welche Phänomene des Werkstoff- und Versagensverhaltens modelliert werden sollen und was mit der zur Verfügung stehenden Messtechnik geleistet werden kann. So wird eine Modellierung des Fließverhaltens als $f = f(\eta)$ unweigerlich die genaue Validierung mithilfe von DIC-Daten für verschiedene Versuchsarten notwendig machen. Dies ist insbesondere bei hochdynamischen Versuchen mit größeren Deformationen nicht zuletzt in der Bildgebung problematisch (Hochgeschwindigkeits-DIC mit gleichzeitig hoher Tiefenschärfe, etwa für schnelle Durchstoßversuche).

Heute existieren mehr als 200 verschiedene Kunststoffarten. Durch die Modifikation mit diversen Zuschlagstoffen entstehen daraus unzählbar viele verschiedene Kunststoffvarianten. Das Spektrum an Eigenschaften wird noch erweitert durch Veränderungen, die sich bei der Verarbeitung und Lagerung manifestieren. Die Streuung von Materialkennwerten kann jedoch auch schon bei Verwendung eines Thermoplasten aus ein und derselben Charge durch unterschiedliche Spritzgießparameter oder Produktgeometrien zum Tragen kommen. Dieser Effekt wird deutlich beim Vergleich von dünnen mit dicken, aber auch von bearbeiteten mit direkt spritzgegossenen Probekörpern. Beim Einsatz z.B. in einer (toleranzbehafteten) Automobilkomponente ist es unwahrscheinlich, genau die Materialgüte des Probenversuchs zu erreichen.

Die Prognosequalität eines Versagensmodells ist direkt abhängig vom mechanischen Werkstoffmodell, auf dem seine Berechnungsgrößen basieren. Folglich ist der Ansatz zur Modellierung des mechanischen Werkstoffverhaltens, insbesondere bei Reverse-Engineering-Methoden, immer kritisch zu hinterfragen.

Insbesondere bei grober Diskretisierung stellt die simulative Darstellung von Rissen mittels Elementelimination eine unphysikalische Modellierung dar. So wird statt einer linienförmigen flächenförmige Störung in die Struktur eingebracht. Dies schwächt zum einen die Struktur stärker, auf der anderen Seite können die Spannungsgradienten an der Risspitze durch deren geometrische Vergrößerung nicht dargestellt werden.

Die Elimination stellt so eine fortlaufende Rissneuintiierung und kein Rissfortschreiten dar. Dies führt u.a. dazu, dass der Rissverlauf nicht schneller sein kann, als der verwendete Berechnungszeitschritt (explizite Berechnung). Instabiles, sich mit Körperschallgeschwindigkeit ausbreitendes Risswachstum, ist somit nicht darstellbar.

8.1. Praxisrelevanz der Bruchsimulation für die Fahrzeugsicherheit

Im Anschluss an die wissenschaftlichen Betrachtungen wird nachfolgend diskutiert, inwieweit ein Ansatz wie der vorgestellte industriell angewandt werden kann. Hierfür muss zunächst der Stand der Technik in der rechnergestützten Fahrzeugentwicklung betrachtet werden.

Üblicherweise werden Fahrzeugstrukturen aus Kunststoff so ausgelegt, dass ein unplanmäßiges Versagen in der Praxis äußerst unwahrscheinlich ist. Aus diesem Grund war die konkrete Berechnung von Kunststoffbruch für die meisten Disziplinen der Fahrzeugentwicklung bisher kaum von Bedeutung. Die verwendeten mechanischen Werkstoffmodelle basieren meist auf Ansätzen, die ursprünglich für Metalle entwickelt wurden (elastisch-viskoplastisch).

Darüber hinaus ist es schwierig, die Vielzahl an verwendeten polymeren Werkstoffen mit einfachen, wenigen Ansätzen physikalisch korrekt zu berechnen. Aufgrund der Vielzahl an notwendigen Berechnungen wird eine Modellierung (Werkstoff und Struktur) angestrebt, die so einfach wie möglich ist. Auch so werden jedoch robuste Ergebnisse mit akzeptabler Abweichung von Versuchen erzielt. Das Ziel dabei ist, die hervorgerufenen Deformationen und Kräfte global korrekt abzubilden, was lokal jedoch zu Unterschieden führen kann. Hierbei wird meist eine Diskretisierung gewählt, die zur Vermeidung zu langer Berechnungszeiten mit minimalen Elementkantenlängen zwischen 3 und 5 mm auskommt. Bruch wird üblicherweise nicht abgebildet. Eingesetzte Bruchkriterien berücksichtigen dabei weder Spannungszustand noch Belastungsgeschwindigkeit.

Wie gezeigt, stellt das komplexe Deformationsverhalten von Kunststoffen hohe Anforderungen an die Modellierung des mechanischen Werkstoffverhaltens und die Diskretisierung der Strukturen. Versagen ist (initial) ein sehr lokales Phänomen, wodurch im direkten Umfeld eine hohe Anzahl an Integrationspunkten in der Berechnung erforderlich wird. Dies kann durch die Verwendung vollintegrierter Elemente mit geringer Kantenlänge erreicht werden.

Die vorgestellten Modelle zur Simulation von mechanischem Werkstoffverhalten und Versagen wurden für unverstärkte Kunststoffe entwickelt. Die Bandbreite der im FGS eingesetzten Werkstoffe umfasst insbesondere für Strukturbauteile auch glasfaserverstärkte Thermoplaste.

Für den vorgestellten Modellierungsansatz ist eine direkte Adaption aufgrund des dominierenden elastischen Anteils und der nicht untersuchten Schädigungsmechanismen nicht möglich.

Die verwendete Methodik (Reverse-Engineering) zur Material- und Bruchcharakterisierung erlaubt es, vergleichsweise schnell vom neuen Werkstoff zum fertig bestimmten Werkstoff- und Versagensmodell zu kommen. Dies ist von fundamentaler Bedeutung: Werden neue Werkstoffe eingesetzt, ist es notwendig, diese möglichst schnell validiert berechnen zu können. Die Konzentration des Ansatzes auf überwiegend globale Messgrößen und Pendelversuche ermöglicht einen hohen Grad an Automatisierbar- und Reproduzierbarkeit und ist deshalb gut geeignet für einen industriellen Einsatz.

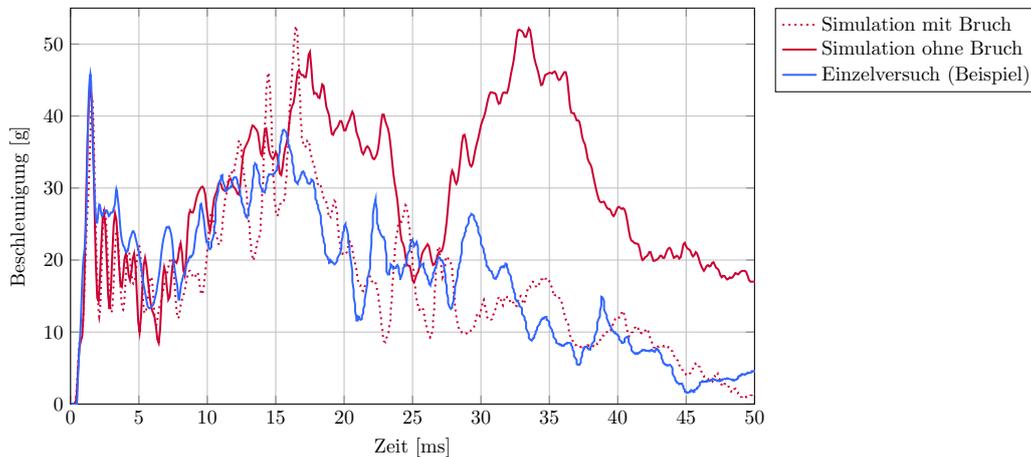


Abbildung 8.1.: Vergleich Versuch (Einzelversuch) und Simulation bei Komponentenversuchen „Kühlerschutzgitter“ mit 40 km/h . Dargestellt sind Beschleunigungskurven mit und ohne Berücksichtigung von Versagen in der Simulation. Die Werte der roten Kurve stammen aus einer Simulation mit einem Serienmaterialmodell der Fahrzeugentwicklung

Durch die erfolgreiche Validierung an echten Fahrzeugstrukturen wurde die grundsätzliche Praxistauglichkeit bereits gezeigt. Jedoch stehen einer unmittelbaren Anwendung die genannten Herausforderungen im Wege, die durch eine Reihe an Maßnahmen behoben werden könnten. Wie aus Abb. 8.1 ersichtlich, wird mit den aktuellen Methoden das Bauteilverhalten ausreichend genau abgebildet - solange nicht von Werkstoffversagen ausgegangen werden muss. Aufgrund des hohen Aufwands für Vernetzung und Modellbedatung ist die Anwendung des Ansatzes nur für Werkstoffe oder Komponenten sinnvoll, bei denen Versagen konstruktiv nicht ausgeschlossen werden kann oder muss. Auch Sollbruchstellen erfordern eine genauere Modellierung von Werkstoff und Struktur.

8.2. Integrationsstrategien für Bruchsimulation in industriellen Anwendungen

Einer direkten industriellen Anwendung des vorgestellten Ansatzes zur Versagensmodellierung, z.B. in der Entwicklung der Fahrzeugsicherheit, stehen zwei Herausforderungen gegenüber.

Zum einen das Problemfeld von Diskretisierung und lokaler Versagensabbildung: In Abschnitt 7 wurde gezeigt, dass bestimmte Deformationszustände und Bruchmoden mit einer Schalendiskretisierung nicht abgebildet werden können. Spannungsüberhöhungen (etwa an T-Stößen) werden zum einen durch lokal auftretende mehrachsige Spannungszustände, aber auch durch Kerbwirkungen verursacht. Kerbwirkungen sind aus der Berechnung in der Betriebsfestigkeit bekannt und sind auf Basis von Nennspannungen und Kerbwirkungszahlen analytisch für einfache Strukturen bestimmbar. Haybach schlägt vor, eine ausreichend feine Vernetzung an Stellen mit erwarteter Kerbwirkung vorzusehen [35].

Ziel einer Lösung für die FEM kann sein, eine Vorschädigung in Abhängigkeit von der Kerbwirkung als Funktion geometrischer und fertigungstechnischer Faktoren (z.B. Kerbradien) zu bestimmen. Dies kann schließlich zu einem initialen Herabsetzen der gültigen Versagensdehnung in einschlägigen Bereichen führen.

Die zweite Herausforderung besteht darin, einzelne Brüche lokal detektieren zu können, ohne den generellen Rechenaufwand global analog heraufzusetzen. Dieser Mehraufwand resultiert überwiegend aus viel kleineren Berechnungszeitschritten und einer höheren Anzahl an Gauss Punkten für eine Vernetzung mit höherer Auflösung. Es existieren Lösungen zur parallelen Berechnung zweier Berechnungsmodelle. Die ESI Group nennt dieses Verfahren *Multi-Model-Coupling*, in Abaqus heißt es *Submodeling*. Hiermit ist es möglich, einen feiner diskretisierten Abschnitt eines Modells mit einem eignen, kleineren Berechnungszeitschritt, parallel zu einem gröber diskretisierten Strukturabschnitt (größerer Berechnungszeitschritt) zu berechnen, so dass die Gesamtberechnungszeit ähnlich bleibt [23]. Auch Haybach nennt bereits derartige Konzepte zur effektiveren Berechnung von Kerbwirkungen [35].

Bei Verwendung von Volumenelementen für die fein vernetzten Bereiche existiert bereits eine Remeshingtechnologie, die eine dynamische Nachvernetzung lokaler Bereiche beim Überschreiten einer Triggergröße (plastische Dehnung, etc.) in Echtzeit erlaubt [24]. Jedoch ist auch hiermit nachträglich keine feinere Abbildung von Details in der Geometrie (Radien, etc.) möglich.

Zusammenfassung und Ausblick

9.1. Zusammenfassung

Im Rahmen der Arbeit wird das Versagensverhalten von thermoplastischen Kunststoffen im Allgemeinen und am Beispiel von PC-PET im Speziellen untersucht. Die Erkenntnisse werden in einem FEM-Simulationsmodell zur Modellierung des mechanischen Werkstoff- und Versagensverhaltens mit 2D-Elementen umgesetzt. Dies erfolgt unter der Berücksichtigung von Anforderungen, wie sie aus dem Entwicklungsumfeld der Fahrzeugsicherheit (Fußgängerschutz) entstehen. Ziel ist, das komplexe Bruchverhalten von Thermoplasten durch die Einschränkung auf diese Anforderungen mit hoher numerischer und experimenteller Effektivität physikalisch korrekt zu beschreiben und in Simulationen FGS-spezifischer Komponenten- und Fahrzeugtests erfolgreich einzusetzen. Die Prognosegenauigkeit von Fahrzeugsimulationen soll hiermit gesteigert werden.

Der behandelte Werkstoff PC-PET wird im Kühlerschutzgitter des Audi A6 eingesetzt. Diese Komponente dient als Referenzkomponente sowohl bei der Untersuchung des Bruchverhaltens als auch bei der Beurteilung des entwickelten Versagensmodells.

Mithilfe von Voruntersuchungen und einer Recherche zum Stand der Technik wird der derzeitige Wissensstand zum Bruch thermoplastischer Kunststoffe präsentiert. Um Kunststoffbruch anwendungsbezogen untersuchen zu können, wurden Komponentenprüfstände entwickelt, die eine detaillierte Untersuchung des Bruchverhaltens unter FGS-nahen Test-szenarien mit FGS-Impaktoren ermöglichen. Die Auswertungen von Hochgeschwindigkeitsaufnahmen und REM Bildern der Versagensoberflächen belegen einen durch plastische Dehnungen und zugdominierte Spannungszustände induzierten Bruchmodus.

Die Bestimmung des mechanischen Werkstoff- und des Versagensverhaltens erfolgt mithilfe von Probenversuchen. Es wird ein Versuchsportfolio präsentiert, mit dem die wichtigsten Phänomene des Werkstoffverhaltens von PC-PET erfasst werden können. Neben Zug-, Schub- und Kerbzugversuchen wird vorwiegend auf dynamische Pendelschlagversuche bei unterschiedlichen Probengeometrien zurückgegriffen. Dadurch kann eine große Bandbreite an Spannungszuständen und Dehnratenbereichen abgedeckt werden.

Für PC-PET konnte neben einer ausgeprägten Zug-Druck-Asymmetrie des Fließbeginns eine ähnliche Querkontraktion für Elastizität und Plastizität ermittelt werden. Eine deutliche Dehnungsentfestigung konnte festgestellt werden, die für steigende Dehnungen von einem Verfestigungseffekt überlagert und verdrängt wird. Die für Kunststoffe oft dominante Dehnratenverfestigung fällt moderat aus.

Beim Bruchverhalten bestätigt sich die mithilfe von Voruntersuchungen getroffene Annahme eines zugdominierten Versagens. Bei dynamischen Schubversuchen kann für den Anrissbereich auf einen zugdominierten Spannungszustand geschlossen werden. Durchstoßversuche (biaxialer Spannungszustand, $\eta = \frac{2}{3}$) führen hingegen zu Versagensdehnungen, die deutlich über denen von Versuchen sind, die Spannungszustände nahe dem uniaxialen Zug ($\eta = \frac{1}{3}$) erzeugen.

Insbesondere für dynamische Versuche mit Zugproben konnte überdies eine Tendenz zum verfrühten Versagen beobachtet werden. Dies ist zum einen auf eine generell größere Wahrscheinlichkeit für Fehlstellen an der relativ großen Oberfläche zurückzuführen, zum anderen konnte eine Abhängigkeit vom Fertigungsverfahren festgestellt werden. Maschinenschwingungen bei hochdynamischen Zugversuchen begünstigen das verfrühte Versagen zusätzlich.

Die Parameterbestimmung des mechanischen Werkstoffmodells erfolgt anschließend mit einem Reverse-Engineering Verfahren, bei dem versuchsseitig gemessene Signale aus Pendelschlagversuchen das Optimierungsziel im Rahmen von Simulationen der Versuche mit parametrisierten Werkstoffmodellen sind.

Die Modellierung des Werkstoffverhaltens berücksichtigt die komplexe Plastizität thermoplastischer Kunststoffe. Sie beinhaltet die Zug-Druck-Asymmetrie des Fließbeginns, Dehnungsver- und Entfestigung und Dehnratenverfestigung.

Für die Modellierung des Werkstoffversagens werden dehnungsbasierte Modelle betrachtet, die die Abhängigkeit des Kunststoffversagens von Belastungszustand (Spannungsmehrachsigkeit) und Belastungsgeschwindigkeit (Dehnrates) berücksichtigen. Um ein möglichst einfaches Modell mit einer gleichzeitig variablen mathematischen Formulierung zu gewährleisten, wird eine Simplifizierung des Versagensmodells nach Bai und Wierzbicki vorgenommen. Hierbei entsteht ein Modell, bei dem die plastische Versagensdehnung $\varepsilon_{f,pl}$ eine Funktion der Spannungsmehrachsigkeit η und der plastischen Dehnrates $\dot{\varepsilon}_{pl}$ ist. Aus Voruntersuchungen resultierende Anforderungen, wie ein asymptotischer Anstieg der Bruchdehnung bei druckdominierten Spannungszuständen und ein möglicher Wiederanstieg der Versagensdehnung bei steigenden Mehrachsigkeiten $\eta > \frac{1}{3}$, sind hier mathematisch integriert. Bei der Berechnung des simulativ durch Elementelimination dargestellten Brucheintritts wird mittels kontinuierlicher, linearer Akkumulation der Schädigung auf die gesamte Belastungshistorie zurückgegriffen.

Für die Bestimmung von Bruchdehnungen aus den Versuchen werden diese unter Verwendung des zuvor bestimmten mechanischen Werkstoffmodells nachsimuliert. Die in den Versuchen detektierte Rissinitiierung wird simulativ ausgewertet und der Versagensbeginn bei $\varepsilon_{f,pl}$ zusammen mit der resultierenden Spannungsmehrachsigkeit η_{av} und der plastischen Dehnrates $\dot{\varepsilon}_{pl,av}$ erfasst.

Die Parameterbestimmung aus diesen Stützpunkten erfolgt schließlich mit einem gradientenbasierten Optimierungsverfahren durch Regression des modifizierten Modellierungsansatzes nach Bai-Wierzbicki auf die experimentell-simulativ bestimmten Stützpunkte.

Abschließend wird auf die starke Abhängigkeit des simulationsseitigen Brucheintritts vom modellierten mechanischen Werkstoffverhalten eingegangen.

Zur Validierung wird auf Probenversuche zurückgegriffen, deren Belastungszustände denen in Fahrzeugkomponenten des FGS vorkommenden ähnlich sind (verrippte Stukturen).

Die Validierung auf der komplexen Komponentenebene wird mit FGS-nahen Komponentenversuchen durchgeführt, auf Basis derer eingangs Voruntersuchungen zum Kunststoffbruch durchgeführt wurden. Hierbei wird ein FGS-Kopfpimpaktor auf das Kühlerschutzgitter des Audi A6 geschossen.

Auf beiden Ebenen kann mithilfe des ermittelten Versagensmodells für PC-PET eine gute Korrelation hinsichtlich Anrissort und -zeitpunkt erreicht werden.

Abschließend kann konstatiert werden, dass der vorgestellte, anwendungsorientierte Ansatz zur Bruchmodellierung von Kunststoffen eine sinnvolle und vielversprechende Ergänzung simulationsgestützter Entwicklung im FGS darstellt. Die höhere erzielbare Prognosegenauigkeit bei lokalen Bruchereignissen (z.B. Auslegung Sollbruchstellen) im Vergleich mit derzeit industriell eingesetzten Simulationsmethoden kann insbesondere durch Anwendung von vorgeschlagenen Remeshing-Methoden und Parallelisierung der Berechnung in ein gutes Verhältnis zum Mehraufwand gebracht werden. Bisher vorwiegend auf Bruchvermeidung ausgelegte Kunststoffkomponenten im Fahrzeug können damit vielseitiger und effizienter ausgelegt werden.

9.2. Ausblick

Durch die in Abschnitt 8.2 angesprochenen Methoden kann der vorgestellte Ansatz praxisgerecht weiterentwickelt werden. Eine Abbildung von Bruch in faserverstärkten spritzgegossenen Kunststoffen (FVK) wurde mit dem vorgestelltem Modell nicht überprüft und ist aus Gründen unterschiedlicher Materialcharakteristika fraglich. In FVK ist der elastische Anteil der Dehnung dominant. Dadurch kann hier die Abbildung von viskoelastischen Effekten für die Versagensmodellierung notwendig sein. Unbestritten ist der Einfluss von Faseranteil, -lage, -orientierung und -länge auf das mechanische Werkstoff- und Bruchverhalten. Hier ist es notwendig, die lokale Faserorientierung bereits bei Werkstoff- und Versagensmodellierung zu berücksichtigen. Da viele Strukturbauteile im Fahrzeug bereits heute faserverstärkt sind, stellt dies ein wichtiges und praxisrelevantes Themenfeld für zukünftige wissenschaftliche Untersuchungen dar.

Hinsichtlich der Modellierung des mechanischen Werkstoffverhaltens sind im vorgestellten Ansatz einige Annahmen getroffen worden. So sind Versagens- und Werkstoffmodell nicht gekoppelt. Weiterführende Untersuchungen über das Schädigungsverhalten von Kunststoffen in Abhängigkeit verschiedener Belastungszustände wären hier wünschenswert. Eine durch Dehnratenentfestigung (Softening) hervorgerufene potentielle numerische Instabilität in der Berechnung könnte durch ein vom aktuell herrschenden Spannungszustand abhängigen Fließverhalten besser kontrolliert werden. Wird etwa ein Bereich mit höherer Spannungsmehrachsigkeit einer größeren Dehnung unterworfen, so nähert sich dessen Mehrachsigkeit üblicherweise uniaxialem Zug an. Für diesen Fall jedoch konnte ein numerisch deutlich stabileres Verhalten ermittelt werden als für Zustände hoher Mehrachsigkeit (vgl. Abb. 4.23).

Die Temperaturabhängigkeit im Bruch von Kunststoffversagen wurde im vorgestellten Ansatz aufgrund der Anforderungen (Kap. 3) nicht berücksichtigt. Diesbezügliche detailliertere Untersuchungen, auch für andere Thermoplaste, sollten in zukünftigen Folgearbeiten vorgesehen werden.



Literaturverzeichnis

- [1] ALTENBACH, H. : *Kontinuumsmechanik - Einführung in die materialunabhängigen und materialabhängigen Gleichungen*. Berlin : Springer Verlag, 2015
- [2] ANDERSON, T. L.: *Fracture Mechanics: Fundamentals and Applications*. 3. Boca Raton : Taylor & Francis Group, 2005. – 630 S. – ISBN 978-1-42005-821-5
- [3] ANGERMANN, A. ; BEUSCHEL, M. ; RAU, M. ; WOHLFARTH, U. : *Matlab - Simulink - Stateflow*. München : De Gruyter Oldenbourg Verlag, 2014. – ISBN 978-3-486-85910-2
- [4] BAI, Y. : *Effect of loading history on necking and fracture*, Massachusetts Institute of Technology, Dissertation, 2008
- [5] BAI, Y. ; WIERZBICKI, T. : A new model of metal plasticity and fracture with pressure and Lode dependence. In: *International Journal of Plasticity* 24 (2008), jun, Nr. 6, S. 1071–1096. – ISSN 0749-6419
- [6] BAI, Y. ; WIERZBICKI, T. : A comparative study of three groups of ductile fracture models. In: *Engineering Fracture Mechanics* 135 (2015), S. 147–167. – ISSN 0013-7944
- [7] BAIER, H. ; SEESSELBERG, C. ; SPECHT, B. : *Optimierung in der Strukturmechanik*. Dortmund : LSS Verlag, 2006. – ISBN 978-3-322-90701-1
- [8] BAO, Y. ; WIERZBICKI, T. : On the cut-off value of negative triaxiality for fracture. In: *Engineering Fracture Mechanics* 72 (2005), Nr. 7, S. 1049–1069. – ISSN 0013-7944
- [9] BASARAN, M. : *Stress State Dependent Damage Modeling with a Focus on the Lode Angle Influence*, RWTH Aachen, Dissertation, 2011. – 147 S.
- [10] BAUR, E. ; BRINKMANN, S. ; OSSWALD, T. ; RUDOLPH, N. ; SCHMACHTENBERG, E. : *Saechtling Kunststoff Taschenbuch*. 31. Hanser Verlag, 2013. – ISBN 978-3-446-43442-4
- [11] BETTEN, J. : *Kontinuumsmechanik*. Berlin : Springer Verlag, 2001
- [12] BØRVIK, T. ; HOPPERSTAD, O. ; BERSTAD, T. : On the influence of stress triaxiality and strain rate on the behaviour of a structural steel. Part II. Numerical study. In: *European Journal of Mechanics - A/Solids* 22 (2003), jan, Nr. 1, S. 15–32. – ISSN 0997-7538
- [13] CHOUNG, J. M. ; CHO, S. R.: Study on true stress correction from tensile tests. In: *Journal of Mechanical Science and Technology* 22 (2008), Nr. 6, S. 1039–1051
- [14] COCKROFT, M. ; LATHAM, D. : Ductility and the workability of metals. In: *Journal of the institute of metals* 96 (1968), S. 33–39

- [15] COPPOLA, T. ; CORTESE, L. ; FOLGARAIT, P. : The effect of stress invariants on ductile fracture limit in steels. In: *Engineering Fracture Mechanics* 76 (2009), Nr. 9, S. 1288–1302
- [16] DELHAYE, V. : *Behaviour and modelling of polymer for crash applications*, NTNU Trondheim, Dissertation, 2010
- [17] ECKSTEIN, A. : *Zur Theorie und Finite-Elementen-Simulation von Schalen mit großen inelastischen Dehnungen und duktilen Schädigungen*, Ruhr-Universität Bochum, Dissertation, 1999
- [18] EIPERLE, P. : *Numerical optimization of fracture models for crash simulation in pedestrian protection*, TU München, Master Thesis, 2015
- [19] EL-SAYED, H. ; BARTON, D. ; ABDEL-LATIF, L. ; KENAWY, M. : Experimental and numerical investigation of deformation and fracture of semicrystalline polymers under varying strain rates and triaxial states of stress. In: *Plastics, Rubber and Composites* 30 (2001), S. 82–87. – ISSN 1465–8011
- [20] EPEE, A. ; LAURO, F. ; BENNANI, B. ; BOUREL, B. : Constitutive model for a semi-crystalline polymer under dynamic loading. In: *International Journal of Solids and Structures* 48 (2011), Nr. 10, S. 1590–1599
- [21] ESTEVEZ, R. ; TIJSSSENS, M. G. a. ; VAN DER GIESSEN, E. : Modeling of the competition between shear yielding and crazing in glassy polymers. In: *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* 48 (2000), S. 2585–2617. – ISSN 0022–5096
- [22] GRELLMANN, W. ; BIERÖGEL, C. ; REINCKE, K. : *Lexikon der Kunststoffprüfung*. Polymer Service Merseburg GmbH <http://wiki.polymerservice-merseburg.de/index.php/Hauptseite>
- [23] GREVE, L. : Advances in Fracture Modeling for Crash Simulation Using the Multi-model Coupling Method. In: *VDI Berichte* 2031 (2008), S. 587–601. – ISSN 0083–5560
- [24] GREVE, L. : Simulation des Bruchverhaltens mit automatischer lokaler Netzverfeinerung. In: *VDI-Berichte Nr. 2107*, 2010, S. 169–181
- [25] GREVE, L. : Ein modulares Materialmodell für die werkstoffübergreifende Bewertung von Deformations- und Bruchvorgängen. In: *SIMVEC - Berechnung und Simulation im Fahrzeugbau 2012*. Baden Baden : VDI Verlag, 2012, S. 723–732
- [26] GREVE, L. : Modulare Materialmodellierung für die Simulation von Deformations- und Bruchvorgängen. In: *crashMAT 2012 - 6. FreiburgWorkshop zum Werkstoff- und Strukturverhalten bei Crashvorgängen*. Freiburg, 2012, S. 1–38
- [27] GREVE, L. ; ELLER, T. ; ANDRES, M. : Materialcharakterisierung und Modelparameteridentifikationsprozedur für die Crashsimulation. In: *crashMAT 2015*. Freiburg, 2015, S. 1–12
- [28] GREVE, L. ; FEHRENBACH, C. : Mechanical testing and macro-mechanical finite element simulation of the deformation, fracture, and short circuit initiation of cylindrical Lithium ion battery cells. In: *Journal of Power Sources* 214 (2012), S. 377–385. – ISSN 0378–7753

- [29] G'SELL, C. ; ALY-HELAL, N. A. ; JONAS, J. J.: Effect of stress triaxiality on neck propagation during the tensile stretching of solid polymers. In: *Journal of Materials Science* 18 (1983), Nr. 6, S. 1731–1742
- [30] GUYARD, H. : *Development of a flexible test rig for pedestrian protection applications*, Université de Valenciennes, DRT, 2014
- [31] HASHIN, Z. : Failure Criteria for Unidirectional Fiber Composites. In: *Journal of Applied Mechanics* 47 (1980), jun, Nr. 2, S. 329. – ISSN 0021–8936
- [32] HAUFE, A. ; DU BOIS, P. ; FEUCHT, M. ; KOLLING, S. : A semi-analytical model for polymers subjected to high strain rates. In: *5th European LS-DYNA Users Conference*, 2005
- [33] HAWARD, R. N.: *The Physics of Glassy Polymers*. 2. London : Chapman & Hall, 1997
- [34] HAYASHI, S. : Prediction of Failure Behaviors in Polymers Under Multiaxial Stress State. In: *12th International LS-DYNA Conference*. Detroit, USA, 2012, S. 1–14
- [35] HAYBACH, E. : *Betriebsfestigkeit: Verfahren und Daten zur Bauteilberechnung*. Berlin : Springer Verlag, 2006
- [36] HAYES, M. D. ; EDWARDS, D. B. ; SHAH, A. R.: *Fractography in Failure Analysis of Polymers*. Oxford : Elsevier Inc., 2015. – ISBN 978–0–323–24272–1
- [37] HIERMAIER, S. : *Structures Under Crash and Impact - Continuum Mechanics, Discretization and Experimental Characterization*. Springer Verlag, 2008
- [38] HOOPUTRA, H. ; GESE, H. ; DELL, H. ; WERNER, H. : A comprehensive failure model for crashworthiness simulation of aluminium extrusions. In: *International Journal of Crashworthiness* 9 (2004), sep, Nr. 5, S. 449–464. – ISSN 1358–8265
- [39] JOHNSON, G. R. ; COOK, W. H.: A constitutive model and data for metals subjected to large strains, high strain rates and high temperatures. In: *7th International Symposium on Ballistics*, 1983. – ISSN 1471–0080, S. 541–547
- [40] JOHNSON G.R., C. W.: Fracture characteristics of three metals subjected to various strains, strain rates, temperatures and pressures. In: *Engineering Fracture Mechanics* (1985)
- [41] JUNGINGER, M. : *Charakterisierung und Modellierung unverstärkter thermoplastischer Kunststoffe zur numerischen Simulation von Crashvorgängen*, Universität der Bundeswehr München, Dissertation, 2002
- [42] KALPAKJIAN, S. ; SCHMID, S. R. ; WERNER, E. : *Werkstofftechnik*. München : Pearson Studium, 2011. – ISBN 978–3–8689–4006–0
- [43] KAMBOUR, R. P.: A review of crazing and fracture in thermoplastics. In: *Journal of Polymer Science: Macromolecular Reviews* 7 (1973), S. 1–154. – ISSN 0076–2083
- [44] KHOEI, A. R.: *Extended Finite Element Method: Theory and Applications*. West Sussex : Wiley&Sons, 2015

- [45] KOUKAL, A. : *Crash- und Bruchverhalten von Kunststoffen im Fußgängerschutz von Fahrzeugen*, TU München, Dissertation, 2014
- [46] KRAMER, F. : *Integrale Sicherheit von Kraftfahrzeugen: Biomechanik, Simulation, Sicherheit im Entwicklungsprozess*. 4. Wiesbaden : Springer Vieweg, 2013
- [47] KÜHN, M. ; FRÖMING, R. ; SCHINDLER, V. : *Fußgängerschutz: Unfallgeschehen, Fahrzeuggestaltung, Testverfahren*. Springer Verlag, 2007. – ISBN 978–3–540–34303–5
- [48] KUT, S. : State of stress identification in numerical modelling of 3D issues. In: *Archives of Metallurgy and Materials* 5 (2009), Nr. 3, S. 627–632
- [49] LEE, E. : Finite strain elastic plastic theory particularly for plane wave analysis. In: *Journal of Applied Physics* 38 (1967), S. 19–27
- [50] LIN, S. ; XIA, Y. ; LIN, C.-h. ; WANG, J. ; GU, G. : Stress State Dependent Failure Loci of a Talc-filled Polypropylene Material under Static Loading and Dynamic Loading. In: *13th International Conference on Fracture* Bd. 1. Peking, 2013, S. 1–16
- [51] MCCLINTOCK, F. A.: A Criterion for Ductile Fracture by the Growth of Holes. In: *Journal of Applied Mechanics* 35 (1968), jun, Nr. 2, S. 363
- [52] MEINHARD, H. : *Rheologische Untersuchungen zu Härteeindruckexperimenten im Nanometerbereich*, Martin-Luther-Universität Halle-Wittenberg, Dissertation, 1999
- [53] MEISTER, S. ; VETTER, K. ; EHRENSTEIN, G. W. ; DRUMMER, D. : Mechanische Kennwertermittlung für Mikrobauteile an spritzgegossenen Mikro-Zugprüfkörpern. In: *Zeitschrift Kunststofftechnik/Journal of Plastics Technology* 8 (2013), Nr. 1, S. 73–99. – ISSN 1864–2217
- [54] MICHAELI, W. : *Einführung in die Kunststoffverarbeitung*. 5. München : Carl Hanser Verlag, 2006
- [55] MICHLER, G. H. ; BALTÁ-CALLEJA, F. J.: *Nano- and Micromechanics of Polymers*. München : Carl Hanser Verlag, 2012
- [56] MICHLER, H. G.: *Kunststoff-Mikromechanik. Morphologie, Deformations- und Bruchmechanismen*. München : Hanser Fachbuch, 1991
- [57] MINER, M. A.: Cumulative damage in fatigue. In: *Journal of Applied Mechanics* 12 (1945), S. 159–164
- [58] MOST, T. : Effiziente Parameteridentifikation für numerische Simulationsmodelle. In: *NAFEMS Deutschland Kongress*. Bamberg, 2014
- [59] N. N.: *ARAMIS Benutzerhandbuch*. Braunschweig, 2007 (vol. 49)
- [60] N. N.: *ISO Datenblatt Makroblend DP7645*. Leverkusen, 2013
- [61] N. N.: *E/ECE/324/Rev.2/Add.126/R127*. 2015
- [62] N. N.: <http://impetus.4a.co.at>. <http://impetus.4a.co.at>. Version: 2015
- [63] N. N.: *MATLAB Optimization Toolbox Users Guide R2015b*. <http://de.mathworks.com/help/optim/index.html>. Version: 2015

- [64] N. N.: *Pedestrian Testing Protocol*. 2015
- [65] NEEDLEMAN, A. ; TVERGAARD, V. : An analysis of ductile rupture in notched bars. In: *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* 32 (1984), Nr. 6, S. 461–490. – ISSN 0022–5096
- [66] NUTINI, M. ; VITALI, M. : Characterization of Polyolefins for Design Under Impact: from True Stress / Local Strain Measurements to the F.E. Simulation with LS-Dyna. In: *Dynamore Forum 2008*. Filderstadt, 2008, S. 11–22
- [67] OH, S. I. ; CHEN, C. C. ; KOBAYASHI, S. : Ductile Fracture in Axisymmetric Extrusion and Drawing-Part 2: Workability in Extrusion and Drawing. In: *Journal of Engineering for Industry* 101 (1979), feb, Nr. 1, S. 36. – ISSN 0022–0817
- [68] OLABISI, O. ; ADEWALE, K. ; OLABISI, O. (Hrsg.): *Handbook of Thermoplastics*. New York : CRC Press, 1997. – 1080 S.
- [69] PAHL, M. ; GLEISSLE, W. ; LAUN, H.-M. : *Praktische Rheologie der Kunststoffe und Elastomere*. 1995
- [70] PALMGREN, A. : Die Lebensdauer von Kugellagern. In: *VDI-Zeitschrift* 69 (1924), S. 339–341
- [71] POLANCO-LORIA, M. ; CLAUSEN, A. H. ; BERSTAD, T. ; HOPPERSTAD, O. S.: Constitutive model for thermoplastics with structural applications. In: *International Journal of Impact Engineering* 37 (2010), dec, Nr. 12, S. 1207–1219
- [72] PUCK, A. : Failure Analysis of FRP Laminates by means of physically based Phenomenological Models. In: *Composites Science and Technology* 58 (1998), jul, Nr. 7, S. 1045–1067. – ISSN 0266–3538
- [73] PYTTEL, T. ; WEYER, S. : *Plastics in Crashsimulation - Constitutive Equations and Application*. In: *VII International Conference on Computational Plasticity*. Barcelona : CIMNE, 2003, S. 1–14
- [74] QIN, Q.-H. H.: Trefftz finite element method and its applications. In: *Applied Mechanics Reviews* 58 (2005), Nr. 5, S. 316. – ISSN 0003–6900
- [75] RAGHAVA, R. ; CADDELL, R. M. ; YEH, G. S. Y.: The macroscopic yield behaviour of polymers. In: *Journal of Materials Science* 8 (1973), Nr. 2, S. 225–232
- [76] REITHOFER, P. ; ROLLANT, M. ; FERTSCHEJ, A. : *Kurzvorstellung Messmöglichkeiten mit 4a Impetus*. Filderstadt, 2013
- [77] REITHOFER, P. ; FERTSCHEJ, A. : Dynamic Material Characterization Using 4a impetus. In: *PPS2015*. Graz : American Institute of Physics, 2015, S. 1–5
- [78] REITHOFER, P. ; WITOWSKI, K. : Material Parameter Identification - Reverse Engineering. In: *automotive CAECompanion 2015/2016*. carhs GmbH, 2015, S. 50–52
- [79] RICE, J. ; TRACEY, D. : On the ductile enlargement of voids in triaxial stress fields. In: *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* 17 (1969), jun, Nr. 3, S. 201–217. – ISSN 0022–5096

- [80] RÖSLER, J. ; HARDERS, H. ; BÄKER, M. : *Mechanisches Verhalten der Werkstoffe*. Braunschweig : Vieweg+Teubner Verlag, 2008
- [81] SCHERER, T. : *Werkstoffspezifisches Spannungs-Dehnungs Verhalten und Grenzen der Beanspruchbarkeit elastischer Dehnungen*, Technische Universität Kaiserslautern, Dissertation, 2014
- [82] SCHLIMMER, M. : Anstrengungshypothesen für Polymerwerkstoffe. In: *Rheol. Acta* 20 (1981), S. 542–547
- [83] SCHOSSIG, M. ; BIERÖGEL, C. ; GRELLMANN, W. ; BARDENHEIER, R. ; MECKLENBURG, T. : Einfluss der Dehnrates auf das mechanische Verhalten von glasfaserverstärkten Polyolefinen. In: *Fortschritte der Kennwertermittlung für Forschung und Praxis: Tagung Werkstoffprüfung* (2006), S. 445–450
- [84] SEIBERT, D. : *Untersuchung des duktilen Versagensverhaltens von Feiblechen beim Tiefziehen*, RWTH Aachen, Dissertation, 1994
- [85] SEIBERT, D. ; KOUKAL, A. : Pedestrian Protection and its Implications on Front-Ends. In: *International Conference Automotive Front-End*. Wiesbaden, 2011
- [86] SEIBERT, D. ; STAACK, H. : On the virtual development of pedestrian protection. In: *International Conference Intelligent Collision Protection and Pedestrian Protection*. Wiesbaden, 2014
- [87] SELINI, N. ; ELMEGUENNI, M. ; BENGUEDIAB, M. : Effect of the Triaxiality in Plane Stress Conditions. In: *ETASR - Engineering, Technology & Applied Science Research* 3 (2013), Nr. 1, S. 373–380
- [88] SIEMON, A. : *Qualitative und quantitative Analysen der linearen und nichtlinearen Schadensakkumulationshypothesen unter Einbeziehung der statistischen Versuchsplanung*, Universität Kassel, Dissertation, 2006
- [89] STAACK, H. : Charakterisierung von (kurzfaserverstärkten) Kunststoffen für die Crashsimulation beim Fußgängerschutz. In: *Hochleistungsstrukturen im Leichtbau*. Garching : TU München, 2014
- [90] STAACK, H. ; KOUKAL, A. : Anforderungsgerechte Material- und Bruchmodellierung für die Fahrzeugsicherheit. In: *TT2016 - Kunststoffe auf dem Prüfstand - Testen und Simulieren*. Schladming : 4a Engineering, 2016
- [91] STAACK, H. ; SEIBERT, D. ; BAIER, H. : Application-oriented failure modeling and characterization for polymers in automotive pedestrian protection. In: OÑATE, E. (Hrsg.) ; OWEN, D. (Hrsg.) ; PERIC, D. (Hrsg.) ; CHIUMENTI, M. (Hrsg.): *International Conference on Computational Plasticity (COMPLAS). Fundamentals and Application*. Barcelona : International Center for Numerical Methods in Engineering (CIMNE), 2015, S. 284–295
- [92] STAACK, H. ; SEIBERT, D. ; KOUKAL, A. ; BAIER, H. : Versuchsbasierte Entwicklung eines industriellen Bruchkriteriums für Kunststoffkomponenten in der Fußgängerschutzauslegung. In: *SIMVEC - Simulation und Erprobung in der Fahrzeugentwicklung*. Baden Baden : VDI Fahrzeug- und Verkehrstechnik, 2014

- [93] STEINKE, P. : *Finite-Elemente-Methode*. 4. Berlin : Springer Verlag, 2012. – ISBN 978-3-642-295
- [94] STOMMEL, M. ; STOJEK, M. ; KORTE, W. : *FEM zur Berechnung von Kunststoff- und Elastomerbauteilen*. Carl Hanser Verlag, 2011. – ISBN 978-3-446-42124-0
- [95] SUTTON, M. A. ; ORTEU, J. J. ; SCHREIER, H. : *Image Correlation for Shape, Motion and Deformation*. Springer US, 2009. – ISBN 978-0-387-78746-6
- [96] TRESCA, H. : *Complément au Mémoire sur l'écoulement des corps solides*. Paris : Imprimerie nationale, 1869
- [97] VANDERPLAATS, G. N.: *Multidiscipline Design Optimization*. VR&D, 2009
- [98] VOGELSANG, E. : *Integration eines neuartigen Bruchmodells für unverstärkte Polymere in eine Crashesimulationsumgebung sowie Erprobung und Validierung an einem Kühlergrill*, Technische Universität Dresden, Diplomarbeit, 2016
- [99] WALTERS, C. ; SCHIPPEREN, J. : The effect of mesh size on failure for shell structures. In: *Presented at the iCrash 2012. The International Crashworthiness Conference, July 18-20, Milan, Italy (2012)*
- [100] WANG, T. J. ; KISHIMOTO, K. ; NOTOMI, M. : A Micromechanics Criterion for the Ductile Fracture of a Polycarbonate. In: *Key Engineering Materials* 183-187 (2000), S. 121-126. – ISSN 1662-9795
- [101] WANG, T. ; KISHIMOTO, K. ; NOTOMI, M. : Effect of Triaxial Stress Constraint on the Deformation and Fracture of Polymers. In: *ACTA MECHANICA SINICA (English Series)* 18 (2002), Nr. 5, S. 480 – 493
- [102] WIERZBICKI, T. ; BAO, Y. ; LEE, Y.-W. ; BAI, Y. : Calibration and evaluation of seven fracture models. In: *International Journal of Mechanical Sciences* 47 (2005), apr, Nr. 4-5, S. 719-743. – ISSN 0020-7403
- [103] XUE, L. : *Ductile Fracture Modeling - Theory , Experimental Investigation and Numerical Verification*, Massachusetts Institute of Technology, Dissertation, 2007
- [104] YIN, Q. : *Verfestigungs- und Schädigungsverhalten von Blechwerkstoffen im ebenen Torsionsversuch*, Technische Universität Dortmund, Dissertation, 2014