

FAT 284

K

Entwicklung einer Methode zur Crashsimulation von langfaserverstärkten Thermoplast (LFT) Bauteilen auf Basis der Faserorientierung aus der Formfüllsimulation

A

Gefördert durch:



aufgrund eines Beschlusses
des Deutschen Bundestages

Das IGF-Vorhaben 17334 N der Forschungsvereinigung Automobiltechnik e.V. wurde über die AiF im Rahmen des Programms zur Förderung der Industriellen Gemeinschaftsforschung und -entwicklung (IGF) vom Bundesministerium für Wirtschaft und Technologie aufgrund eines Beschlusses des Deutschen Bundestages gefördert.

Entwicklung einer Methode zur Crashsimulation von langfaserverstärkten Thermoplast (LFT) Bauteilen auf Basis der Faserorientierung aus der Formfüllsimulation

Forschungsstelle 1: Fraunhofer-Institut für Werkstoffmechanik (IWM)

Institutsleiter: Prof. Dr. Peter Gumbsch

Projektleiter: Dr. Dong-Zhi Sun

Forschungsstelle 2: Fraunhofer-Institut für Techno- und Wirtschafts-
mathematik (ITWM)

Institutsleiter: Prof. Dr. Dieter Prätzel-Wolters

Projektleiter: Dr. Konrad Steiner

Beteiligte Mitarbeiter der Forschungsstellen:

IWM: Dr. Dong-Zhi Sun, Lukas Schulenberg, Jörg Lienhard,

Dr. Florence Andrieux, Frank Huberth

ITWM: PD Dr. Heiko Andrä, Dr. Dariusz Niedziela, Inga Shklyar,

Dr. Konrad Steiner, Dr. Oliver Wirjadi

Inhalt

1	Kurzfassung	4
2	Einleitung und Ziel des Projekts	5
2.1	Einleitung	5
2.2	Ziel des Projekts	5
3	Stand der Technik	7
3.1	Simulation von Spritzgießprozessen	7
3.2	Crashrelevante experimentelle Untersuchungen	7
3.3	Homogenisierungsmethoden	8
3.4	Materialmodelle für langfaserverstärkte Thermoplaste	9
4	Untersuchungsprogramm	10
4.1	Vorgehensweise	10
4.2	Werkstoff und Demonstrator-Bauteil	10
5	Modellierung von Rheologie und Faserorientierung	11
5.1	Modellierung der Faser-Faser und Faser-Wandwechselwirkung und der lokalen Faserkonzentrationsunterschiede	11
5.2	Parameteridentifikation und Validierung	14
5.3	Bestimmung Modellparameter (Analytisch, bzw. an der Probenplatte!)	16
6	Experimentelle Mikrostrukturanalyse	19
6.1	Lichtmikroskop	19
6.2	Computertomographie (CT)	20
6.3	Gegenüberstellung der Messmethoden des Faservolumengehalts	28
7	Experimentelle mechanische Werkstoffcharakterisierung	29
7.1	Probenentnahme	29
7.2	Versuchsaufbau und Methode	32
7.3	Ergebnisse der quasistatischen Materialcharakterisierung	37
7.4	Ergebnisse der dynamischen Materialcharakterisierung	45
7.5	Bruchflächenanalyse	58
8	Homogenisierung	60
8.1	Zellmodellrechnungen	60
8.2	Analytische Homogenisierung	64
9	Entwicklung eines Werkstoffmodells mit Berücksichtigung der Faserorientierungsverteilung und Faservolumenkonzentration	68
9.1	Elastisch-plastische Materialmodellierung	68
9.2	Berücksichtigung viskoser Effekte	70
9.3	Schädigung und Versagen	71
9.4	Schalenformulierung	72

10	Mapping der lokalen Faserorientierungsverteilungen und Faserkonzentrationen auf die FEM-Modelle	73
11	Simulation der Probenversuche aus der mechanischen Materialcharakterisierung	79
11.1	Kalibrierung des entwickelten Usermaterialmodells	79
11.2	Vergleichsrechnungen mit einem isotropen Materialmodell	89
11.3	Simulationsergebnisse mit Schalenelementen	94
11.4	Diskussion über die Anpassung des isotropen und des anisotropen Materialmodells	98
12	Formfüllsimulation auf Bauteilebene	99
13	Bauteilcrashversuche am Airbaggehäuse	106
13.1	Versuchsdurchführung	106
13.2	Ergebnisse	109
14	Crashsimulation des Airbaggehäuses	117
14.1	FEM-Modelle	117
14.2	Äußere Stempelposition (Position 1)	118
14.3	Innere Stempelposition (Position 2)	122
14.4	Diskussion der Bauteilsimulationsergebnisse	127
15	Zusammenfassung	128
16	Wissenschaftlich-technischer und wirtschaftlicher Nutzen	129
17	Ergebnistransfer	130
18	Förderhinweis und Danksagung	132
19	Referenzen	133
20	Anhang	137

1 Kurzfassung

Dieses Forschungsvorhaben zur Entwicklung einer Methode für die Crashsimulation von Bauteilen aus langfaserverstärkten Thermoplasten (LFT) ist in drei Bereiche aufgeteilt. Im ersten Teil wird eine Prozesssimulation entwickelt, welche die Faserorientierungsverteilungen und die Faservolumenkonzentrationen lokal korrekt vorhersagen kann.

Hierzu wurde eine konsistente Modellierung der dynamischen Gleichungen zur Füllsimulation, Faserkonzentrationsänderung und Faserorientierung langfaserverstärkter Thermoplaste entwickelt, die die gekoppelten Wechselwirkungen im analytisch gegebenen rheologischen Modell abbildet. Eine Realisierung des Modells erfolgte in der Simulationsplattform CoRheoS und wurde anhand umfangreicher Experimente validiert.

Im zweiten Teil wird ein spritzgegossener LFT-Werkstoff der Firma *Sabic* sowohl auf der Mikro- als auch auf der Makroebene experimentell charakterisiert. Zur Analyse der Mikrostruktur werden unterschiedliche Methoden herangezogen. Faserorientierungsverteilungen und Faserkonzentrationen werden vornehmlich mit Hilfe der Computertomographie (CT) bestimmt. Zusätzlich dienen Untersuchungen von Schliffbildern am Lichtmikroskop und unabhängige Dichtemessungen der Validierung. Die mechanische Charakterisierung wird an makroskopischen Versuchen bei unterschiedlichen Spannungszuständen, Temperaturen und Dehnraten durchgeführt. Grundlegende mechanische Eigenschaften werden parametrisiert in einem Werkstoffmodell berücksichtigt.

Im Rahmen des dritten Teils wird ein Materialmodell vorgestellt, das durch die Kombination eines analytischen mikromechanischen Ansatzes zur Approximation der anisotropen elastischen Steifigkeiten mit einer phänomenologischen Beschreibung zur Abbildung der plastischen und viskoelastischen Eigenschaften effizient in der Crashberechnung anwendbar ist. Effekte wie Schädigung und Versagen werden mit Hilfe eines isotropen Ansatzes ebenfalls berücksichtigt. Die Implementierung erfolgte am kommerziellen Finite-Elemente-Code LS-DYNA. Die Kalibrierung der Parameter des neu entwickelten Materialmodells ist mit Hilfe der makroskopischen Charakterisierungsversuche durch inverse Simulation durchgeführt worden.

Die Validierung der entwickelten Methode erfolgt durch die Simulation der gesamten Prozesskette ausgehend von der Spritzgussimulation, der Übertragung von Faserorientierungsverteilungen und -Volumengehalt auf die FEM-Modelle (Mapping) bis hin zur Crashsimulation an einem Serienbauteil, wie es aktuell bei dem Automobilhersteller *Daimler AG* verbaut wird. Das Ergebnis wird mit experimentellen Versuchsdaten verglichen. Zudem werden Crashversuche mit einem isotropen Materialmodell simuliert und den Ergebnissen gegenübergestellt.

2 Einleitung und Ziel des Projekts

2.1 Einleitung

Als neue Leichtbauwerkstoffe haben langfaserverstärkte Thermoplaste (LFT) wegen ihrer hohen Festigkeit bei geringem Gewicht besonders im Automobilbau ein großes Anwendungspotenzial. Durch die Vielzahl an Kombinationsmöglichkeiten von Faser- und Matrixmaterial ergibt sich ein breites Spektrum an Werkstoffeigenschaften, das durch die Variabilität von Faservolumenanteil und -länge noch erweitert wird.

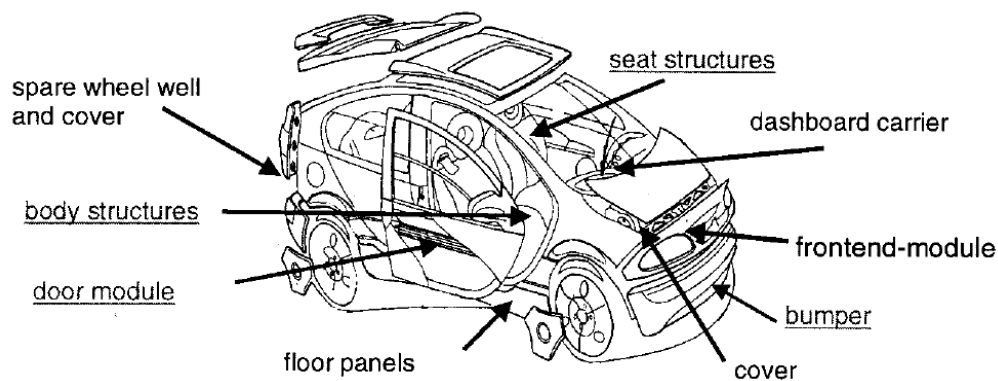


Bild 1: Komponenten aus LFT im Automobilbau [KHTG03].

Beispiele für LFT im Automobilbau und der bereits jetzt schon serienmäßigen Anwendungen zeigt Bild 1. Besondere Schwierigkeiten bei der Entwicklung bereiten hierbei die crashrelevanten Bauteile, wie Bumper, Frontend- oder Türmodule, die höheren Anforderungen bezüglich ihrer Crashesicherheit genügen müssen. Die für die Crashesicherheit relevanten Kennzahlen wie Festigkeit und Bruchdehnung hängen bei LFT sehr stark von der lokalen Faserorientierung ab [Neit04]. Im schlechtesten Fall einer Belastung senkrecht zur Faserorientierung entfällt der Effekt der Faserverstärkung sogar beinahe zur Gänze. Das Problem liegt darin, dass die Verteilung der Faserorientierung sowohl vom Fertigungsprozess als auch von der Komponentengeometrie abhängt und experimentell sehr aufwendig zu ermitteln ist. Die Analyse von Schliffrücken oder Untersuchungen am Computertomographen sind mit einem hohen finanziellen Aufwand verbunden und können daher nur an einzelnen Positionen und nicht am kompletten Bauteil ermittelt werden. Daher ist der Bedarf groß, eine numerische Methode zu entwickeln, die verlässliche Bewertungen von LFT Komponenten hinsichtlich ihrer Crashesicherheit erlauben um damit einen entscheidenden Nachteil dieses Materials gegenüber konventionellen Werkstoffen aufzuheben.

2.2 Ziel des Projekts

Einerseits soll in diesem Projekt ein effizientes Werkstoffmodell für die Struktursimulation entwickelt werden, das die lokale Faserorientierungsverteilung und Faservolumenkonzentration im

Bauteil berücksichtigt. Andererseits soll eine zuverlässige Vorhersage eben dieser ortsabhängigen Faserorientierungen mit Hilfe geeigneter rheologischer Modelle in der Spritzgussimulation vorhergesagt werden. Der Ansatz der „Integrativen Simulation“ besteht daher in der kombinierten Simulation von Formfüllprozess und Bauteilcrash auf Basis der Faserorientierungen.

Im Vergleich zu kurzfaserverstärkten Kunststoffen spielt beim Formfüllprozess von LFT die Interaktion der einzelnen Fasern untereinander sowie die Wechselwirkung zwischen Faser und Wand eine wesentlich größere Rolle. Die Rückwirkung der Faserorientierung auf die Rheologie und damit auf die Entwicklung der Füllfront ist bei LFT stark ausgeprägt, während sie bei bisherigen Modellen für kurze Fasern meistens vernachlässigt werden kann. Im Hinblick auf diese für LFT typischen Mechanismen ist eine Anpassung und Erweiterung der momentan verfügbaren Modelle für die Formfüllsimulation notwendig.

Das Verformungs- und Bruchverhalten von LFT wurde bisher vor allem unter einachsigen Belastungen untersucht [NBKP08], [SeLS08]. Es fehlt eine experimentelle Charakterisierung der statischen und dynamischen mechanischen Eigenschaften in einem breiten Spektrum von Spannungsmehrachsigkeiten in Abhängigkeit der Faserorientierungsverteilung und der Faserkonzentration, die sich aus dem Herstellungsprozess ergeben. Ein möglichst vollständiges Bild des Materialverhaltens ist Voraussetzung für eine zuverlässige Crashbewertung. Erst auf Basis dieser experimentellen Charakterisierung können zuverlässige Werkstoffmodelle für die Crashsimulation entwickelt und verifiziert werden. Daher soll in diesem Forschungsvorhaben das Materialverhalten mit experimentell ermittelter und somit bekannter Mikrostruktur, wie der Faserorientierung und dem Fasergehalt, einem umfangreichen mechanischen Prüfprogramm mit der Berücksichtigung von unterschiedlichen Spannungszuständen sowie Temperatur und Dehnrateneinflüssen unterworfen werden. Ein effizientes anisotropes Werkstoffmodell, das sowohl die lokalen Inhomogenitäten, als auch die dehnratenabhängigen Werkstoffeigenschaften berücksichtigt, soll dann letztendlich zu einer verbesserten Crashbewertung von LFT führen.

3 Stand der Technik

3.1 Simulation von Spritzgießprozessen

Die Grundlage der Modellierung der Faserorientierung bilden die Folgar-Tucker-gleichungen, wie sie auch für kurzfaserverstärkte Kunststoffe schon seit Jahren erfolgreich eingesetzt werden. Alle kommerziellen Produkte am Markt basieren auf diesem Ansatz.

Allerdings sind bei Langfasern zusätzliche Wechselwirkungseffekte wie Faser-Fluid (Rückkopplung auf die Viskosität), Faser-Faser und Faser-Wandinteraktionen dominant, die bei Kurzfasern meist vernachlässigt werden können. In Vorarbeiten am ITWM konnte gezeigt werden, dass durch zusätzliche geeignete Potenzialterme, diese Effekte modelliert werden können [LaSt10].

Die Faser-Faserwechselwirkung wird durch einen sogenannten Maier-Saupe-Term berücksichtigt, der effektiv eine vorhandene Faserorientierung verstärkt. Denn durch den Faser-Faser-Kontakt bei langen Fasern verstärken sich Fasern in eine Hauptrichtung. Bei der Faser-Wandwechselwirkung kann durch einen klassischen geometrischen Strafterm die Durchdringung einer langen Faser durch die Wand verhindert werden. Dies führt effektiv zu einer Verstärkung der Faserorientierung parallel zu den Wänden.

Allerdings führen all diese Wechselwirkungen zu lokalen Entmischungen oder Verdünnungen, also folglich zu einer lokalen Faserkonzentrationsänderung, die wesentlich entscheidender die resultierenden strukturmechanischen Eigenschaften und das Crashverhalten beeinflussen, als geringe Abweichungen in der Faserorientierung. Für Entmischungen von Suspensionen existieren Modellansätze die alle im Wesentlichen auf dem sogenannten Phillips-Modell [Phil92] basieren. Allerdings sind diese Modelle für runde Partikel und nicht für lange Fasern.

3.2 Crashrelevante experimentelle Untersuchungen

Hinsichtlich der Dehnratenabhängigkeit gibt es in der Literatur eine Reihe experimenteller Untersuchungen für thermoplastische Matrixwerkstoffe. Beispielsweise wurden in [DaMi03] Norm-Zugversuche an Polypropylen (PP) bei Prüfgeschwindigkeiten bis $\approx 10^1 \text{ s}^{-1}$ durchgeführt. Dabei wurde eine Zunahme des E-Moduls und der Festigkeit bei steigender Dehnrates beobachtet. Für thermoplastische Homopolymere ist bekannt, dass sich mit steigender Dehnrates das duktile Verformungsverhalten in ein sprödes verändert [DaMi03]. Dieses Verformungsverhalten wird unter anderem auf den Einfluss von isothermen Bedingungen bei statischen Dehnrates gegenüber adiabatischen Bedingungen bei höheren Dehnrates zurückgeführt.

Langglasfaserverstärkte Thermoplaste wurden hinsichtlich der Auswirkungen von Faserkonzentration, Faserlänge und Faserorientierung auf die Steifigkeit, die Festigkeit und die Bruchdehnungen charakterisiert. [TVSK96] fand einen linearen Zusammenhang zwischen Faserkonzentration und Festigkeit. Die Untersuchungen zeigten auch eine Zunahme der Festigkeit mit steigender Faserlänge bis maximal 6mm, danach wurde keine weitere Festigkeitszunahme beobachtet. Bei der Charakterisierung von langglasfaserverstärktem PP, ermittelte [Thom02] eine deutliche höhere Festigkeit, Schlagzähigkeit und Biegefestigkeit gegenüber

kurzglasfaserverstärktem Polypropylen. Abnehmende Bruchdehnungen mit höherer Faservolumenkonzentration wurden von [DeVF89] in spritzgegossenem glasfaserverstärktem PP festgestellt. Dem gegenüber steigen der E-Modul und die Festigkeit mit zunehmendem Fasergehalt an. Außerdem wurde auf die Abhängigkeit der Messergebnisse bei LFT von der Probengeometrie hingewiesen [DeVF89]. Die Faserorientierungsverteilung an spritzgegossenen glasfaserverstärkten Thermoplasten steht im Fokus der Untersuchungen von [MoFa15]. Dort wurde eine deutliche Zunahme der Festigkeit mit kleiner werdendem Winkel der Zugprobenlängsachse zur Fließrichtung ermittelt. Die durch den Spritzgussprozess entstehende Kern- und Randschichtlagen beeinflussen deutlich das mechanische Verhalten. Je nach Orientierung sind diese stark von der Dicke des Werkstoffs abhängig [Frit12, MoFa15].

Dehnratenabhängige experimentelle Untersuchungen an LFT wurden von [ACBR07, FMJH05, Frit12, KaSi92] durchgeführt. Übereinstimmend wird von leicht steigenden E-Moduli und deutlich sich vergrößernden Festigkeiten bei höheren Dehnraten berichtet. [FMJH05, KaSi92] ermittelten außerdem ansteigende Bruchdehnungen mit zunehmender Dehnraten. Aus diesen Ergebnissen resultiert eine höhere Kapazität der Energieabsorption je schneller der Werkstoff belastet wird. Diese Ergebnisse stehen konträr zu den Resultaten von dynamischen Untersuchungen an reinem Matrixwerkstoff, wo sich das duktile Werkstoffverhalten mit zunehmender Dehnraten in ein sprödes verändert [DaMi03]. Der Ursprung dieses Effekts wird bei [FMJH05] und [KaSi92] im veränderten Grenzschichtverhalten zwischen Faser und Matrix bei veränderter Dehnraten gesucht.

Die in der Literatur gezeigten Ergebnisse beziehen sich jeweils auf eine Abhängigkeit von Randbedingungen, Werkstoffstruktur und mechanischen Eigenschaften. Für die Erstellung eines crashrelevanten anisotropen Materialmodells für LFT Werkstoffe bedarf es an umfangreichen experimentellen Untersuchungen um die Faserorientierungsverteilung, die Faserkonzentration, die Mehrachsigkeit und die Dehnraten in der Simulation zu beschreiben. Der Fertigungseinfluss auf Faserorientierungsverteilung und Faserkonzentration soll dabei besonders berücksichtigt werden.

3.3 Homogenisierungsmethoden

Eine vollständige Untersuchung der mechanischen Eigenschaften für allgemeine Belastungszustände und allgemeine Faserverteilungen ist mit vertretbarem Aufwand experimentell nicht durchführbar. In den Versuchen können nur ausgewählte Belastungen wie Scherung, Zug, Druck oder biaxialer Zug für eine beschränkte Anzahl von Faserverteilungen realisiert werden. Sind die mechanischen Eigenschaften der Matrix bzw. der Faser bekannt, ist das integrale Materialverhalten jedoch ersatzweise durch geeignete Homogenisierungsmethoden ermittelbar. Eine Vorhersage des effektiven mechanischen Verhaltens des Faserverbands besteht in der analytischen Homogenisierung mit Hilfe des Eshelby-Tensors [Esh57]. Methoden basieren auf der Eshelby-Lösung gehen von gemittelten Größen in den unterschiedlichen Phasen (Faser, Matrix) aus. Sie geben keinen Aufschluss über die lokalen mechanischen Felder der Mikrostruktur. Eine Übersicht über analytische Mean-Field-Methoden zur Approximation der elastischen Eigenschaften von kurzfaserverstärkten Kunststoffen bietet zum Beispiel die Arbeit von Tucker und Liang [TuLi99]. Für LFT wurde am Beispiel von SMC (Sheet-Moulding-Compound) kürzlich in [BBMM15] ein Benchmark verschiedener Mean-Field-Ansätze zur Approximation linear elastischer Größen durchgeführt.

Darüber hinaus existieren sogenannte numerische Homogenisierungsansätze [BP89], bei welchen die Werkstoffmikrostruktur in repräsentativen Volumenelementen mittels numerischer Verfahren (z.B. Finite Elemente) detailliert beschrieben werden [BaPa89].

3.4 Materialmodelle für langfaserverstärkte Thermoplaste

Obwohl LFT bereits im Automobilbau zum Einsatz kommt (Bild 1), wird in der Auslegung von LFT-Komponenten für die Crashbelastung bisher noch keine Materialmodellierung mit Berücksichtigung der Faserorientierung aus der Formfüllsimulation verwendet. Bisher fehlte eine validierte Materialmodellierung zur Berechnung von LFT-Komponenten für kommerzielle FEM-Codes, die sowohl die anisotropen als auch die nichtlinearen Eigenschaften mit vergleichbarem Rechenaufwand wie typische elasto-plastische Materialmodelle berücksichtigt.

Das Problem ist die Notwendigkeit von mikromechanischen Ansätzen, welche die CPU-Rechenzeiten in die Höhe treiben. Viele bestehende Modelle, wie zum Beispiel in DIGIMAT implementiert [DBAG11, DoOu03, DoTi06] oder jene von Nguyen et. al [NBHS08, NgKu10], verwenden erweiterte Mean-Field-Ansätze, welche die Berechnung des nichtlinearen anisotropen Materialverhaltens ermöglichen. Dabei wird die Verwendung der expliziten FEM mit sehr kleinen Zeitschritten zusammen mit einem komplexen Materialmodell, das aufwendige tensorielle Operationen beinhaltet, sehr ineffizient.

Aufgrund der hohen Nachfrage an Materialmodellen zu spritzgegossenen faserverstärkten Kunststoffen wurden im Zeitraum des Vorhabens auch von beteiligten KMUs anisotrope elasto-plastische Materialmodelle mit Verwendung der Ergebnisse aus der Formfüllsimulation entwickelt. Seit kurzem stellt beispielsweise DYNAMORE mit einem orthotropen elasto-plastischen Materialmodell die Möglichkeit einer Verwendung von Spritzgussimulationsergebnissen in der Crashberechnung zur Verfügung. Die Homogenisierung der elastischen Kennwerte sowie die Übertragung der Daten auf das FE-Modell erfolgt mit dem Programm DYNAmap [WaLi15]. Die geeigneten faserorientierungsverteilungsabhängigen Plastizitätsparameter werden allerdings nicht durch das Homogenisierungsverfahren ermittelt. Die Firma 4a-Engineering bietet ebenso ein Softwarepaket zur Homogenisierung der Formfüllsimulationsergebnisse und zum Mapping anisotroper Parameter für die Anwendung kontinuumsmechanischer elasto-plastischer Materialmodelle an [RJHE15].

4 Untersuchungsprogramm

4.1 Vorgehensweise

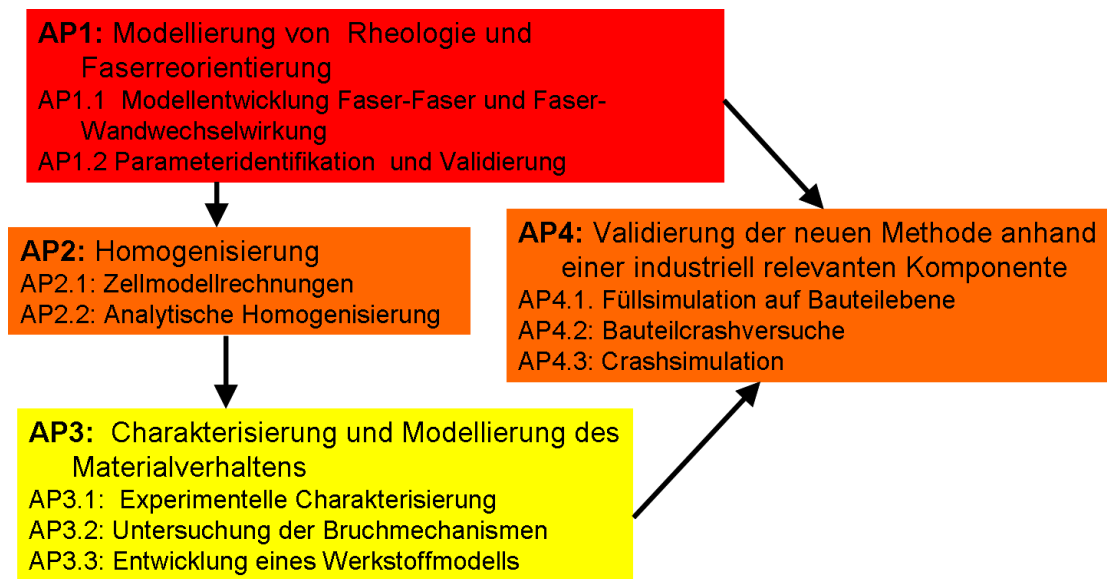


Bild 2: Schematische Darstellung des Lösungswegs. Rot: Arbeitspakete am ITWM. Gelb: Arbeitspakete am IWM. Orange: Gemeinsame Arbeitspakete.

4.2 Werkstoff und Demonstrator-Bauteil

In Absprache mit dem projektbegleitenden Ausschuss wurde ein langglasfaserverstärktes Polypropylen von *SABIC Innovative Plastics* ausgewählt und als Gegenstand der Werkstoffcharakterisierung verwendet. Es wurden *STAMAX* Platten mit 20 Gew.-%, 30 Gew.-% und 40 Gew.-% Faseranteil in einer Größe von 300 mm x 80 mm x 3mm bereitgestellt. Die Hauptuntersuchungen erfolgen am Werkstoff mit 30 Gew.-% Fasergehalt. Zum Vergleich wurden die Werkstoffe mit 20 Gew.-% und 40 Gew.-% Fasergehalt in reduziertem Umfang bei statischen Prüfgeschwindigkeiten untersucht.

Zur Validierung der neuen Methode wurde als Demonstrator ein so genanntes Airbaggehäuse ausgewählt. Bild 3 a) und b) zeigen das, für dieses Projekt gewählte, Bauteil des Herstellers *Autoliv Inc.*, welches serienmäßig in Fahrzeugen der *Daimler AG* verbaut wird.

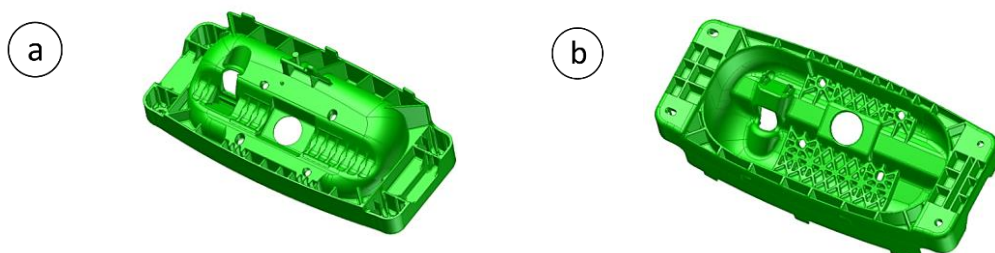


Bild 3: Airbaggehäuse a) Außenansicht, b) Innenansicht

5 Modellierung von Rheologie und Faserorientierung

5.1 Modellierung der Faser-Faser und Faser-Wandwechselwirkung und der lokalen Faserkonzentrationsunterschiede

Die Grundlage der Modellierung der Faserorientierung bilden die Folgar-Tucker-Gleichungen, wie sie auch für kurzfaserverstärkte Kunststoffe schon seit Jahren erfolgreich eingesetzt werden. Allerdings sind bei Langfasern zusätzliche Wechselwirkungseffekte wie Faser-Fluid (Rückkopplung auf die Viskosität), Faser-Faser und Faser-Wandinteraktionen dominant, die bei Kurzfasern meist vernachlässigt werden können. In Vorarbeiten am ITWM konnte gezeigt werden, dass durch zusätzliche geeignete Potenzialterme, diese Effekte modelliert werden können [LaSt10]. Die Modellgleichungen für die Spritzgussimulation von langfaserverstärkte Polymeren sind somit die Navier-Stokes-Gleichungen:

$$\begin{aligned}\nabla \cdot \mathbf{v} &= 0 \\ \rho(\partial_t \mathbf{v} + \nabla \cdot (\mathbf{v}\mathbf{v})) &= -\nabla p + \nabla \cdot \boldsymbol{\sigma} + \rho \mathbf{g} \\ \rho c_p (\partial_t T + \nabla \cdot (\mathbf{v}T)) &= \nabla \cdot (k \nabla T) + \boldsymbol{\sigma} : \boldsymbol{\kappa}\end{aligned}\quad (1)$$

Hierbei sind \mathbf{v} die Geschwindigkeit, T die Temperatur, p der Druck, $\boldsymbol{\sigma}$ die Spannung, $\boldsymbol{\kappa}$ der Deformationstensor, \mathbf{g} die Erdbeschleunigung, und c_p, ρ, η, k die Stoffgrößen des Polymers. Die korrekte Form der Spannung als Funktion der anderen Größen wird unten ausführlich diskutiert.

Für die Füllsimulation wird zusätzlich ein VoF-Ansatz zur Beschreibung der Füllfront verwendet. Die Faserorientierungsdynamik beruht auf der Folgar-Tucker-Gleichung, wie sie auch für kurzfaserverstärkte Kunststoffe schon seit Jahren erfolgreich eingesetzt wird und lautet:

$$\begin{aligned}\frac{D}{Dt} A^{(2)} &= M \cdot A^{(2)} + A^{(2)} \cdot M - 2A^{(4)} : M - 6C_i \dot{\gamma} (A^{(2)} - \frac{1}{3} Id) \\ M &= \frac{\lambda + 1}{2} \nabla \mathbf{v} + \frac{\lambda - 1}{2} (\nabla \mathbf{v})^T; \quad \lambda = \frac{(l/d)^2 - 1}{(l/d)^2 + 1}\end{aligned}\quad (2)$$

Die Folgar-Tucker-Gleichung wird gelöst für den Faserorientierungstensor $A^{(2)}$. $\dot{\gamma}$ ist die skalare Scherrate und C_i ist der Diffusionskoeffizient. Die Fasereigenschaften gehen über die Länge l und die Dicke d der Faser in das Modell ein.

Insgesamt ergibt sich mit einer geeigneten Abschlussrelation für den Orientierungstensor 4. Stufe $A^{(4)}$ ein geschlossenes System. Im Folgenden wird die allgemein übliche verallgemeinerte orthotrope Abschlussrelation zur Bestimmung der Koeffizienten verwendet [CiTu95].

$$A^{(4)} \boldsymbol{\kappa} = \sum_{i,j} f_i(A^{(2)}, \boldsymbol{\kappa}) p_i p_j^T \quad (3)$$

Eine weitere Iterationsschleife mitsamt der Modellverbesserung war notwendig um die Einflüsse der Faserbündel und damit verbundenen effektive Änderung des Faserlängen-Faserdurchmesserverhältnisses, dem Aspektverhältnis a , zu korrigieren. Hierzu wurde das sogenannte Variable Lambda Model nach [SmMo09] implementiert.

Die Faser-Faserwechselwirkung wird durch einen sogenannten Maier-Saupe-Term berücksichtigt, der effektiv eine vorhandene Faserorientierungsrichtung verstärkt. Denn durch den Faser-Faser-Kontakt bei langen Fasern verstärken sich Faserorientierungen in eine Hauptrichtung. Formal lässt sich der Maier-Saupe-Term einfach durch die folgende Modifikation des Tensors M wie folgt schreiben:

$$\bar{M} = M + \gamma W A^{(2)} \quad (4)$$

Dabei ist W eine skalare Zahl, die die Stärke des Wechselwirkungspotenzials modelliert. Bei der Faser-Wandwechselwirkung kann durch einen klassischen geometrischen Strafterm die Durchdringung einer langen Faser durch die Wand verhindert werden (n = Normale, δ ist der Abstand zur Wand):

$$\bar{M} = M - \gamma W_{wall} \frac{l}{\delta} n \otimes n^T \quad (5)$$

Dies führt effektiv zu einer Verstärkung der Faserorientierung parallel zu den Wänden [LaSt10]. Dieser lokale Ansatz der Wandwechselwirkung wurde nicht weiter verfolgt, da es in der Regel ein sehr feines Berechnungsgitter erfordert, um die sich ergebende Einflüsse korrekt numerisch wiederzugeben.

Allerdings führen all diese Wechselwirkungen zu lokalen Entmischungen oder Verdünnungen, also folglich zu einer lokalen Faserkonzentrationsänderung, die wesentlich entscheidender für die resultierenden strukturmechanischen Eigenschaften sind als geringe Abweichungen in der Faserorientierung und damit das Crashverhalten beeinflussen.

Diese lokalen Faserkonzentrationsunterschiede sind auch bei den Anwendern im PbA experimentell festgestellt worden. Daher wurde bei dem Kickoff-Meeting im PbA beschlossen, bei der Modellierung den Aspekt der Faserkonzentrationsänderung aufgrund der Wechselwirkungen bei LFT mit zu betrachten.

Zunächst wurde einer Literaturrecherche durchgeführt und das für Partikelkonzentrationen übliche Phillips-Modell [Phil92] auf Fasersuspensionen verallgemeinert, indem die notwendigen Parameter durch effektive äquivalente Größen (Radius, Oberfläche) ersetzt wurden. Die Transportgleichung für die Faserkonzentration ϕ lautet:

$$\partial_t \phi + v \nabla \cdot \phi = - \nabla \cdot (\phi J(\phi, A^{(2)})) \quad (6)$$

Dabei ist die Driftgeschwindigkeit J , die zu einer Entmischung oder Faserkonzentration führt wie folgt definiert:

$$J(\phi, A^{(2)}) = K_{coll} \sigma_{ell.} \nabla(\phi \dot{\gamma}) + K_{vis} \sigma_{ell.} (\phi \dot{\gamma}) \nabla \ln \eta_{eff} \quad (7)$$

Die Größen K_{coll} , K_{visc} sind Diffusionskonstanten aufgrund der Faserkollisionen bzw. aufgrund der Viskositätsgradienten und sind von der Größenordnung Eins. Der Kollisionsquerschnitt σ_{ell} ist speziell für die Fasern zu verallgemeinern, da das ursprüngliche Phillipsmodell nur sphärische Partikel betrachtet. Hierzu wurde eine erweiterte Literaturrecherche durchgeführt, die auch verwandte Forschungsfelder wie die Dynamik von Polymerketten erfasste [MaGr05], [KrOl10]. Aufbauend auf diesen verwandten Arbeiten wurde ein für die Anwendung des LFT-Spritzgusses adäquates Modell für die Faserkonzentrations- und Faserorientierungsdynamik entwickelt. Dabei ergeben sich folgende Ausdrücke für die beiden unbekanntenen Terme:

$$\sigma_{ell.} = \pi d^2 \left(1 + \left(\frac{l}{d} - 1 \right) A : A \right)$$

$$\nabla \ln \eta_{eff} = \frac{d \ln \eta_{eff}}{d\phi} \nabla \phi = \frac{d \ln \Gamma(\phi)}{d\phi} \nabla \phi \quad (8)$$

Das gesamte Modell lässt sich wie folgt kurz zusammenfassen:

- Für die Geschwindigkeit und den Druck werden die Navier-Stokes-Gleichungen gelöst. Zusätzlich werden die thermischen Effekte über die Temperaturgleichung und temperaturabhängige Materialparameter mit berücksichtigt. Für die Füllsimulation wird zusätzlich ein VoF-Ansatz zur Beschreibung der Füllfront verwendet.
- Die Faserorientierungsdynamik beruht auf den Folgar-Tucker-Gleichungen, wie sie auch für kurzfaserverstärkte Kunststoffe schon seit Jahren erfolgreich eingesetzt werden. Die Faser-Faserwechselwirkung wird durch einen sogenannten Maier-Saupe-Term berücksichtigt, der effektiv eine vorhandene Faserorientierung verstärkt.
- Die lokalen Faserkonzentrationsunterschiede werden durch eine Partikelkonzentration gemäß dem üblichen Phillips-Modell beschrieben, wobei für die Verallgemeinerung auf Fasersuspensionen die notwendigen Parameter durch effektive äquivalente Größen (Radius, Oberfläche) ersetzt wurden.

Wesentlich für die gesamte Beschreibung ist die Kopplung dieser drei Gleichungen über das rheologische Gesetz, also die Spannungs-Dehnungsbeziehung in Abhängigkeit von der Faserkonzentration ϕ und der Faserorientierung A .

$$\sigma = \eta_{eff} \kappa = \eta_s(T, \dot{\gamma}) \left[\kappa + \Gamma(\phi) \kappa + \Gamma(\phi) \beta(a) (A^{(4)} \kappa - \frac{1}{3} A^{(2)} : \kappa Id) \right] \quad (9)$$

$$\Gamma(\phi) = \frac{2\phi}{1-\phi} = \frac{1+\phi}{1-\phi} - 1; \quad \beta(a) = \frac{a^2 + 6.5 - 6 \ln(2a)}{2 \ln(2a) - 3}; \quad a = \frac{l}{d}$$

Dabei kann der Zusammenhang explizit berechnet werden, in dem dann nur noch auf das Verhältnis von Faserlänge zu Faserdicke eingegangen wird. Der bisher übliche Faktor $N_p = \Gamma(\phi) \beta(a)$ separiert sich in einen rein konzentrationsabhängigen Faktor $\Gamma(\phi)$ und einen geometrischen Faktor für Langfasern $\beta(a)$. Durch Einsetzen der Fasercharakteristika (Faserlänge und Faserdicke)

wie auch der Faserkonzentration (hier ist immer die Volumenkonzentration gemeint) ergeben sich explizit Werte von N_p , die bisher durch Parameteridentifikation zu bestimmen waren.

Für das oben dargestellte vollgekoppelte Modell zur Füllsimulationsberechnung langfaserverstärkter Polymere mit voller Kopplung der Faserkonzentrations- und Faserorientierungsdynamik wurde ein Finite-Volumenverfahren für strukturierte Netze entwickelt und im ITWM eigenen Softwareframework CoRheoS implementiert.

5.2 Parameteridentifikation und Validierung

In einem ersten Verifikationsschritt wurde die prinzipielle Gültigkeit des Modells überprüft. Hierzu wurden zunächst die aus der Literatur abgeleiteten und somit ungenauen Modellparametern an den STAMAX Platten mit 30% Fasergewichtsanteil (entspricht 12,9% Volumenanteil) Testsimulationen durchgeführt, um das prinzipielle Verhalten der Konzentrationsverteilung zu bestimmen und mit den Erfahrungswerten und ersten Auswertungen am IWM zu vergleichen.

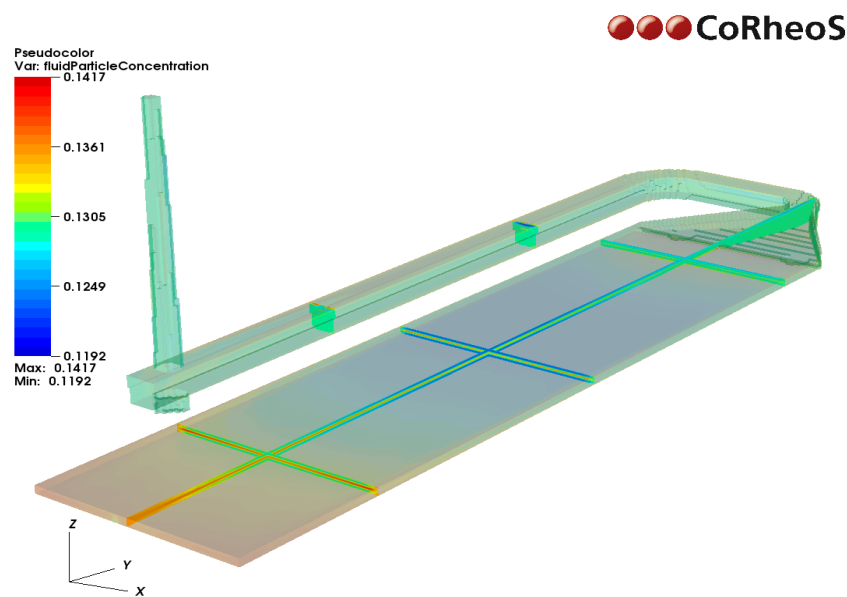


Bild 4: Faserkonzentrationsverteilung in ausgewählten Querschnitten der Plattenströmung.

Bild 4 zeigt die Konzentrationsverteilung mit dem folgenden Verhalten:

- Die Konzentrationsverteilung über die Plattendicke zeigt eine leicht niedrigere Konzentration am Rand
- Die Konzentration nimmt in Fließrichtung der Füllung der Platte zu

Dieses Verhalten wurde zunächst in den Simulationen festgestellt. Der erste Punkt konnte durch detaillierte Analysen an den μ CT-Proben bestätigt werden (siehe Abschnitt 6.2). Der zweite Punkt führte dazu, dass das IWM zusätzlich Gewichtsmessung an noch vorhandenen Proben aus den Platten durchgeführt hat. In Abschnitt 6.3 Bild 19 wird gezeigt, dass die Messergebnisse die Simulationsberechnung bestätigen.

Zusätzlich wurde auch das Füll- und Konzentrationsverhalten bei einer Probenplatte mit Loch (Geometrie wurde von Bosch zur Verfügung gestellt) untersucht. Die Füllstudie in Bild 5 zeigt deutlich die Konzentrationsunterschiede vor und hinter dem Hindernis und die Anhäufung der Fasern an der Bindeaht.

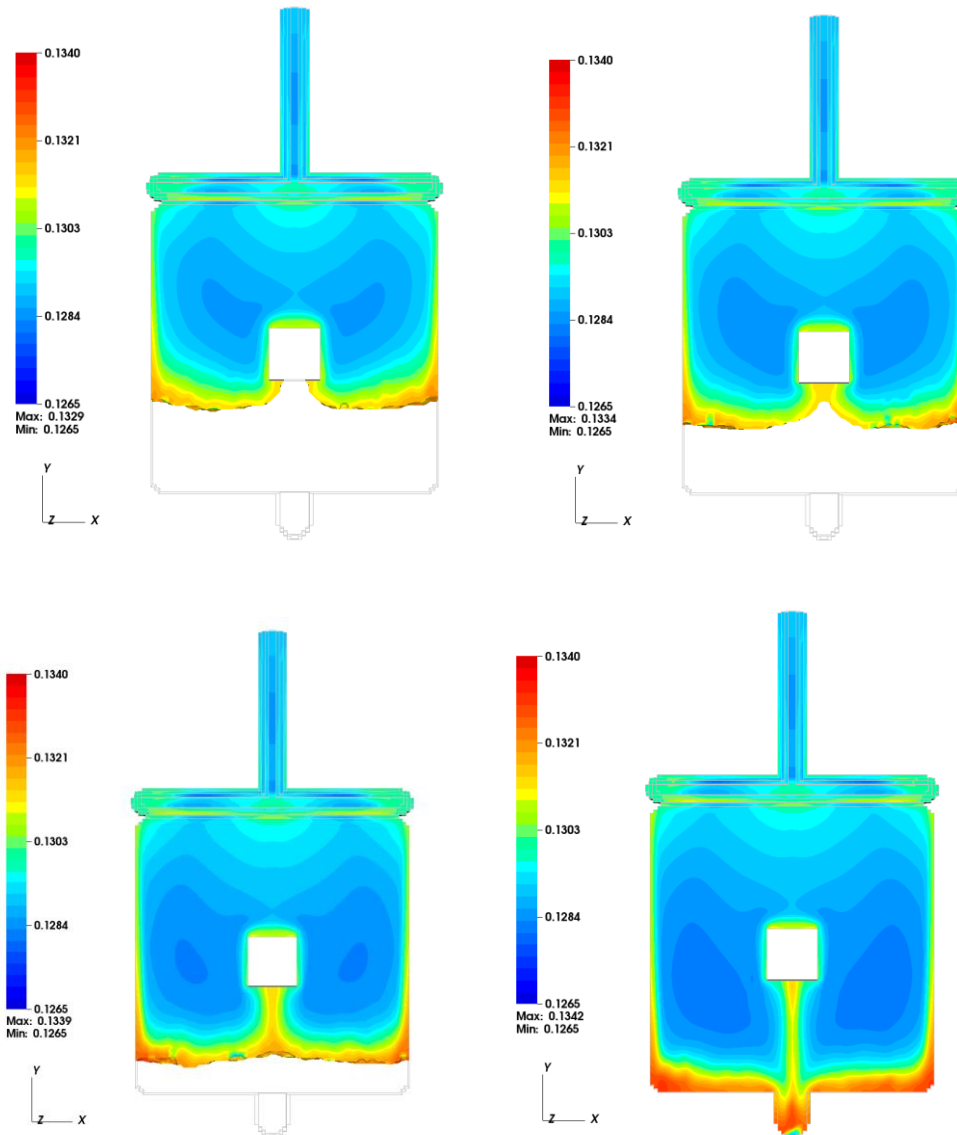


Bild 5: Faserkonzentrationsverteilung bei 3mm-Probenplatte mit einem Loch bei einem Füllgrad von 75% (links,oben) 80% (rechts,oben), 90%(links unten) und 100% (rechts unten).

5.3 Bestimmung Modellparameter (Analytisch, bzw. an der Probenplatte!)

Die Füllsimulationen der *Sabic*-Platten wurden mit den Materialdaten STAMAX 30YK270E, also für einen Fasergewichtsanteil von 30 Gew.-% durchgeführt. Die mittlere Faserlänge (Anzahl gemittelt) ergab sich zu 1.04mm und der mittlere Faserdurchmesser zu 19µm, was ein Aspektverhältnis von ungefähr 53 zur Folge hat.

Die Injektionszeit war 2 Sekunden, das Polymer wurde zur Injektion auf 230 °C aufgeheizt und die Form wurde auf 50 °C temperiert.

Zur Berechnung der Faserorientierung und Faserkonzentration der *Sabic*-Platte wurde die Geometrie für die *Sabic*-Platte inklusive des Einlaufsystems erstellt und eine umfangreiche Simulationsstudie zur Ermittlung der Modellparameter durchgeführt. Dabei wurden systematisch die offenen Diffusionsparameter variiert und mit den Orientierungs- und Konzentrationsmessungen an den Stellen der µCT-Proben verglichen. Das Ergebnis der Parameter- und Validierungsstudie ist eine Parametrisierung der noch freien Modellparameter, die sich im Bereich der physikalisch sinnvollen Grenzen dieser Parameter bewegt und in den folgenden Werten resultiert:

$$K_{coll} = 0.175, K_{visc} = 0.175, k = 0.5, C_i = 0.0025, W = 7 \quad (10)$$

Insbesondere der Vergleich mit den µCT-Analysen hat gezeigt, dass alle auftretenden Effekte wie die lokalen Faserkonzentrationsunterschiede in Dickenrichtung und die Faserorientierungsmuster über die Dicke durch das Modell reproduziert werden.

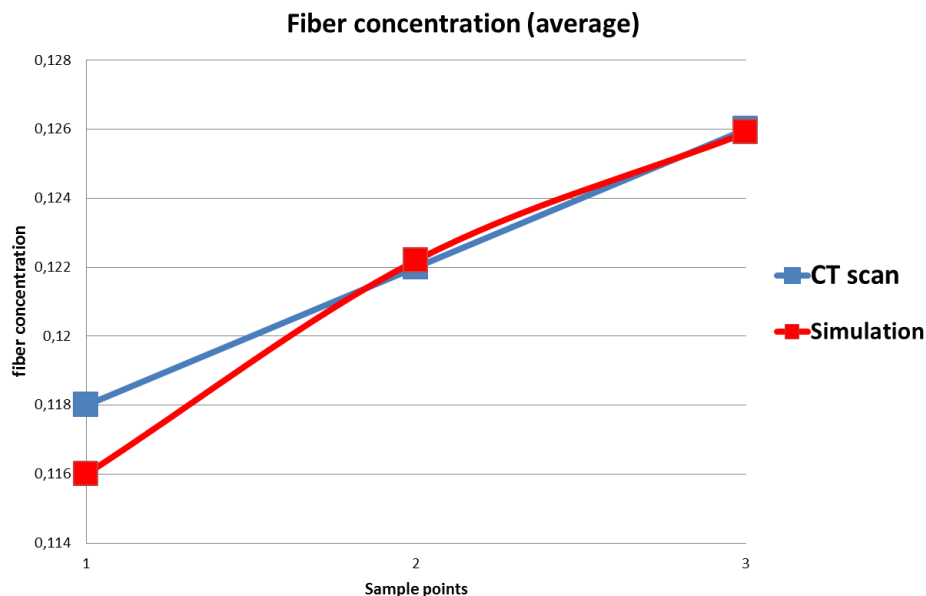


Bild 6: Vergleich der Faserkonzentration an den 3 Probeentnahmestellen mit den aus den µCT-Aufnahmen ermittelten Werten.

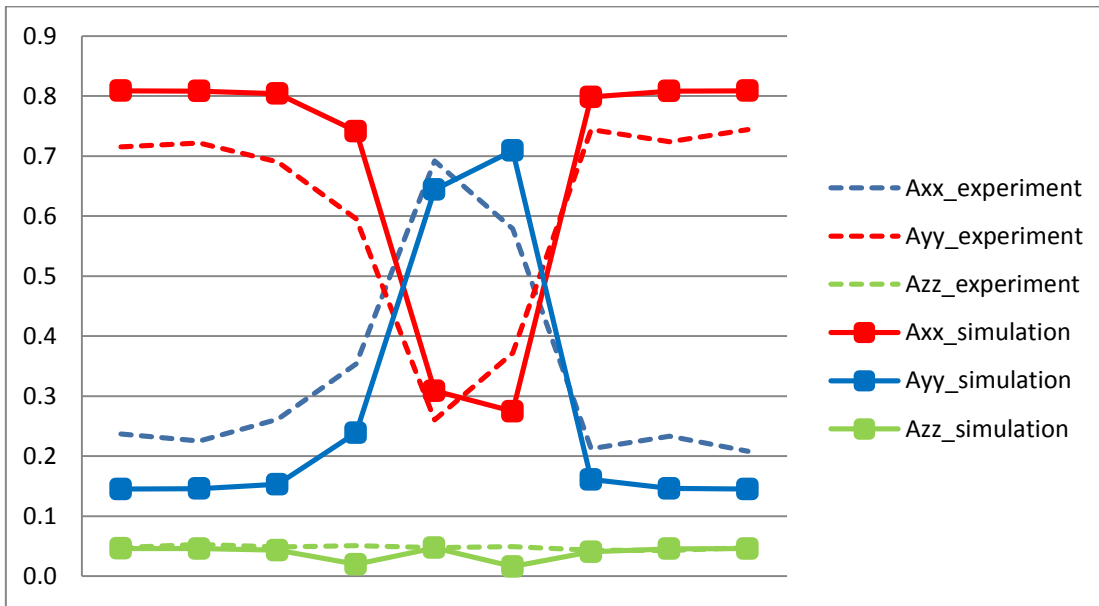


Bild 7: Faserorientierung über die Plattendicke an der Probenentnahmestelle CT-01-19
 Vergleich der simulierten und gemessenen Faserorientierungen in die 3 Koordinatenrichtungen.

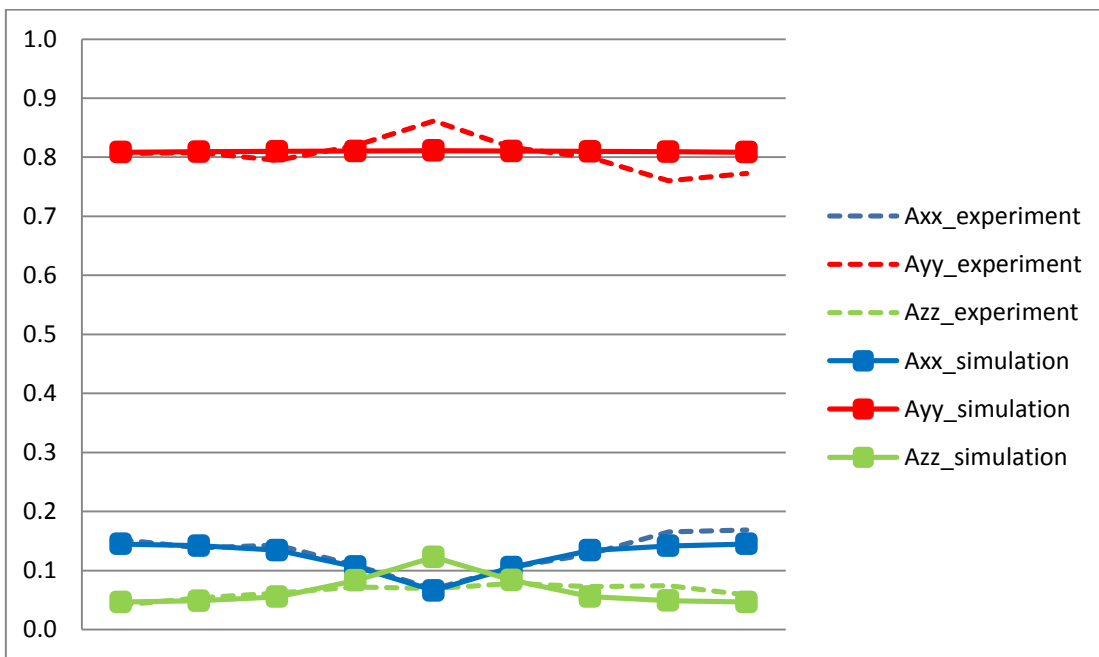


Bild 8: Faserorientierung über die Plattendicke an der Probenentnahmestelle CT-02-19
 Vergleich der simulierten und gemessenen Faserorientierungen in die 3 Koordinatenrichtungen.

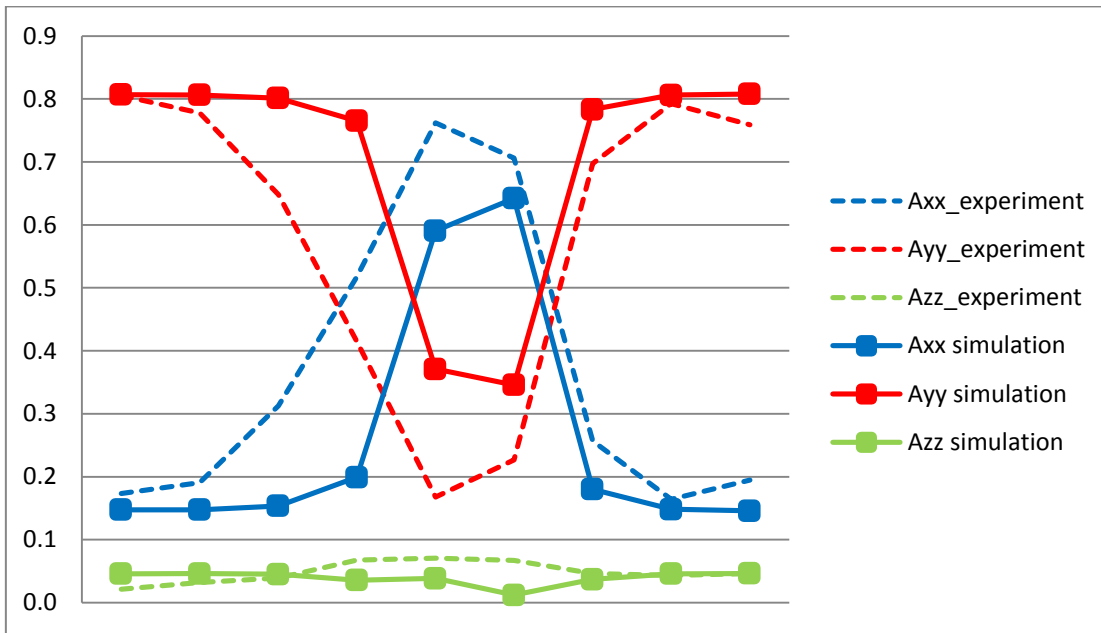


Bild 9: Faserorientierung über die Plattendicke an der Probenentnahmestelle CT-03-19
 Vergleich der simulierten und gemessenen Faserorientierungen in die 3 Koordinatenrichtungen.

6 Experimentelle Mikrostrukturanalyse

6.1 Lichtmikroskop

Lichtmikroskopische Untersuchungen am Werkstoff mit 30 Gew.-% Glasfasergehalt zeigen qualitativ die Faserorientierungsverteilungen über der Plattendicke an drei verschiedenen Positionen über der Plattenbreite (Bild 10). Die Schlitze sind senkrecht zur Fließrichtung gefertigt. Am Plattenrand (Bild 10a) liegen die meisten Fasern in Fließrichtung. Im Gegensatz dazu ist in Plattenmitte ein deutlicher Lagenaufbau der Faserorientierungen über der Plattendicke zu erkennen (Bild 10c). Hierbei legen sich die Fasern in der Mittelschicht senkrecht zur Fließrichtung, erkennbar durch langgestreckte ellipsoid förmige Konturen.



Bild 10: Schliffbilder unter dem Lichtmikroskop senkrecht zur Fließrichtung des LFT-Werkstoffes mit 30 Gew.-% Glasfasergehalt. A: Randbereich, B: 20mm Abstand vom Plattenrand, C: Plattenmitte

Mit Erhöhung des Faservolumengehalts vergrößert sich die Wahrscheinlichkeit zur Bildung von Fasernestern (Bild 11). Die starken Inhomogenitäten beeinflussen das mechanische Verhalten deutlich wie in Kapitel 7.3.1 gezeigt wird.



Bild 11: Schliffbild unter dem Lichtmikroskop des LFT-Werkstoffes mit 40 Gew.-% Glasfasergehalt. Häufig bilden sich die dargestellten Fasernester.

Aus den Schliffbildern lassen sich ebenfalls die Dicken der Fasern bestimmen. Ermittelte variierende Faserdurchmesser sind in Bild 12 dargestellt.

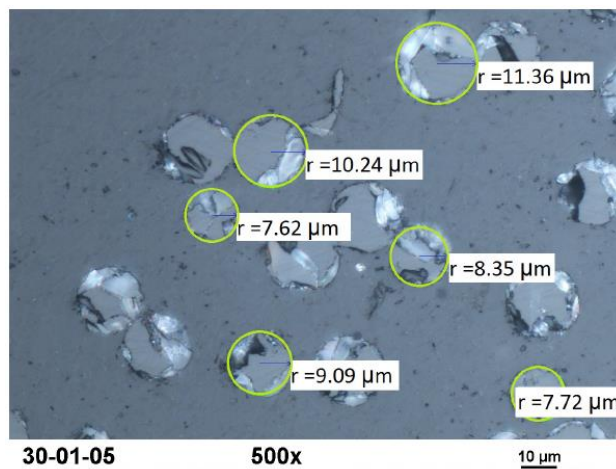


Bild 12: Ermittlung der Faserdicken des untersuchten LFT-Werkstoffes anhand von Schliffbildern unter dem Lichtmikroskop. Messung einzelner Faserradien ergeben Durchmesser zwischen $14\mu\text{m}$ und $22\mu\text{m}$.

6.2 Computertomographie (CT)

Zur dreidimensionalen Charakterisierung der untersuchten LFT-Materialien wurden mikrocomputertomographische (μCT) Aufnahmen verschiedener Bauteilproben durchgeführt, vgl. Bild 13 und Tabelle 1. Die erzielten Auflösungen genügen, um die Fasersysteme der einzelnen Proben darzustellen und zu visualisieren, vgl. Bild 14.

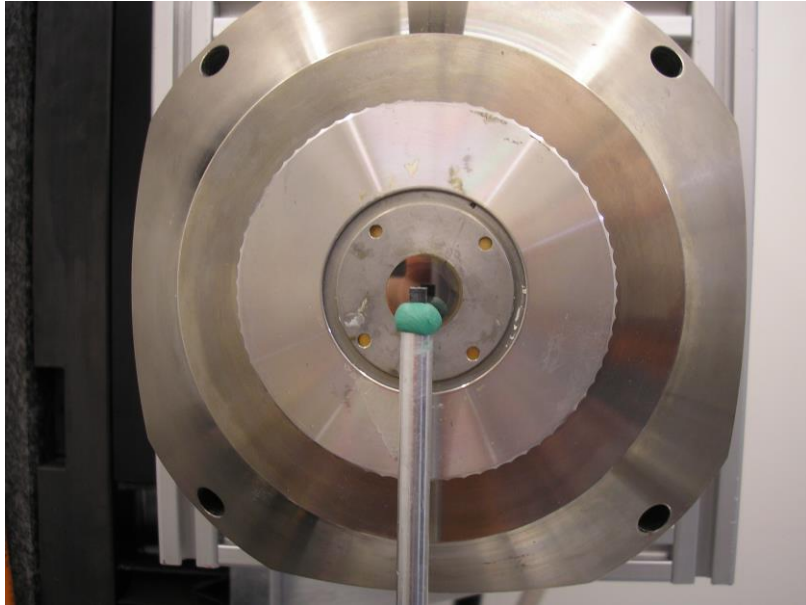


Bild 13: Positionierung der Probe 01-19 relativ zur Röntgenquelle (im Hintergrund) im μ CT am Fraunhofer ITWM, Kaiserslautern.

Tabelle 1: μ CT-Aufnahmen mit Ihren Pixelauflösungen und der durch Binarisierung ermittelten Faservolumendichte.

Probe	Pixelkantenlänge	Faservolumendichte (aus μCT-Rekonstruktionen)
AAK-Fz	3,9 μ m	12,39 vol%
01-19	2,0 μ m	10,22 vol%
02-19	1,9 μ m	11,83 vol%
03-19	1,9 μ m	12,53 vol%
F	1,9 μ m	10,76 vol%
G	1,9 μ m	12,43 vol%

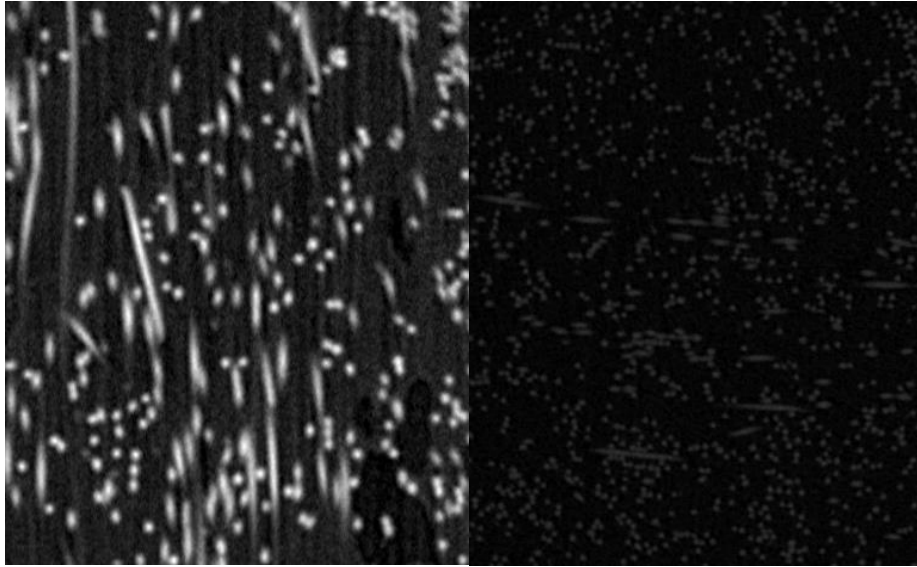


Bild 14: Beispiele für die Darstellungen der Fasersysteme in den Proben 01-19 (links) und AAK-Fz (rechts). Hier dargestellt sind lediglich 2D-Schnitte durch die dreidimensionalen Rekonstruktionen.

In einem ersten Schritt wurden die sieben Proben im Sinne ihres Faservolumengehaltes charakterisiert. Hierzu wurde in den Bilddaten durch nichtlineare Filter zunächst das Rauschen unterdrückt. durch einfaches Thresholding werden die Daten dann in Binärdaten überführt, so dass die Faser (1) vom Matrixmaterial (0) unterschieden werden kann. Der Anteil der Faserpunkte am Gesamtvolumen wird dann als Schätzung der Faservolumendicht verwendet (siehe Tabelle 1). Die so ermittelten Faservolumengehalte erlauben aber noch keine Rückschlüsse auf die räumliche Homogenität des Fasersystems. Deshalb wurden die Faservolumendichten im nächsten Schritt positionsabhängig betrachtet. Hieraus lassen sich Rückschlüsse über die Homogenität des Fasersystems ziehen. Außerdem sind die Ergebnisse bzgl. der Faserdichten durch das eingesetzte Schwellenwertverfahren subjektiv: Eine eindeutige Wahl des Schwellenwertes ist aufgrund von Rauschen, Kantenunschärfen und endliche räumlicher Auflösung der Daten nicht möglich. Folglich wurden für jeden Datensatz manuell maximale und minimale Schwellenwerte ermittelt. So lässt sich ein Konfidenzbereich angeben, in dem sich – gemäß der μ CT-Rekonstruktionen – der Faservolumengehalt global und lokal bewegt. Beide Ergebnisse (lokale Faserdichte und Konfidenzintervalle) sind für jede Probe getrennt in Bild 15 dargestellt. Die Proben 02-19, AAK-Fz und G zeigten über ihre Dicke homogene Faserdichten, während die verbleibenden Proben 01-19, 02-19 und F im Probeninneren eine deutliche höhere Faserkonzentration aufweisen als in den äußerem Schichten.

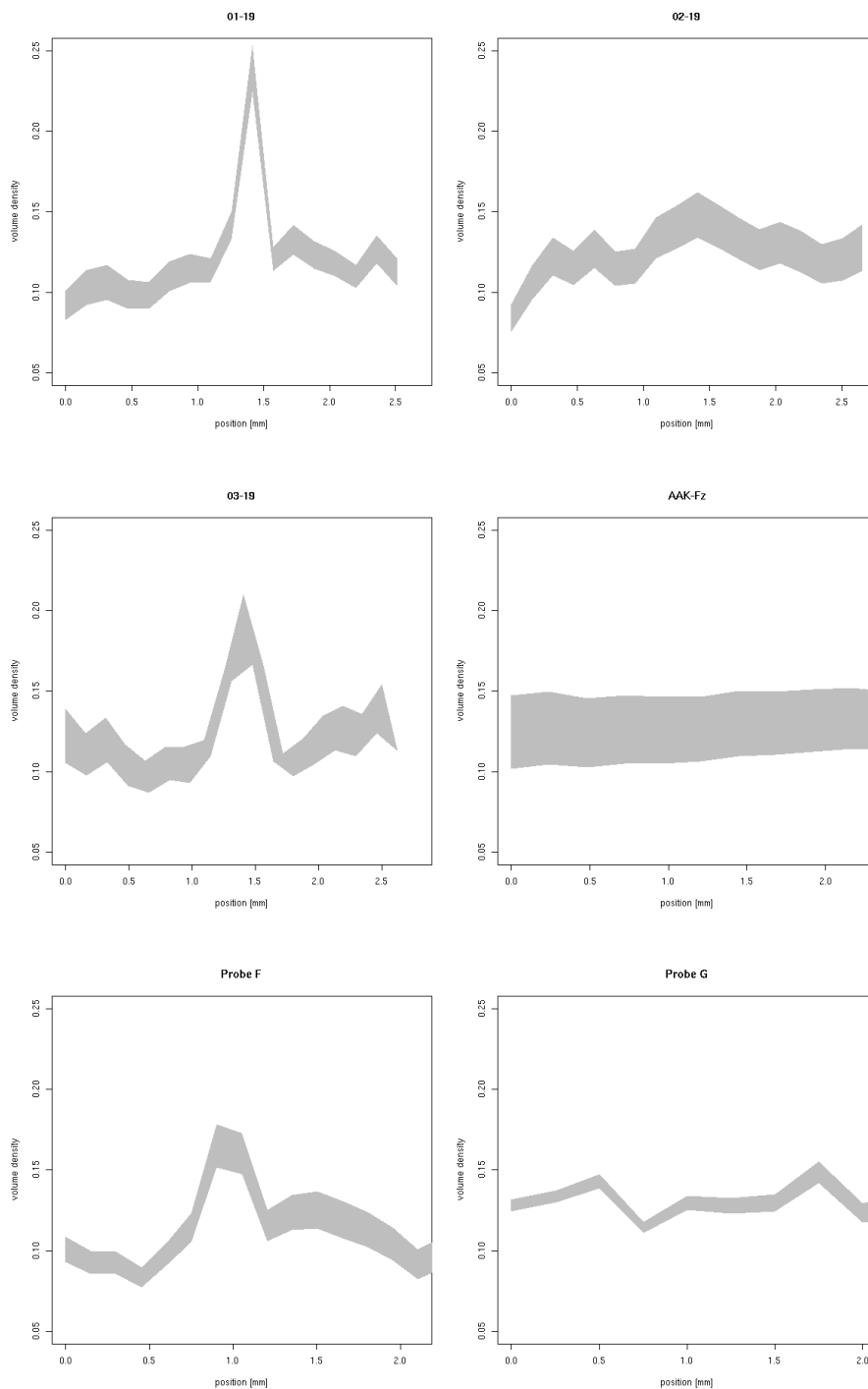


Bild 15: Lokale Konfidenzintervalle der Faservolumengehalte für alle Probe abgetragen über die jeweilige Bauteildicke.

Für die hier dargestellten Ergebnisse bzgl. des Faservolumengehalts wurden Binarisierungen des Fasersystems erstellt und das so erhaltene Volumen auf das Gesamtvolumen bezogen. Wie jedoch schon in Bild 14 erkennbar ist, beinhalten einige der Proben nicht nur Faser- und Matrixmaterial, sondern auch Luftporen. Besonders deutlich war dies in der Probe AAK-Fz zu sehen, vgl. Bild 16. Diese Luftporen stellen ggf. eine Fehlerquelle bei der Umrechnung von Faservolumengehalt auf

Fasergewichtsanteil dar. Für den Fall AAK-Fz (wo besonders viele Luftporen erkennbar waren), wurde der Anteil von Luftporen am Gesamtvolumen auf 1,1 vol% bestimmt. Die verbleibenden Proben sollten einen Luftgehalt nicht über diesem Wert beinhalten – auch wenn diese Werte aufgrund des schwachen Kontrastes zwischen Luftporen und Matrixmaterial nicht exakt bestimmbar waren.

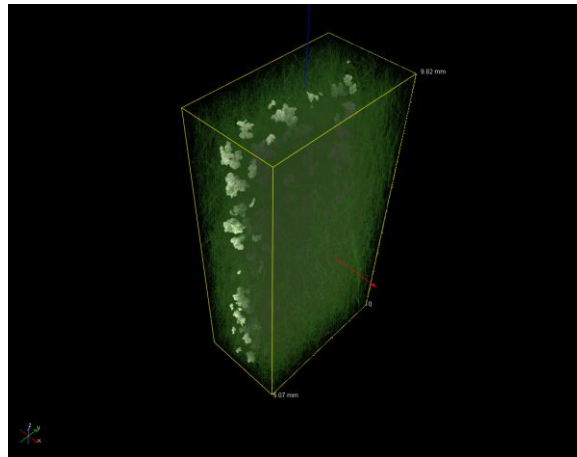


Bild 16: Segmentierte Luftporen in Probe AAK-Fz.

Neben dem Fasergehalt spielt vor allem die Faserorientierung der Proben eine wichtige Rolle für die makroskopischen mechanischen Eigenschaften. Hierzu wurde das Verfahren aus [WGSW14] eingesetzt, welches im Folgenden kurz zusammengefasst wird.

Um Informationen über die Faserrichtungsverteilung aus Bilddaten zu gewinnen, werden die lokalen Eigenschaften von Bildern analysiert und jedem Pixel $x \in \mathbf{Z}^3$ ein Richtungsvektor $v(x) \in S^2$ auf der Einheitskugel S^2 zugewiesen. Mit der Software MAVI wird $v(x)$ aus einer Eigenwertanalyse der Hesse-Matrix bestimmt. Durch statistische Auswertungen der lokalen Richtungen $v(x)$ lassen sich nun Aussagen über die Faserrichtungsverteilung eines Fasersystems machen. Hierbei werden nur solche Richtungsvektoren F betrachtet, die auf dem Fasersystem liegen, $F = \{v(x) | x \in \text{Fasersystem}\}$. Diese Punkte können über eine Trennung von Faser und Matrix bestimmt werden (Binarisierung). Zum Beispiel ergibt sich die diskrete volumengewichtete Richtungsverteilung aus einem Histogramm über F , welche wiederum auf S^2 definiert ist. Eine volumengewichtete Richtungsverteilung entspricht - unter milden und typischerweise erfüllten Bedingungen - der Richtungsverteilung im typischen Faserpunkt. Sie gibt die Wahrscheinlichkeit an, eine gegebene Faserrichtung in einem gleichverteilt zufällig gewählten Faserpunkt vorzufinden.

Eine weitere, gängige Beschreibungsform für Faserrichtungsverteilungen stellt der Orientierungstensor zweiter Ordnung dar (a_2). Eine - wiederum volumengewichtete - Variante des Orientierungstensors zweiter Ordnung lässt sich über das Tensorprodukt $v(x)v^t(x)$ leicht aus den lokalen Richtungsvektoren F im Fasersystem berechnen. Durch arithmetische Mittelung der Tensoren $v(x)v^t(x)$ über Untermengen von F lassen sich Orientierungstensoren in Bildbereichen unterschiedlicher Größe berechnen.

Die Orientierungstensoren können folglich in verschiedenen Unterbereichen der CT-Rekonstruktionen ausgewertet werden. Ähnlich zu Bild 15 ist jedoch die Entwicklung der Faserrichtung über die Probendicke von besonderem Interesse. Diese können vor allem mit rheologischen Faserrichtungssimulationen verglichen werden, deren Ergebnisse typischerweise auf Knoten bestimmter Gitterabstände durch die Probendicke hindurch vorliegen. Daher wurden die Tensoren in 18 Schichten entlang der Probendicke ausgewertet.

Für eine zusammenfassende Betrachtung sind die Orientierungstensoren jedoch ungeeignet. Je nach Ausrichtung der Probe während der CT-Aufnahme können (abhängig von der Faserrichtung) unterschiedliche Komponenten relevant sein. Eine Eigenwertzerlegung der Orientierungstensoren liefert jedoch Informationen über die Form der Faserrichtungsverteilung, unabhängig von der Lage des Koordinatensystems. Hierzu betrachten wir die reellen Eigenwerte $l_1 \geq l_2 \geq l_3$ des Orientierungstensors a_2 . Der Anisotropiegrad

$$\alpha = 1 - \frac{l_3}{l_1} \quad (11)$$

nimmt dann Werte zwischen Null und Eins an. Der Wert Null wird für ein isotropes Fasersystem („keine Vorzugsrichtung“) erreicht, während α für parallele und planare Faserrichtungsverteilungen gegen Eins strebt. Dieser Wert kann somit als zusammenfassende Beschreibung der Orientierungstensoren zweiter Ordnung verwendet werden, s. Bild 17. Auch wenn aus α keine Rückschlüsse auf die Faservorzugsrichtung möglich sind, so zeigt Bild 17 dennoch, dass Änderungen der Faserausrichtung räumlich mit Änderungen der Faserdichte korrelieren (AAk-Fz, 01-19, 03-19).

Ähnlich wie im Falle der Faservolumendichten (Bild 15) sind auch für die Richtungstensoren Konfidenzintervalle für die, aus den Bilddaten bestimmten Werte, wünschenswert. Da die hier angewandte Methode zur Berechnung der Orientierung jedoch ohne Schwellenwerte auskommt, wurden hier simulierte Faserdaten herangezogen, um einen Eindruck über die Genauigkeit der Ergebnisse zu erhalten. Hierzu wurde ein 1000^3 -Pixel Bild mit nicht-überlappenden Zylinder („RSA“-Prozess) und bekannter Faserrichtungsverteilung erzeugt. In diesem richten sich die Fasern in den Randschichten in eine Richtung aus, wechseln dann aber im Probeninneren ihre Vorzugsrichtung um 90° .

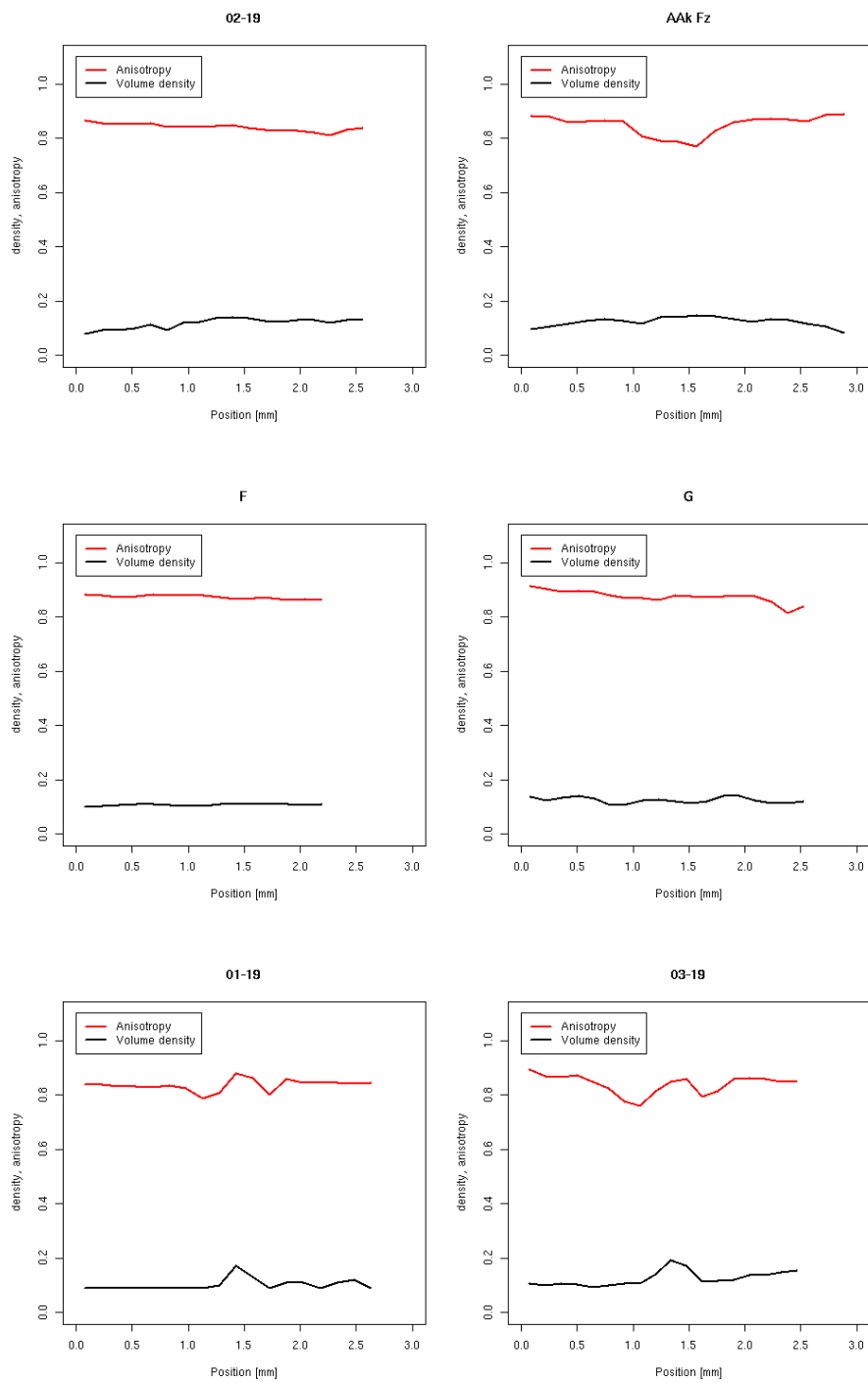


Bild 17: Zusammenfassende Darstellungen der Anistropiegrade (rot) und der lokalen Volumendichten (schwarz) der jeweiligen Fasersysteme. Die Kurven zeigen der Verlauf der zwei Größen abgetragen über die Probendicke. Der Anisotropiegrad gibt keine Auskunft über die Vorzugsrichtung. Er gibt lediglich an, ob das Fasersystem isotrop (Null) oder parallel/planar (Eins) ist.

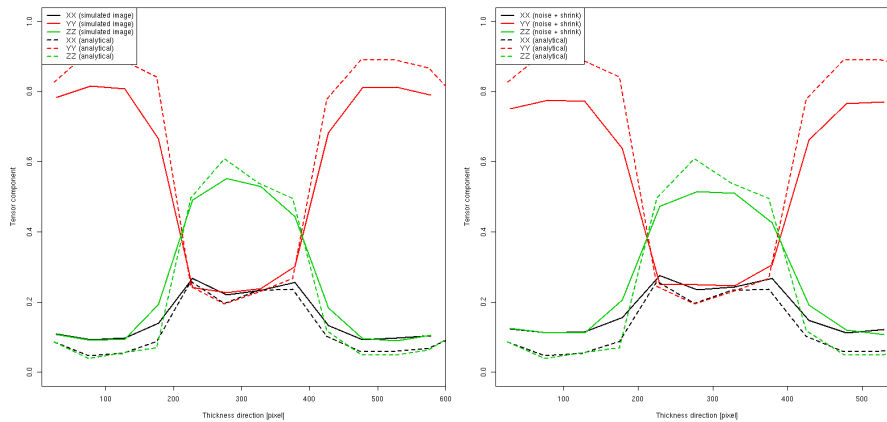


Bild 18: Ergebnisse bzgl. der Genauigkeit des Orientierungstensors zweiter Ordnung anhand simulierter Bilddaten. Links: Rauschfreie Situation mit einem Schätzfehler unter 0,1 in den Diagonalkomponenten des Orientierungstensors. Rechts: Um den Faktor 2 verkleinertes Fasersystem mit additivem Gauß'schen Rauschen. auch unter diesen erschwerten Bedingungen liegen die Fehler nur wenig über 0,1.

Bild 18 zeigt die Ergebnisse dieses Versuchs: Die bildanalytisch bestimmten Diagonalelemente des Orientierungstensors weichen auch bei reduzierter Auflösung und additivem Pixelrauschen nur um ca. 0,1 von den analytisch bestimmten Werten ab. Das Bild mit der reduzierten Auflösung von 500^3 Pixeln wurde durch Binning von jeweils $2 \times 2 \times 2$ benachbarten Pixel erzeugt.

Ebenfalls wurden in diesem Projekt erstmals Orientierungstensoren vierter Ordnung aus CT-Bilddaten bestimmt. Hierzu wurden die wie oben beschriebenen lokalen Richtungsvektoren in Vordergrundpixeln wie folgt gemittelt:

$$a_{ijkl} = \frac{1}{|F|} \sum_{v \in F} v_i v_j v_k v_l \quad (12)$$

Die so bildanalytisch ermittelten Orientierungstensoren können z.B. zum Abgleich mit Closure-Approximationen der Orientierungstensoren vierter Stufe eingesetzt werden.

Zusammenfassung der CT-Untersuchungen:

- Proben 03-19, AAK-Fz und G weisen den höchsten Faservolumengehalt auf.
- Alle Proben sind im Sinne ihrer Richtungsverteilungen anisotrop.
- Schwankungen in der Faserrichtungsverteilung korrelieren räumlich mit Schwankungen der Faserdichte.
- Es konnten die Messfehler für Faservolumendichte und Orientierungstensoren experimentell abgeschätzt werden.
- Die Proben enthielten Luftporen mit einem Anteil von bis zu 1,1 vol% (AAK-Fz).

6.3 Gegenüberstellung der Messmethoden des Faservolumengehalts

Die Messung des Faservolumengehaltes an unterschiedlichen Positionen erfolgte mit zwei unterschiedlichen Methoden. Zum einen wurde durch Wiegen der einzelnen Flachzugproben die Dichte der Probenkörper an unterschiedlichen Positionen bestimmt. Dies wurde für jede Probe position durchgeführt. Der Faservolumenanteil c_f wird dann wie folgt berechnet:

$$c_f = \frac{(\rho_{total} - \rho_{PP})}{(\rho_{glas} - \rho_{PP})} \quad (13)$$

Dabei bezeichnet ρ_{PP} die Dichte von Polypropylen und ρ_{glas} ist die Dichte der Glasfasern. Beide Werte sind Angaben des Herstellers SABIC. Der Faservolumenanteil aus den CT-Analysen der Proben 01-19, 02-19 und 03-19 wird, wie im Abschnitt 6.2 bereits ausführlich beschrieben, mit Hilfe der am ITWM entwickelten Software MAVI optisch bestimmt. In Bild 19 sind die Ergebnisse beider Methoden zur Ermittlung des Faservolumenanteils entlang der Fließrichtung der Platte dargestellt. Es zeigt sich, dass mit beiden Verfahren die Faservolumenkonzentration mit dem Fließweg zunimmt.

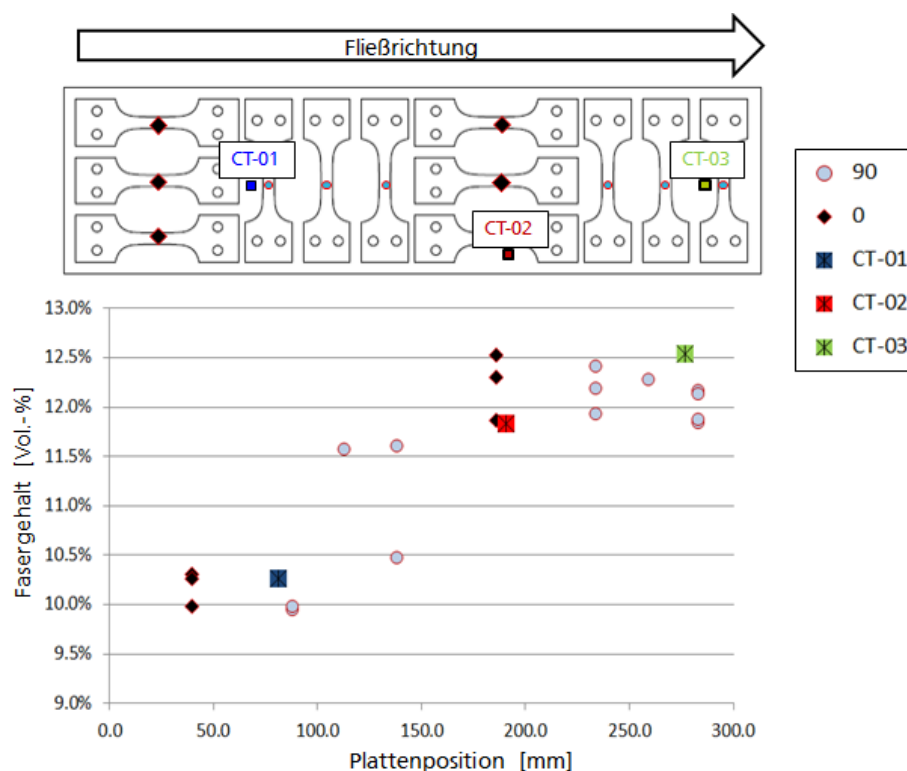


Bild 19: Vergleich zwischen den Methoden zur Messung des Faservolumengehalts durch die optische Analyse mit Hilfe der CT-Daten und der Dichtebestimmung durch Wiegen der Flachzugproben. Es ist eine Zunahme des Faservolumengehalts mit der Fließrichtung zu erkennen.

7 Experimentelle mechanische Werkstoffcharakterisierung

7.1 Probenentnahme

Die Probenentnahme erfolgte im spanenden Verfahren durch Hochgeschwindigkeitsfräsen. In Bild 20 sind die Probengeometrien für Zug-, Kerbzug-, Durchstoß und Druckproben dargestellt. Die abgebildete Kontur für die Zugversuche hat einen Prüfbereich von $L_C = 14\text{mm}$ mit einer Parallelität von $\pm 0,1\text{mm}$ bzgl. der Probenbreite b . Innerhalb dieser Toleranz wurde die Kontur leicht oval gefertigt um ein Versagen innerhalb der Prüflänge zu erreichen. Um Versagen unter Scherung sicherzustellen wurde in einer Vorversuchserie die Probengeometrie für diese Untersuchungen iterierend ermittelt. Bild 21 zeigt drei unterschiedliche Scherkontouren V1-V3. Bei Versuchen mit den Proben V1 und V2 konnte kein Scherversagen erzielt werden. Die Schädigungsinitiierung erfolgte jeweils in der Kerbe. Bei V2 verursachte die Geometrie ein Herausdrehen eines Bruchstücks aus der Scherzone (siehe Bild 22). Einzig die Probe V3 erwies sich für ein sicheres Scherversagen als zielführend und wurde deshalb für die weiteren Untersuchungen bei verschiedenen Dehnraten verwendet.

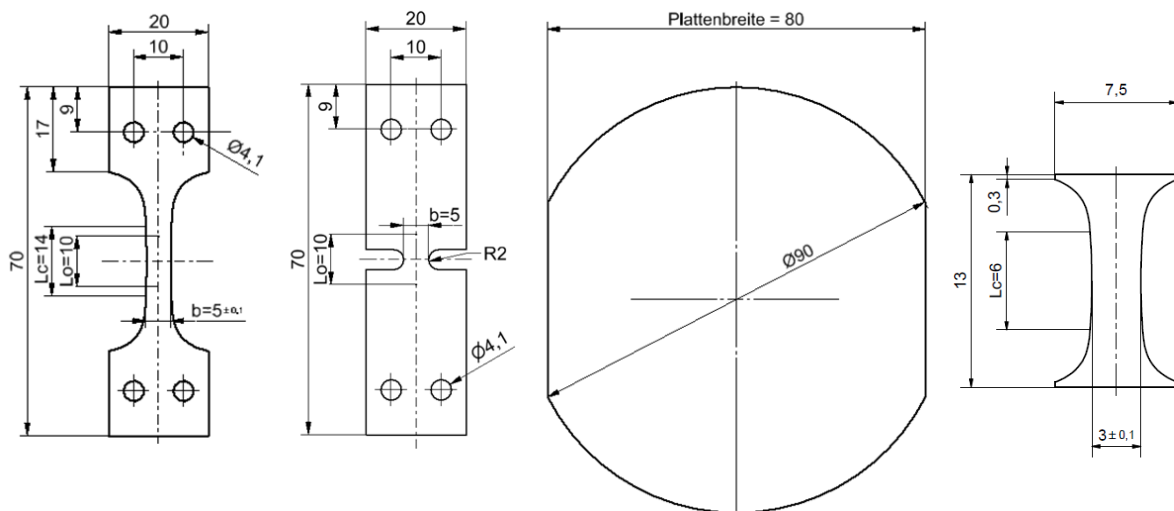


Bild 20: Probengeometrie für Zug-, Kerbzug-, Durchstoß- und Druckversuche mit den entsprechenden Abmessungen für die Entnahme aus den LFT STAMAX-Platten.

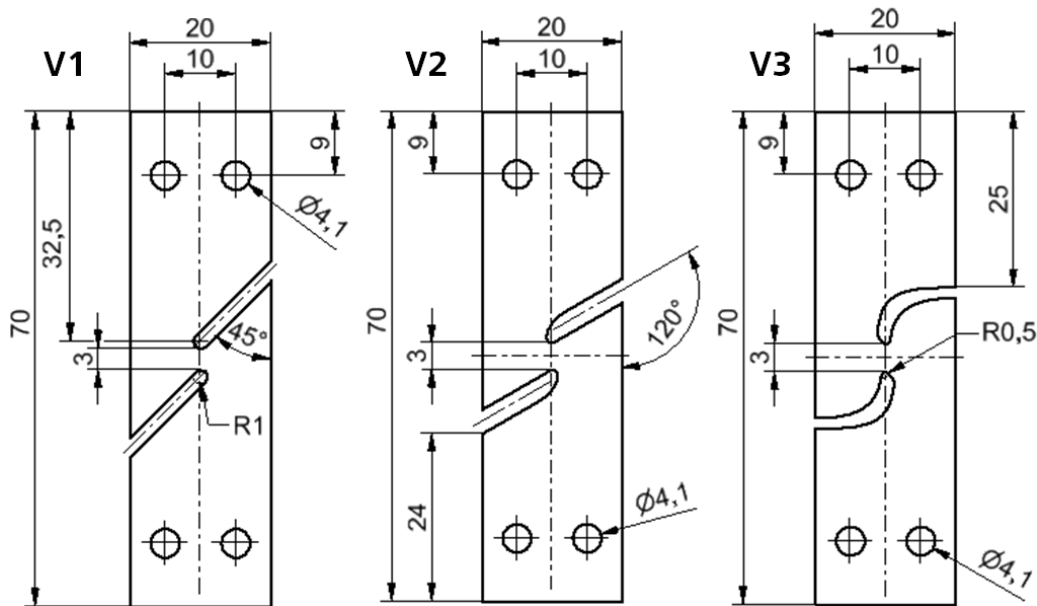


Bild 21: Drei unterschiedliche Scherproben (V1, V2 und V3) für Voruntersuchungen zum Versagen unter Scherung.

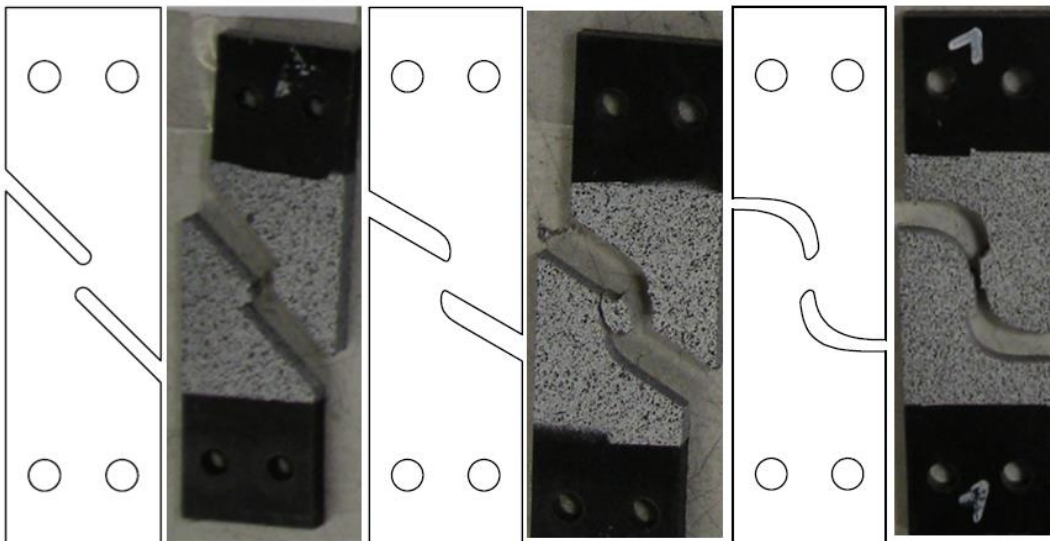


Bild 22: Scherproben V1, V2 und V3 nach den Vorversuchen. Proben V3 zeigte als einzige Scherversagen.

Um den Einfluss der Entnahmeposition nicht zu vernachlässigen, wurden über der ganzen Platte verteilt Proben entnommen. So erhöhte sich zwar die Streuung der Ergebnisse, aber es konnten auch lokale Eigenschaften, die durch den Fertigungsprozess auftreten, untersucht werden. Vergleichend wurde in Zugversuchen auch eine größere Probengeometrie geprüft, die jeweils aus nur einer Platte entnommen wurde.

In Bild 23 sind die Probenentnahmepläne für Zug-, Kerbzug- und Scherzugversuche dargestellt. Zug- und Kerbzugproben werden in drei verschiedenen Orientierungen 0° , 45° und 90° zur Fließrichtung entnommen. Bild 24 zeigt die Entnahmepläne der Durchstoßproben (Bild 24a), der taillierten Durchstoßproben 0° (Bild 24b) und 90° zur Fließrichtung sowie der Druckhantelproben 0° und 90° zur Fließrichtung (Bild 24d).

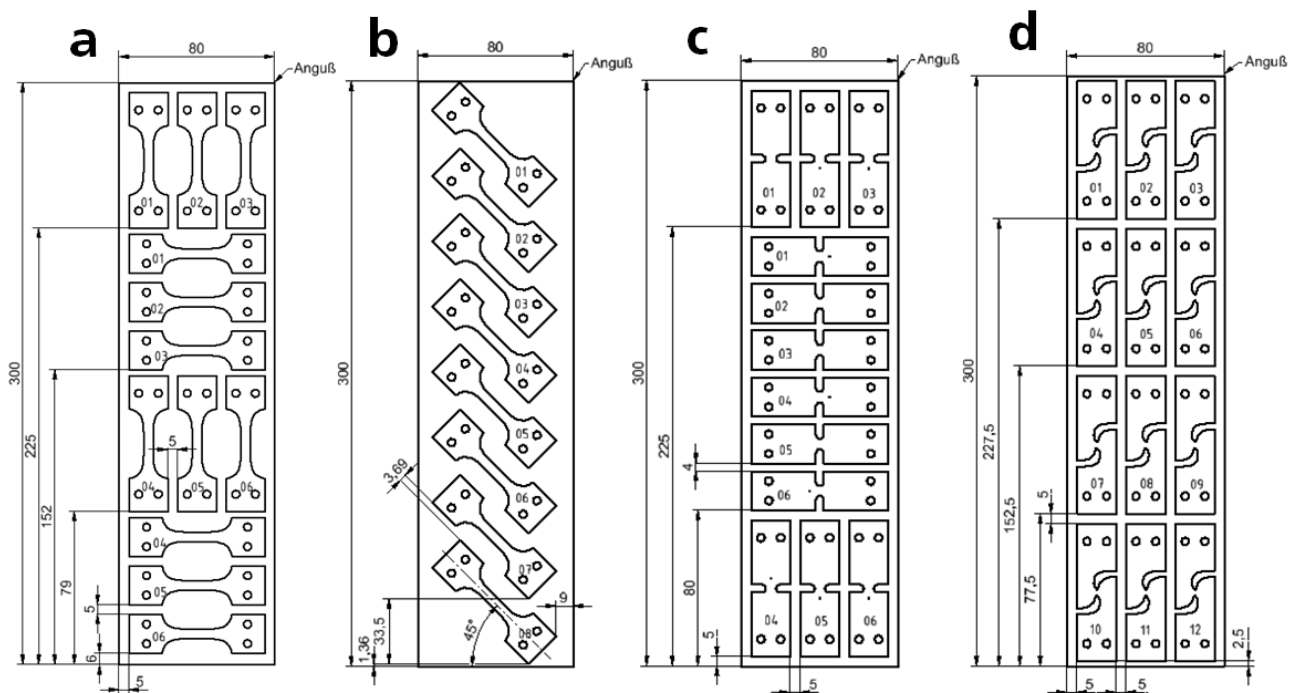


Bild 23: Probenentnahmepläne für Zugproben 0° und 90° (a) und 45° (b) zur Fließrichtung, für Kerbzugproben 0° und 90° zur Fließrichtung (c) und Scherzugproben V3 (d)

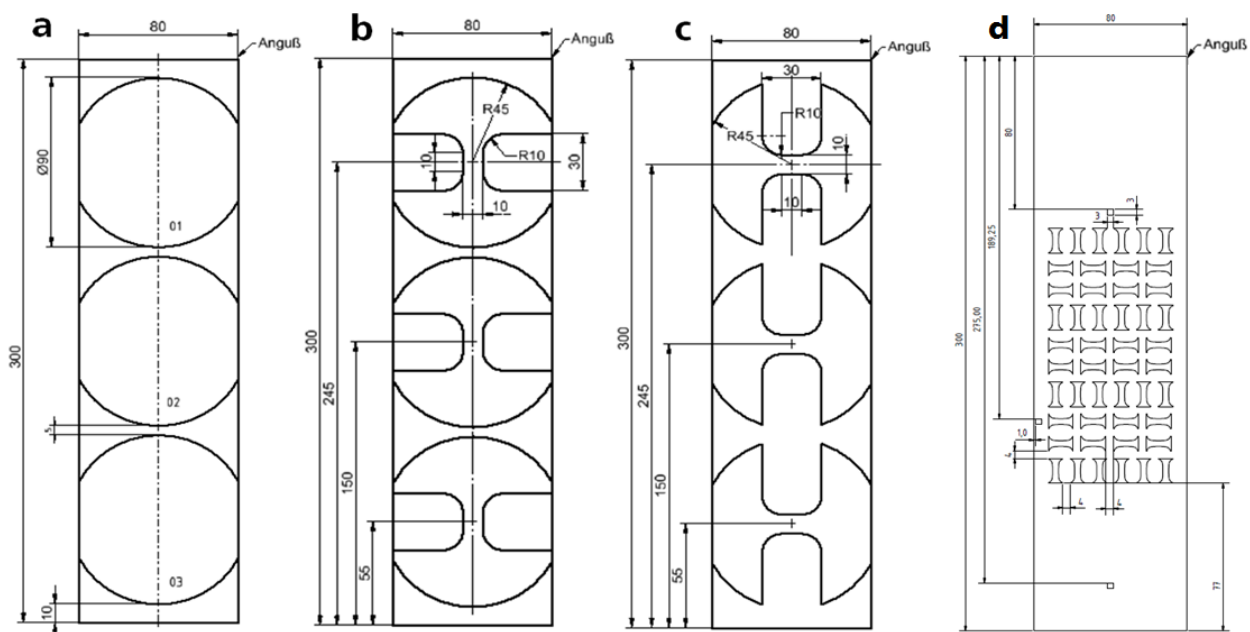


Bild 24: Probenentnahmepläne für Durchstoßproben (a), taillierte Durchstoßproben 0° zur Fließrichtung (b), taillierte Durchstoßproben 90° zur Fließrichtung (c) und Druckantelproben (d).

7.2 Versuchsaufbau und Methode

7.2.1 Setup

Die mechanische Werkstoffcharakterisierung wurde an zwei Prüfmaschinen durchgeführt. Die statischen Untersuchungen erfolgten an einer elektromechanischen 40kN Prüfmaschine von Instron (8861). Versuche bei höheren Belastungsgeschwindigkeiten erfolgten an einer 100kN Schnellzermaschine SZM von Instron (VHS100-20M). Um einen möglichen Einfluss des Prüfaufbaus auf die Versuchsergebnisse auszuschließen, wurden teilweise auch mit der SZM statische Vergleichsversuche durchgeführt, die keine Unterschiede zu den Untersuchungen an der statischen Prüfmaschine zeigten.

In statischen Versuchen wurden die Dehnungen teilweise mit einem Clipgauge gemessen. Zusätzlich wurde die Probenoberfläche mit einem Specklemuster lackiert und mit Videokameras, in dynamischen Versuchen mit Hochgeschwindigkeits-Videokameras gefilmt. Lokale Dehnungen wurden aus den Videos mit dem Grauwertkorrelationsverfahren (DIC – Digital Image Correlation) mit der Software ARAMIS [ARAM10] bestimmt. Die Messungen der Deformationen bei den Durchstoßversuchen verlangten zwei Hochgeschwindigkeits-Videokameras um mit 3D-ARAMIS die lokalen Dehnungen genau zu erfassen.

Die Untersuchungen der Dehnratenabhängigkeit erfolgte für verschiedene Mehrachsigkeiten in Zug-, Kerbzug-, Scherzug- und Durchstoßversuch bei mehreren nominellen Dehnraten. Es wurden jeweils Kraft-Verschiebungs- bzw. technische Spannungs-Dehnungskurven aus den globalen Messlängen der Proben ermittelt sowie technische Kennwerte aus den einzelnen Versuchen bestimmt. Neben der Messung von globalen Größen wurden mit Hilfe von Mikroobjektiven lokale Dehnungen und Temperaturerhöhungen bestimmt.

Mit einer Hochgeschwindigkeits-Dualband-Infrarotkamera wurden bei den Durchstoß- und Scherversuchen während der Belastung lokale Temperaturverteilungen gemessen. Bei den Durchstoßversuchen wurde die Infrarotstrahlung über einen Oberflächenspiegel mit Silberbeschichtung aus Platzgründen umgelenkt. Da die Dehnungen des Werkstoffs bei den Durchstoßversuchen relativ gering sind, kann während der Verformung eine Änderung des Emissionskoeffizienten an der Oberfläche vernachlässigt werden, weshalb eine Verfälschung der Temperaturmessung auszuschließen ist. Die Kalibrierung der IR-Kamera erfolgte „in-situ“ und somit für veränderte Einstellungen jeweils neu, was durch die veränderten Prüfbedingungen bedingt ist. Dieses Kalibrierverfahren wurde am Fraunhofer IWM entwickelt und berücksichtigt nicht nur die werkstoffspezifischen Emissionsgrade sondern auch den Einfluss von Reflektion durch die Umgebung in der Prüfmaschine und die umgebenden atmosphärischen Randbedingungen.

In Bild 25 ist ein typischer Versuchsaufbau an der SZM dargestellt, wie er für Zug-, Kerbzug- und Scherzversuche verwendet wurde. Die Kräfte wurden mit einer 30kN Piezokraftmesszelle und mit einer patentierten, schwingungsarmen IMW-Messzelle gemessen. Die IMW-Messzelle hat die Kraftmessung in die Probeneinspannung quasilokal integriert und erzeugt dadurch auch bei hohen Prüfgeschwindigkeiten Kraftsignale mit relativ kleinen Oszillationen. Der Kraftschluss zur Probe wird erst nach der Beschleunigungsphase der SZM durch eine Vorlaufstrecke erreicht. Der Kontakt wird durch Kupferronden gedämpft.

Bild 26 zeigt den Versuchsaufbau der Durchstoßuntersuchungen an der SZM mit zwei Hochgeschwindigkeits-Videokameras, IR-Kamera und Umlenkspiegel. Die Kräfte wurden mit einer

120kN Piezokraftmesszelle gemessen. Die Verschiebung des Stempels wurde mit einer weiteren Hochgeschwindigkeitskamera gefilmt und in Verbindung mit DIC analysiert.

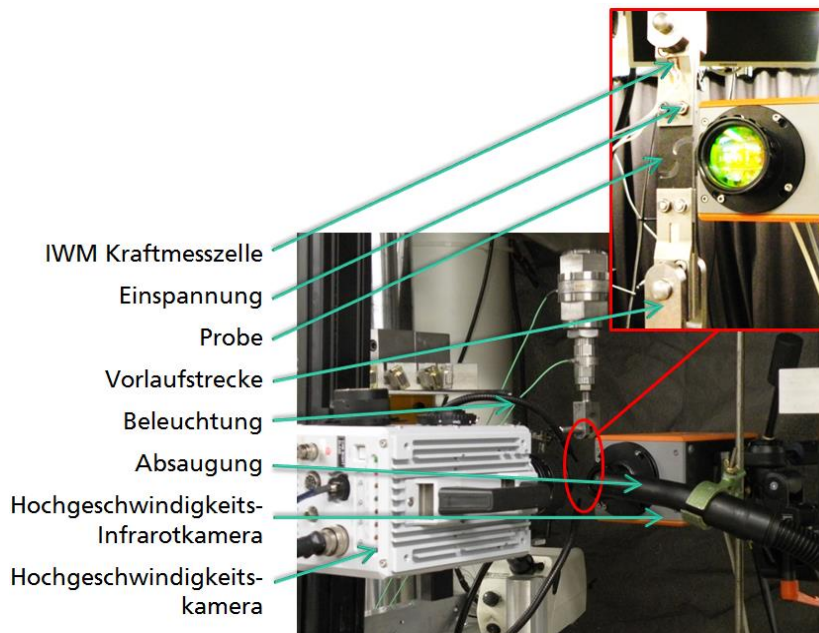


Bild 25: Typischer Versuchsaufbau an einer 100kN Schnellzereißmaschine für Zug-, Kerbzug- und Scherzugversuche.

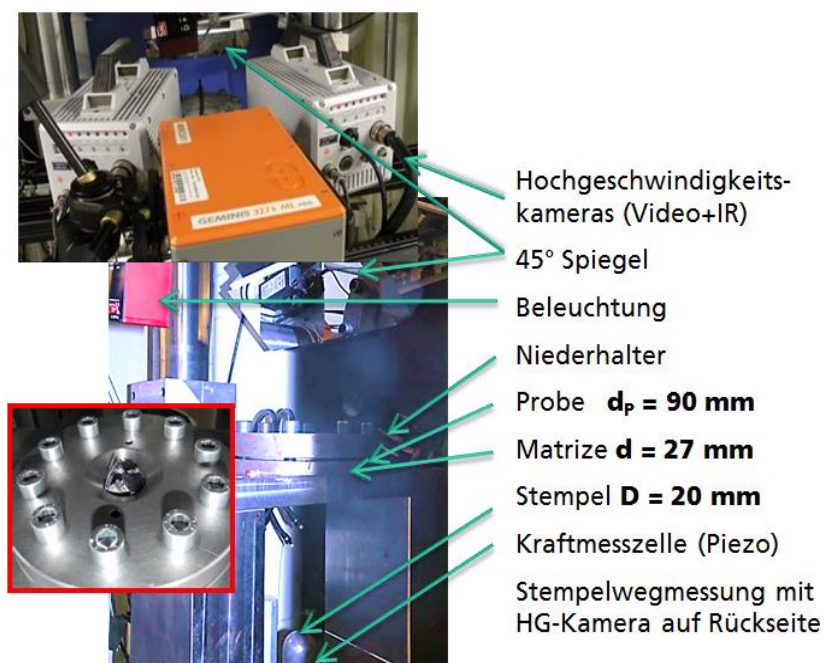


Bild 26: Versuchsaufbau für Durchstoßversuche an einer 100kN Schnellzereißmaschine

7.2.2 Prüfbedingungen

Die Zugversuche wurden, wie in Kapitel 7.1 beschrieben, in drei Orientierungen zur Fließrichtung entnommen, in 0°, 90° und 45°. Diese drei Orientierungen wurden jeweils bei vier nominellen Dehnraten $\dot{\epsilon}_{nom}$ ($7 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$, $1 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$, $5 \times 10^0 \text{ s}^{-1}$ und $2 \times 10^2 \text{ s}^{-1}$) geprüft. Die nominelle Dehnrates $\dot{\epsilon}_{nom}$ berechnet sich aus:

$$\dot{\epsilon}_{nom} = \frac{v_0}{L_C} \quad (14)$$

wobei v_0 für die eingestellte Prüfgeschwindigkeit steht und L_C für den parallelen Prüfbereich mit einer maximalen Abweichung bzgl. der Probenbreite $b \pm 0,1 \text{ mm}$.

Versuche bei höherer Mehrachsigkeit gegenüber den Zugversuchen wurden mit Kerbzugproben realisiert. Diese wurden, wie in Kapitel 7.1 beschrieben, 0° und 90° zur Fließrichtung entnommen sowie bei vier Prüfgeschwindigkeiten v_0 analog zu den Zugversuchen getestet ($0,01 \text{ mm s}^{-1}$, $2,8 \text{ mm s}^{-1}$, 70 mm s^{-1} und 2800 mm s^{-1}).

Die Scherproben wurden 0° zur Fließrichtungen entnommen und bei vier nominellen Scherraten $\dot{\gamma}_{nom}$ geprüft ($1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$, $1 \times 10^{-0} \text{ s}^{-1}$, $2 \times 10^1 \text{ s}^{-1}$ und $2 \times 10^2 \text{ s}^{-1}$). $\dot{\gamma}_{nom}$ berechnet sich aus:

$$\dot{\gamma}_{nom} = \frac{v_0}{b_{SZ}} \quad (15)$$

b_{SZ} steht für die Breite der Scherzone. Diese wurde durch DIC-Analyse in statischen Vorversuchen ermittelt: $b_{SZ} = 1,5 \text{ mm}$.

Die Durchstoßversuche wurden bei den vier Prüfgeschwindigkeiten $v_0 = 0,01 \text{ mm s}^{-1}$, $2,8 \text{ mm s}^{-1}$, 70 mm s^{-1} und 1400 mm s^{-1} durchgeführt.

7.2.3 Auswertung

Die Auswertung aller Versuche basiert auf den Festlegungen der FAT-Richtlinie für dynamische Werkstoffkennwerte [Werk08] und der Norm für Zugversuche an Kunststoffen DIN EN ISO 527-1. Der letzte aus den Hochgeschwindigkeits-Videoaufnahmen und ARAMIS ermittelte Wegmesspunkt vor Bruch dient als obere Zeitgrenze der Auswertung (Bild 27). Die E-Moduli bzw. Steifigkeiten können bei höheren Dehnraten, wie in Bild 27 dargestellt, nur näherungsweise als eine Tangente der Anfangssteigung bestimmt werden. Die Festigkeit σ_m bzw. Maximalkraft F_{max} , die Bruchspannung σ_b , die Bruchdehnung ϵ_b und die Abweichung von der linear elastischen Geraden $R_{p0,2}$ werden wie in Bild 27 dargestellt bestimmt. Neben der nominellen Dehnrates $\dot{\epsilon}_{nom}$ wird auch eine charakteristische Dehnrates $\dot{\epsilon}_{cha}$ ermittelt. Hierfür wird der Verlauf der Dehnrates, abgeleitet aus der gemessenen Dehnung $\epsilon(L_0)$, zwischen $R_{p0,2}$ und σ_m gemittelt (Bild 27). Gleiches gilt auch für die Bestimmung von mittleren lokalen Prüfgeschwindigkeiten bei Kerbzug- und Durchstoßversuchen.

Die Scherspannung τ errechnet sich aus der Kraft F , dem Kerbabstand c und der Plattendicke d :

$$\tau = \frac{F}{c \cdot d} \quad (16)$$

Die Scherdehnung $\gamma(x_0)$ errechnet sich aus:

$$\gamma(x_0) = \frac{\Delta y}{x_0} \quad (17)$$

Δy steht für die Verschiebung zwischen zwei neben der Scherzone positionierten Messpunkten im Abstand $x_0 = 2,5$ mm (Bild 28).

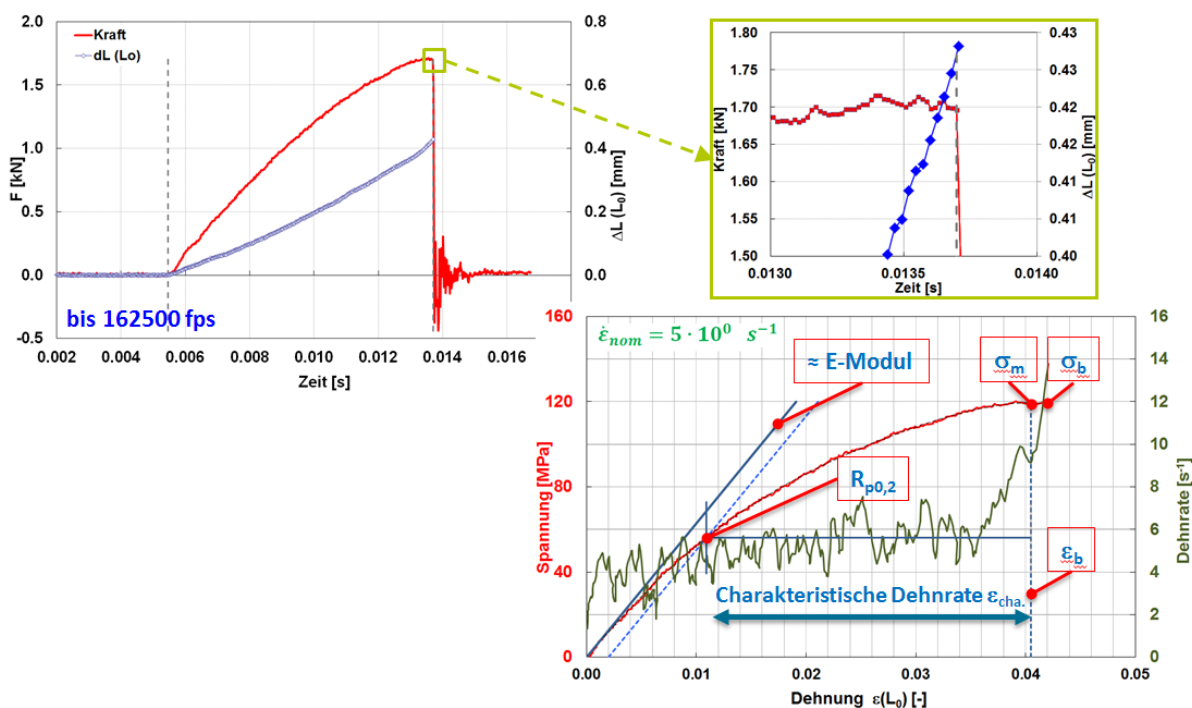


Bild 27: Beispiel für die Auswertung der Hochgeschwindigkeitsversuche nach [Werk08]. Oben: Definition des Versuchsendes bestimmt durch den letzten Wegmesspunkt vor Bruch. Unten: Bestimmung von Kennwerten wie E Modul, Abweichung von der linear elastischen Geraden ($R_{p0,2}$), Festigkeit (R_m) und der charakteristischen Dehnrates (ϵ_{char})

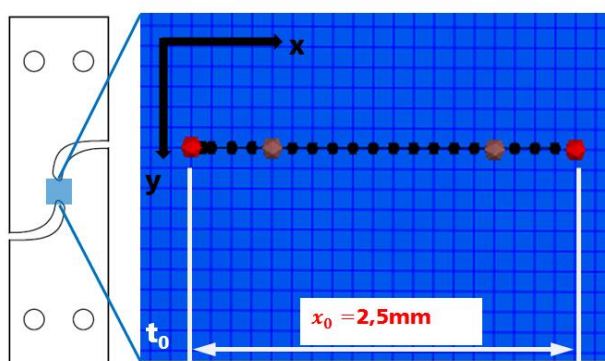


Bild 28: Auswertung der Scherdehnung an den Messpunkten im Abstand von 2,5 mm.

Um den Dehnrateneinfluss bei unterschiedlicher Mehrachsigkeit besser vergleichen zu können, wurde am Ort des Bruchs auf den Proben eine einheitliche Auswertung der von Mises Vergleichsdehnungen und der lokalen Dehnrates durchgeführt. Dabei wurde eine einheitliche Messlänge in der ARAMIS-Auswertung von 2mm x 2mm definiert. Diese Auswertung diente der Erstellung einer Schädigungsinitiierungsfläche in Abhängigkeit der Dehnrates und der

Mehrachsigkeit. Hierfür wurde ein Kriterium für die Schädigungsinitiierung festgelegt. Bild 29 zeigt die Definition des Schädigungskriteriums als Abfall der lokalen Dehnrates $\dot{\epsilon}_{lok-vgl}(L_0 = 2 \times 2 \text{ mm}^2)$ bestimmt aus der lokalen von Mises Vergleichsdehnung $\epsilon_{lok-vgl}$, markiert durch die rote gestrichelte Linie.

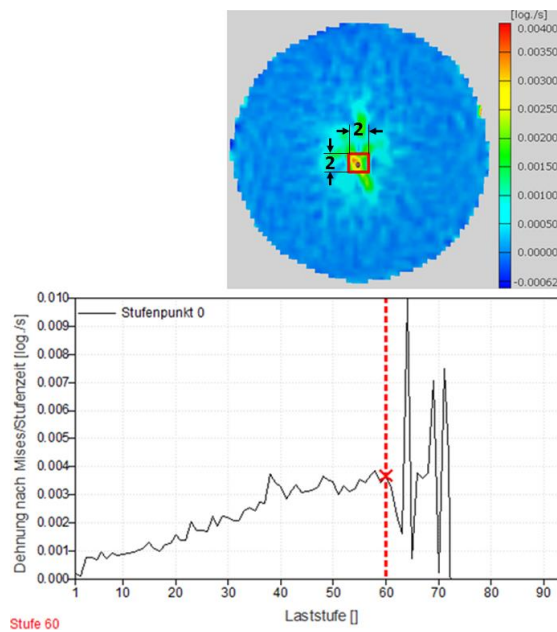


Bild 29: Definition des Schädigungskriteriums als erster Abfall der lokalen Dehnrates, die innerhalb einer Messgröße von $2 \times 2 \text{ mm}^2$ bei allen Versuchstypen mit ARAMIS bestimmt wurde.

7.3 Ergebnisse der quasistatischen Materialcharakterisierung

7.3.1 Flachzugversuche in Abhängigkeit von Orientierung, Temperatur und Glasfasergehalt

Polypropylen und ebenso Komposite aus Polypropylen weisen ein ausgeprägtes Langzeitrelaxationsverhalten auf. Für die Crashberechnung spielen jedoch nur hohe Geschwindigkeiten und transiente Belastungen im Bereich von Millisekunden bis hin zu wenigen Sekunden eine Rolle. Belastungsszenarien im Zeitraum mehrerer Minuten sind nicht relevant. Die in diesem Kapitel als quasistatisch bezeichneten Versuche weisen daher lediglich eine für den Crashlastfall genügend geringe Belastungsgeschwindigkeit auf. Jedoch ist davon auszugehen, dass in den gemessenen Ergebnissen bereits viskose Effekte vorhanden sind.

In den quasistatischen Flachzugversuchen beträgt die nominelle Dehnrate $\dot{\epsilon} = 7 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$. Die Ergebnisse in Abhängigkeit der Entnahmerichtung sind in Bild 30 dargestellt. Es wird deutlich, dass die Proben 0° zur Fließrichtung die höchste Steifigkeit und Festigkeit aufweisen. Im Mittel zeigen die getesteten 45° Proben die höchste Bruchdehnung. Die Unterschiede in den Bruchdehnungen sind jedoch als gering zu bewerten.

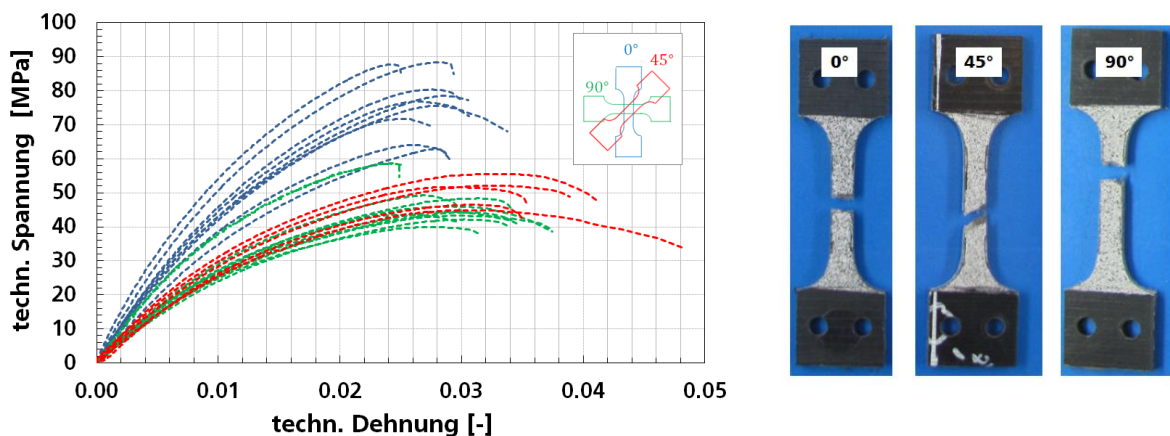


Bild 30: Flachzugversuche entnommen in unterschiedlichen Orientierungen zur Fließrichtung (links) bei einer nominellen Dehnrate von $\dot{\epsilon} = 7 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ am Werkstoff an PP-GF30. Beispielhaft ausgewählte geprüfte Proben (rechts).

Die auffällig großen Streuungen der Flachzugversuche wurde in einem zweiten Schritt genauer analysiert und es konnte wie in Bild 31 gezeigt, bei den 0° -Versuchen eine eindeutige Abhängigkeit von der Probenentnahmeposition festgestellt werden. In symmetrischer Anordnung haben jeweils die äußeren Probenpositionen eine höhere Steifigkeit und Festigkeit als die Inneren. Zudem nehmen Steifigkeiten und Festigkeiten in Fließrichtung tendenziell eher zu. Diese Positionsabhängigkeiten können auf die Mikrostruktur und damit auf die Faserkonzentration und Faserorientierungsverteilung zurückgeführt werden. Wie in Kapitel 6 gezeigt, nimmt zum einen die Faservolumenkonzentration mit dem Fließweg zu. Es gibt also einen Gradienten über die lange Plattenseite (äquivalent mit Fließrichtung). Zum anderen zeigt sich in Plattenmitte (Mitte über der schmalen Plattenseite, also orthogonal zur Fließrichtung) eine deutlich ausgeprägtere Mittelschicht als an den Rändern. Eine Korrelation der mikromechanischen Beobachtungen mit den makroskopischen experimentellen Befunden kann unter den erwähnten Ausführungen als gegeben angenommen werden. Mit dem Fließweg nimmt die Faserkonzentration und damit die Steifigkeit zu. Über der Plattenbreite (schmalen Plattenseite) ist die Fasermittelschicht („Fiber-

Crossing“) in der Mitte am stärksten ausgeprägt und reduziert damit Steifigkeiten und Festigkeiten in 0°-Richtung, da weniger Fasern in diese Richtung orientiert sind.

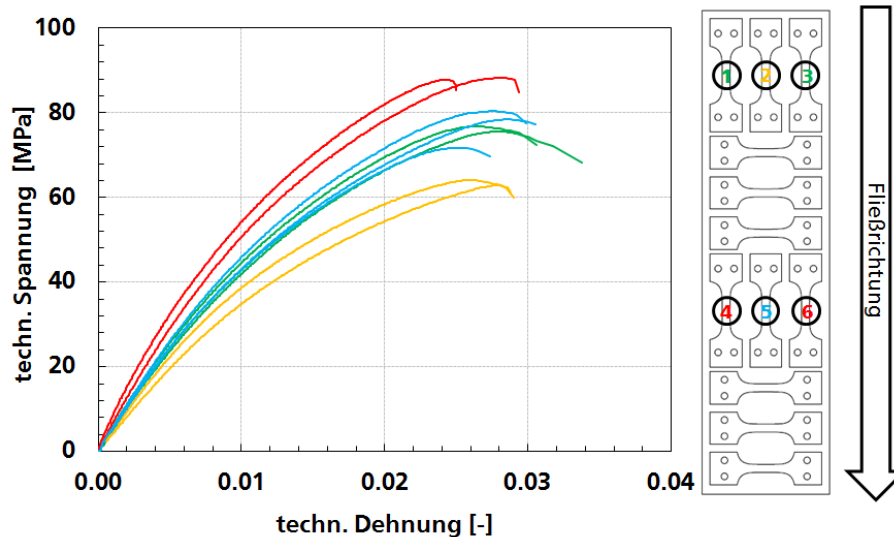


Bild 31: Flachzugversuche 0° zur Fließrichtung an PP-GF30. Es ist eine Eindeutige Positionsabhängigkeit erkennbar. ($\dot{\epsilon} = 7 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$)

Die in Bild 32 dargestellten Versuche (entnommene Proben in 90° zur Fließrichtung) zeigen lediglich am Plattenende (Position 6) eine abweichende Charakteristik mit deutlich höherer Festigkeit. Das Ergebnis an der Position 6-90° konnte in den dynamischen Versuchen (siehe Kapitel 7.4) erneut beobachtet werden und ist somit reproduzierbar. Eine Festigkeitszunahme in Fließrichtung, wie bei den 0° Versuchen, kann nicht beobachtet werden. Bei einer Korrelation der Ergebnisse mit den Mikrostrukturbeobachtungen kann angenommen werden, dass am Plattenende (Position 6) ein großer Faseranteil in 90° zur Fließrichtung liegt und eine Folge der Randwirkung am Plattenende ist. Da die Fasermittelschicht („Fiber-Crossing“) und damit der Anteil der 90° zur Fließrichtung orientierten Fasern maßgeblich die Festigkeit der 90°-Versuche bestimmt, ist folglich diese Mittelschicht an den Positionen 1 bis 5 im Rahmen der Versuchsstreuung gleichermaßen stark ausgeprägt.

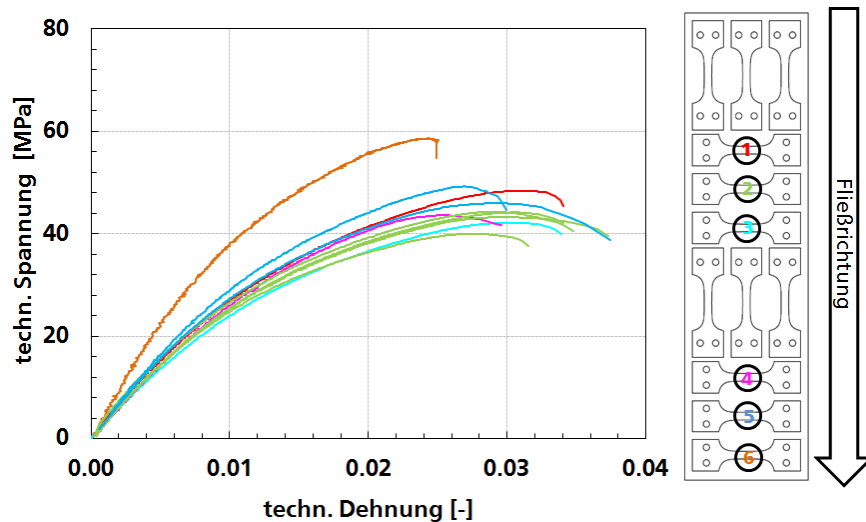


Bild 32: Flachzugversuche 90° zur Fließrichtung an PP-GF30. Nur Position 6 zeigt eine eindeutige Positionsabhängigkeit. ($\dot{\epsilon} = 7 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$)

Während des Spritzgussprozesses eines komplexen Bauteils kann es leicht zu Faserkonzentrationsunterschieden kommen, die noch deutlich größer sind, als der bereits beobachtete Gradient entlang der gefertigten Probenplatten aus PP-GF30. Zur Überprüfung des Einflusses der Glasfaserkonzentration auf das mechanische Verhalten wurden Zugproben aus Platten sowohl mit einem höheren Glasfasergehalt von 40 Gew.-% als auch einem geringeren Glasfasergehalt von 20 Gew.-% entnommen (Bild 33). Generell ist zu erkennen, dass mit steigendem Faseranteil auch die Steifigkeiten und Festigkeiten zunehmen. Bei der Entnahmerichtung 0° zur Fließrichtung sind die gleichen Positionsabhängigkeiten, wie bereits in Bild 31 erläutert, erkennbar. Das gilt sowohl für den Werkstoff PP-GF20 als auch für den Werkstoff PP-GF40. Bei den Proben 90° zur Fließrichtung zeigt der Werkstoff PP-GF40 große Streuungen. Diese sind, wie im Kapitel 6.1 erläutert, auf starke Inhomogenitäten aus Faserbündeln zurückzuführen.

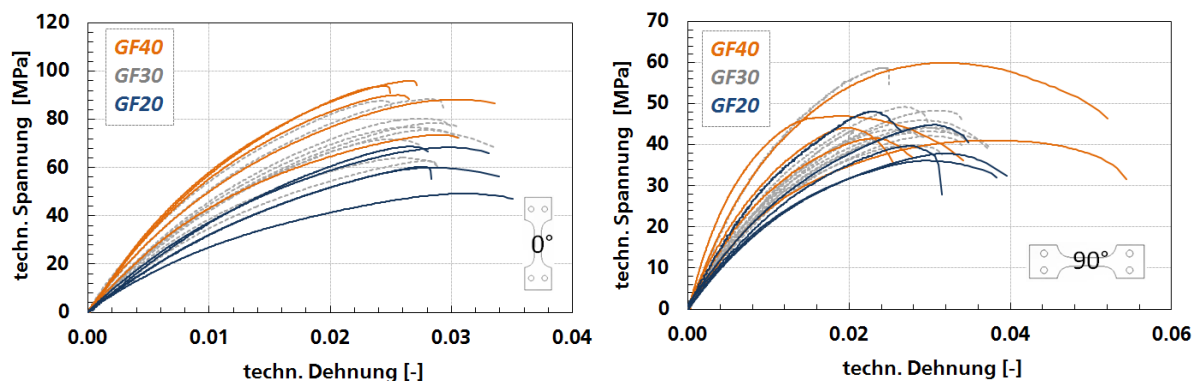


Bild 33: Flachzugversuche 0° (links) und 90° (rechts) zur Fließrichtung. Vergleich zwischen 3 verschiedenen Glasfasergehalten: PP-GF20=20 Gew.-%, PP-GF30=30 Gew.-% und PP-GF40=40 Gew.-% ($\dot{\epsilon} = 7 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$).

Ein weiteres Augenmerk galt der Analyse der Temperaturabhängigkeit des Werkstoffes. Im Gegensatz zu Metallen, zeigen Polymere schon bei geringen Schwankungen der

Umgebungstemperatur abweichende mechanische Eigenschaften. Zudem zeigt der Werkstoff bei hohen Dehnraten adiabatische Effekte, wie in Kapitel 7.4 noch genauer untersucht wird. Bild 34 und Bild 35 zeigen an durchgeführten Zugversuchen, wie die Steifigkeiten und Festigkeiten bei geringerer Temperatur zunehmen und bei einer Temperaturerhöhung abnehmen. Besonders stark beeinflusst wird die Bruchdehnung bei einer Prüftemperatur von +85°C und erhöht sich um beinahe das Zehnfache.

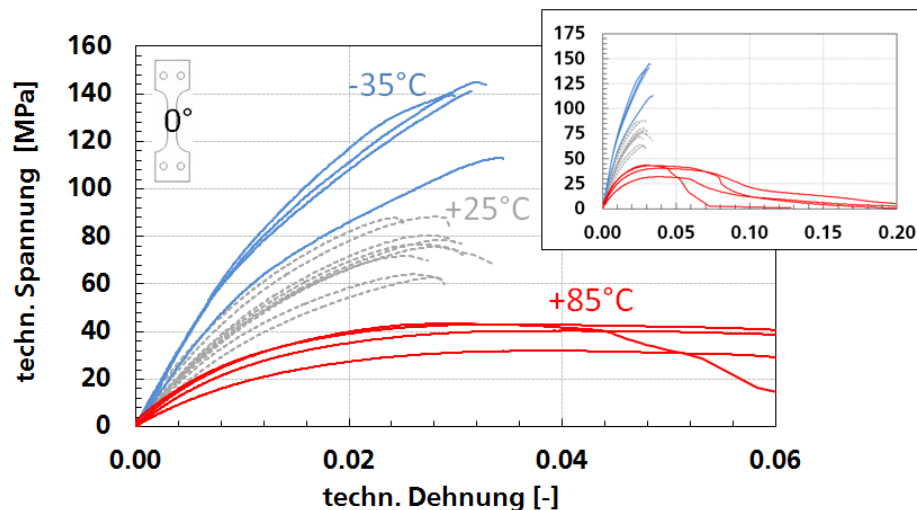


Bild 34: Flachzugversuche 0° zur Fließrichtung an PP-GF30. Vergleich zwischen 3 verschiedenen Prüftemperaturen: -35°C, +25°C und +85°C ($\dot{\epsilon} = 7 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$).

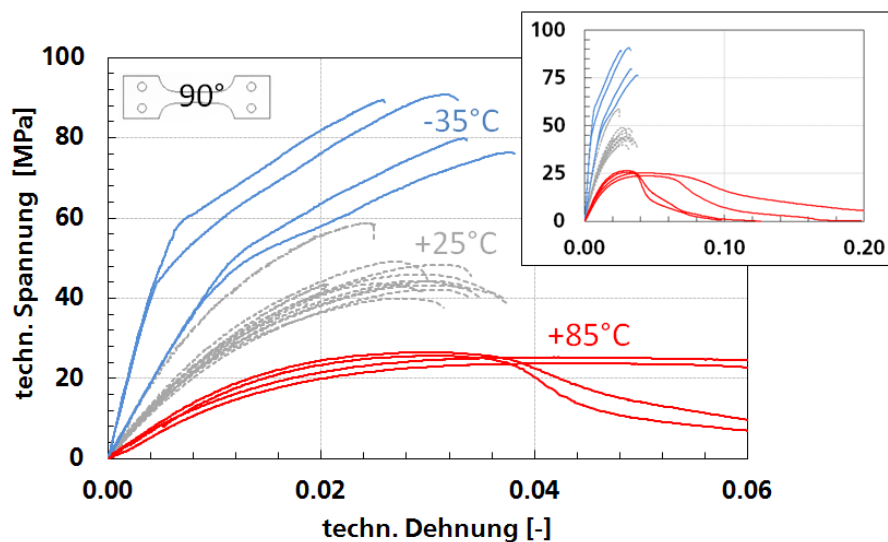


Bild 35: Flachzugversuche 90° zur Fließrichtung an PP-GF30. Vergleich zwischen 3 verschiedenen Prüftemperaturen: -35°C, +25°C und +85°C ($\dot{\epsilon} = 7 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$).

Alle weiteren Untersuchungen wie Be- und Entlastungsversuche, Experimente in Abhängigkeit der Dehnrates und Spannungsmehrachsigkeit wurden bei Raumtemperatur und an dem Werkstoff PP-GF30 durchgeführt.

7.3.2 Zyklische Be- und Entlastungsversuche

In der Crashberechnung im Automobilbau sind Rückfederungseffekte bei geringen Geschwindigkeiten, zum Beispiel dem Fußgängeraufprall, von großer Bedeutung. Viskoelastische Effekte spielen dabei eine große Rolle und wurden daher in Be- und Entlastungsversuchen genauer analysiert. Die in Bild 36 dargestellten Hysteresen zeigen deutlich ein viskoelastisches Werkstoffverhalten. Die schematischen Markierungen in Bild 36 (rechts) sollen verdeutlichen in wie weit diese Effekte in einem Materialmodell für die Crashberechnung berücksichtigt werden. Die geringer werdende Sekantensteigung einer Hysterese bildet die Schädigung ab. Da die Geschwindigkeit der Belastung im Anwendungsfall der Crashberechnung als quasistatisch betrachtet wird, werden die Dehnungen bei völliger Entlastung als näherungsweise bleibende Verformungen beschrieben. An den Umkehrpunkten der Belastung gab es keine Haltezeiten. Somit wurde nach völliger Entlastung direkt wieder belastet.

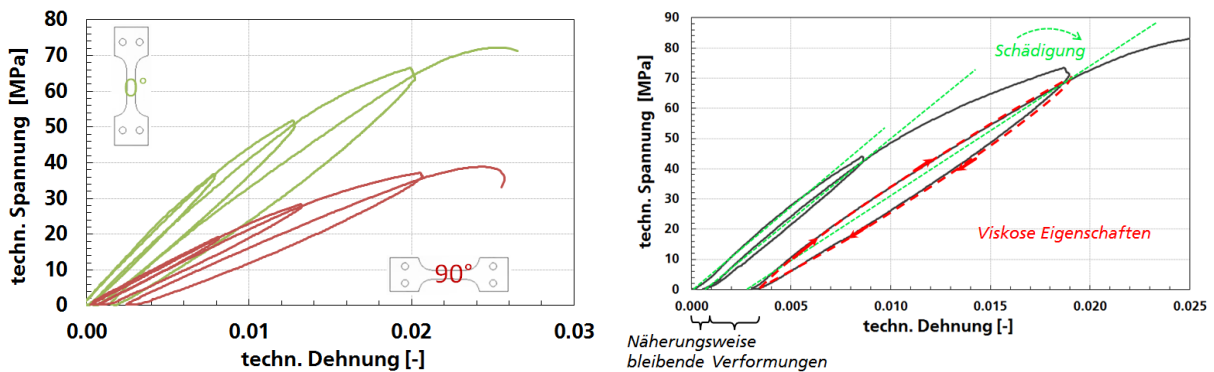


Bild 36: Be- und Entlastungsversuche (3 Hysteresen) an einer Flachzugprobe in 0° und 90° zur Fließrichtung, ohne Haltezeit bei Umkehr der Belastungsrichtung (links). Schematische Darstellung der viskosen Effekte sowie der Schädigung (rechts).

7.3.3 Versuche bei unterschiedlichen Spannungszuständen

Das mechanische Werkstoffverhalten unterscheidet sich häufig bei unterschiedlichen Spannungszuständen und Lastpfaden. Um diesen Effekt an dem untersuchten Werkstoff genauer zu analysieren, wurden die in Kapitel 7.1 vorgestellten unterschiedlichen Probenkörper bis zum Versagen des Werkstoffes getestet. Die Probenformen sollen dabei einen möglichst breiten Bereich der Spannungsmehrachsigkeit abdecken. In Kapitel 11.1.3 wird gezeigt, wie die (Bruch-) Dehnungen über der Mehrachsigkeit ein Versagenskriterium definieren. Es ist anzumerken, dass die Spannungsmehrachsigkeiten nicht experimentell ermittelt werden können, da sie vom Werkstoffmodell abhängen. Erst in der Simulation der Probenversuche können diese berechnet werden. In anschließenden Kapitel 7.4 wird das gleiche Versuchsprogramm für höhere Dehnraten, wie sie im Crashlastfall relevant sind, wiederholt. Druck- und taillierter Durchstoßversuch werden nicht dynamisch geprüft.

Bild 37 zeigt die Ergebnisse der Kerbzugversuche. Die Kraft wird dabei auf den, zuvor gemessenen, minimalen Ausgangsquerschnitt des Prüfbereichs normiert und die Verlängerung in einem Messbereich von 10mm ausgewertet. Wie auch im Fall der Flachzugversuche, ist eine Positionsabhängigkeit bei den 0°-Proben ersichtlich. Eine aufwendige Versuchsreihe zum

Vergleich aller Positionen wurde nicht durchgeführt. Dennoch ist die gleiche Tendenz einer Zunahme der Steifigkeiten und Festigkeiten mit der Fließrichtung erkennbar. Der Unterschied einer höheren Bruchdehnung bei den 90°-Versuchen im Vergleich zu den 0°-Versuchen ist auch für die Kerbzugproben gering.

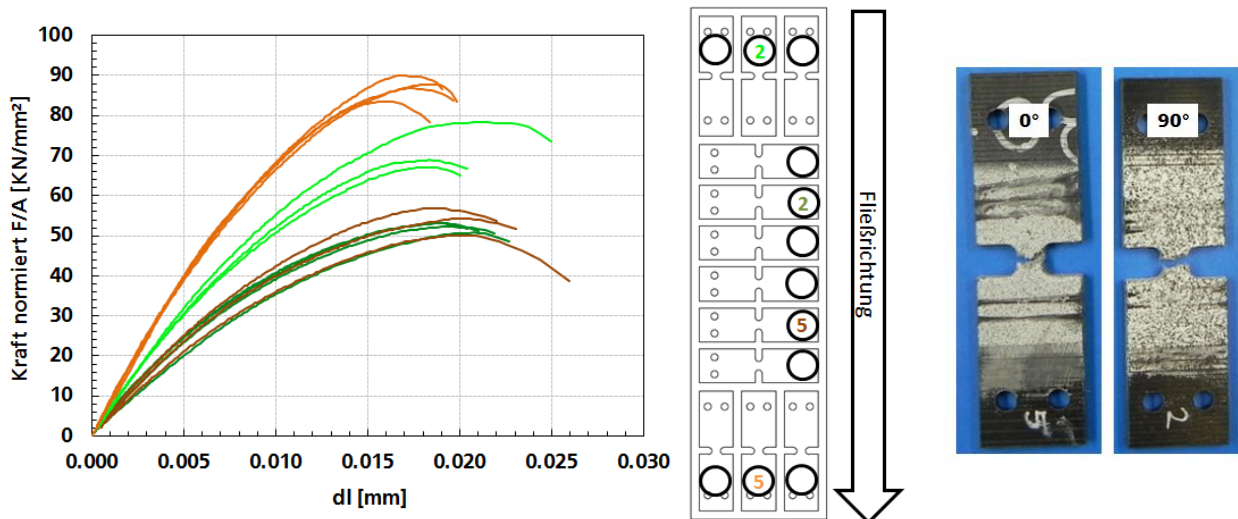


Bild 37: Versuchsergebnisse der Kerbzugproben. Die Kraft ist normiert über den geringsten Ausgangsquerschnitt der Probe (links). Farblich markierte Entnahmeposition der Proben (mitte). Beispielhaft dargestellte geprüfte Proben entnommen in 0° und 90° zur Fließrichtung (rechts).

Im Scherzugversuch (Bild 38) werden, wie in Kapitel 7.2 bereits erläutert, die Scherspannungen ebenfalls als gemessene Kraft über den minimalen Ausgangsquerschnitt berechnet und über einen Scherwinkel (Messbereich von 2,5mm) ausgewertet. Die auffällig großen Verformungen bis zum Versagen werden in Kapitel 7.4.3 beim Vergleich mit den dynamischen Versuchen noch genauer analysiert.

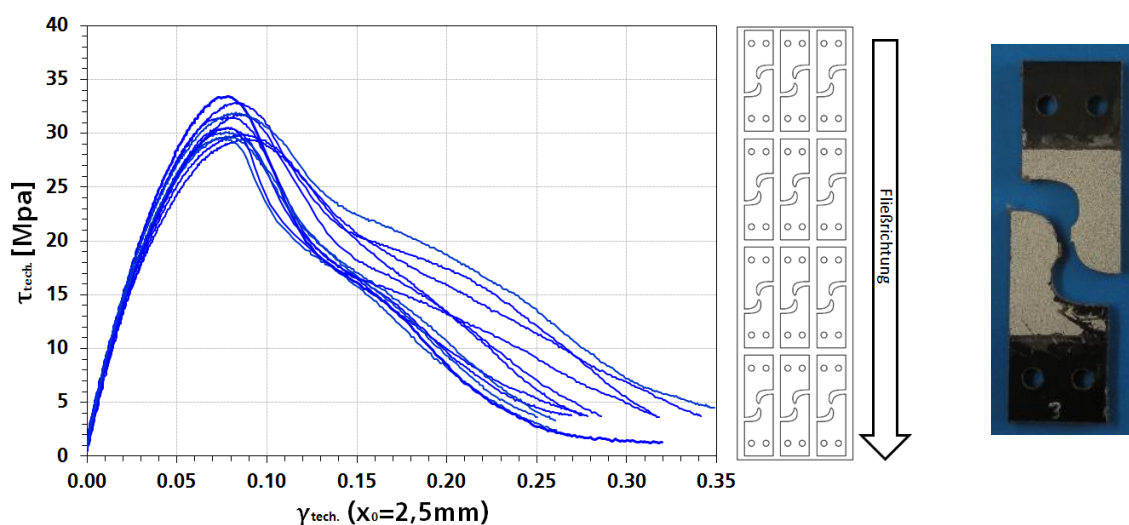


Bild 38: Ermittelte Spannungen im Scherzugversuch in Abhängigkeit der Scherung über einen Messbereich von 2,5mm (links). Beispiel einer getesteten Probe (rechts). Eine Abhängigkeit der Entnahmeposition der Proben ist nicht ersichtlich.

Im Durchstoßversuch soll eine möglichst hohe biaxiale Spannungsmehrachsigkeit erzeugt werden. Gemessen werden Kraft und Weg am Stempel. Aus drei geprüften Platten zeigt Bild 39 eine charakteristische Positionsabhängigkeit, deren Ausprägung kaum signifikant ist. Im Vergleich zu den Flachzug- und Kerbzugversuchen ist zwar keine eindeutige Zunahme der Festigkeiten mit der Fließrichtung analysierbar, jedoch zeigt sich sowohl angussnah, als auch angussfern eine größere Streuung. Lediglich der Bereich in der Mitte (Position 2) zeigt ein eindeutig reproduzierbares Ergebnis. In den Positionen 1 und 3 werden Randeffekte infolge des Produktionsprozesses vermutet.

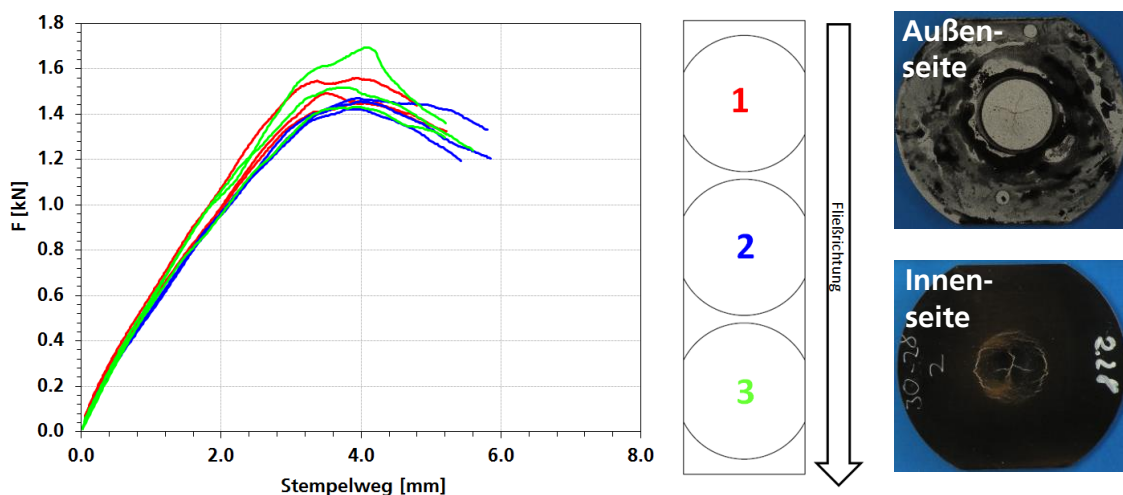


Bild 39: Gemessene Kraft-Weg-Kurven der Durchstoßversuche in Abhängigkeit der Entnahmeposition (links). Beispielhafte Darstellung einer geprüften Probe mit Innenseite (Stempeleindruck) und Außenseite (Specklemuster zur optischen Messung) (rechts).

Da sich Polypropylen unter Druck in der Regel anders verhält als unter Zug, ist davon auszugehen, dass auch ein Verbundwerkstoff aus Polypropylen entsprechende Eigenschaften aufweist. Druckversuche an kleinen Druckhantelproben unterschiedlicher Entnahmepositionen zeigt Bild 40. Es ist auch hier eine sehr eindeutige Positionsabhängigkeit erkennbar und auf die Ergebnisse der Untersuchungen zur Faserorientierung infolge des Fertigungsprozesses zurückzuführen (siehe Abschnitt 6.2). Da am Rand die Mittelschicht der Fasern mit Ausrichtung 90° zur Fließrichtung deutlich weniger stark ausgeprägt ist als in der Plattenmitte orientieren sich am Rand mehr Fasern in Fließrichtung aus, weshalb auch hier die Steifigkeiten und Festigkeiten der Versuche in 0° zur Fließrichtung deutlich höher sind. Analog ist das Ergebnis der 90° -Versuche zu interpretieren. Hierbei sind die Steifigkeiten und Festigkeiten gerade bei am Rand entnommen Proben größer, als bei jenen in der Plattenmitte. Das Versagensverhalten der Druckversuche wird in Bild 41 am Beispiel einer 0° -Probe dargestellt. Nach Kraftmaximum beginnt die Probe erst auszubeuken und dann abzuscheren, was den Spannungsabfall und das bleibende Spannungsplateau erklärt. Bei den Versuchen konnte kein Versagen eintreten, da die Proben durch die asymmetrische Verformung am Ende aus der Halterung kippten. Da die Dehnungsmessung ausschließlich mit dem optischen Bildkorrelationsverfahren erfolgte, konnte aufgrund der Bildung eines Wulstes beim Ausknicken nicht immer eine korrekte Dehnung gemessen werden, was bei den 0° -Versuchen zu einem teils sprunghaften Abfall in den Spannungs-Dehnungsverläufen führt.

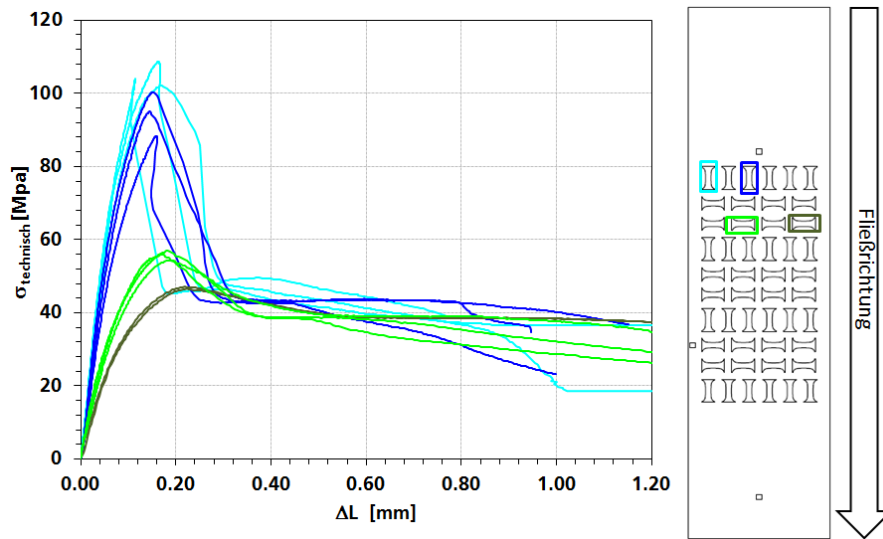


Bild 40: Spannungs-Dehnungs-Kurven der Versuchsergebnisse an Druckhantelproben (links). Farblich markierte Entnahmeposition der Proben (rechts).

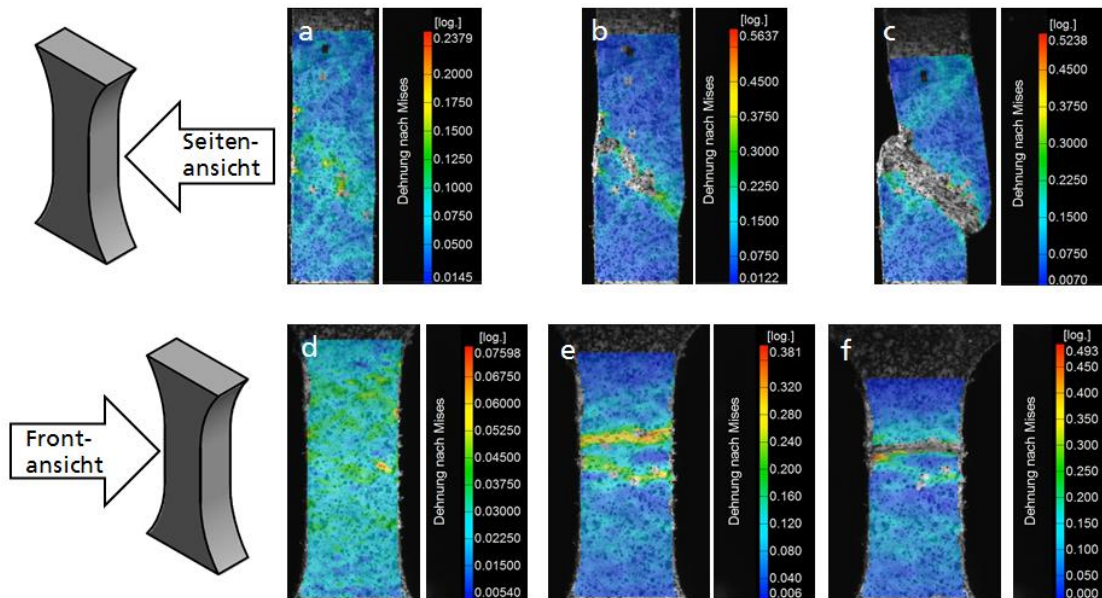


Bild 41: Optische Auswertung eines Druckversuchs 0° zur Fließrichtung an drei unterschiedlichen Verformungszuständen. Die Seitenansicht und damit die Schnittkante zeigt das abscherende Verformungsverhalten über Plattendicke (a, b, c). Die Frontansicht zeigt die Wulstbildung (d, e, f).

Der taillierte Durchstoßversuch ist ein Validierungsversuch. Dieser wurde im Gegensatz zum Durchstoßversuch der vollen Probe mit einem zylinderförmigen Stempel durchgeführt und kann ebenso als eingespannter Dreipunktbiegeversuch interpretiert werden. Die ermittelten Kraft-Weg-Kurven sind in Bild 42 dargestellt. Auch hier sind wieder Positionsabhängigkeiten erkennbar, die auf die Mikrostruktur zurückgeführt werden können. Die Versuche in 0° zur Fließrichtung zeigen, analog zu den Flachzugversuchen, eine Steifigkeits- und Festigkeitszunahme in Fließrichtung. Die

90°-Versuche zeigen ausnahmsweise die höchste Festigkeit. An dieser Position kann auf einen hohen Anteil an Fasern mit einer Orientierung 90° zur Fließrichtung geschlossen werden, da diese vornehmlich zur Festigkeitszunahme beisteuern. Da nur in der Mittelschicht Fasern in 90° zur Fließrichtung anzufinden sind, bedeutet das, dass die Mittelschicht an Position 1 am stärksten ausgeprägt sein muss und an Position 2 geringer ist. Position 3 zeigt in analoger Weise zu den vollen Durchstoßversuchen streuende Ergebnisse infolge des vermuteten Randeffektes am Ende der Platte.

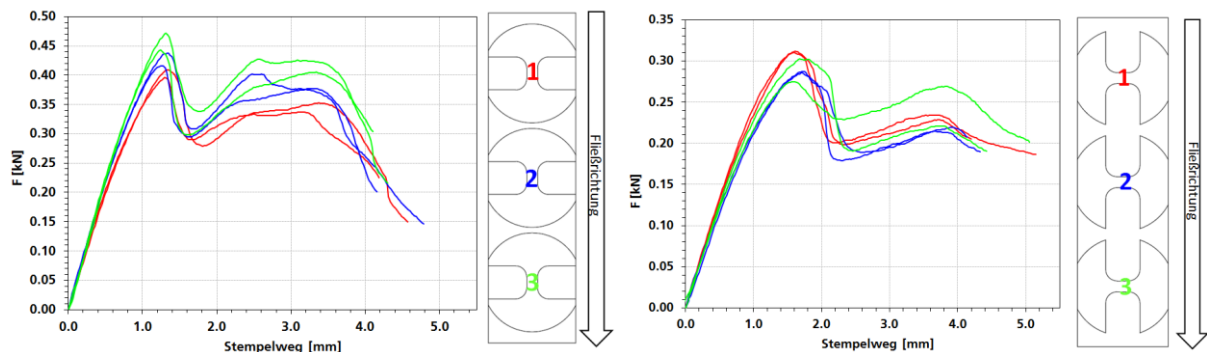


Bild 42: Versuchsergebnisse der taillierten Durchstoßversuche in 0° (links) und 90° zu Fließrichtung (rechts) mit den Entnahmepositionen farbig markiert.

7.4 Ergebnisse der dynamischen Materialcharakterisierung

7.4.1 Zugversuche 0°, 45° und 90°

In Bild 43 sind gemittelte technische Spannungs-Dehnungskurven der 0°-Zugversuche dargestellt. Jede Kurve repräsentiert eine Versuchsserie bei einer Dehnrage mit mindestens drei Versuchen. Die Proben einer Serie wurden aus verschiedenen Positionen der STAMAX-Platten mit 30 % Faservolumengehalt entnommen, um die Streuung der Ergebnisse durch den Fertigungseinfluss nicht zu vernachlässigen. Jeweils am Ende der Kurven sind die Standardabweichungen der Bruchspannungen σ_b und Bruchdehnungen ε_b einer Versuchsserie durch den Fehlerbalken in das Diagramm eingezeichnet. In Bild 43 sind Ergebnisse der 0°-Zugversuche dargestellt. Es ist ein deutlicher Einfluss der Dehnrage zu erkennen. Mit steigender Dehnrage nehmen die Bruchspannungen σ_b im Mittel um 100 % und die Anfangssteigungen E um 60 % zu. Außerdem ist ein tendenzieller Anstieg der Bruchdehnungen ε_b mit steigender Dehnrage erkennbar. Für die 0°-Zugversuche mit größeren Proben ($L_0 = 20$ und $b = 10$ mm), welche jeweils in der Mitte der Platte entnommen wurden, ist ein nahezu identischer Kurvenverlauf wie in Bild 43 mit den in Bild 20 dargestellten Proben ermittelbar.

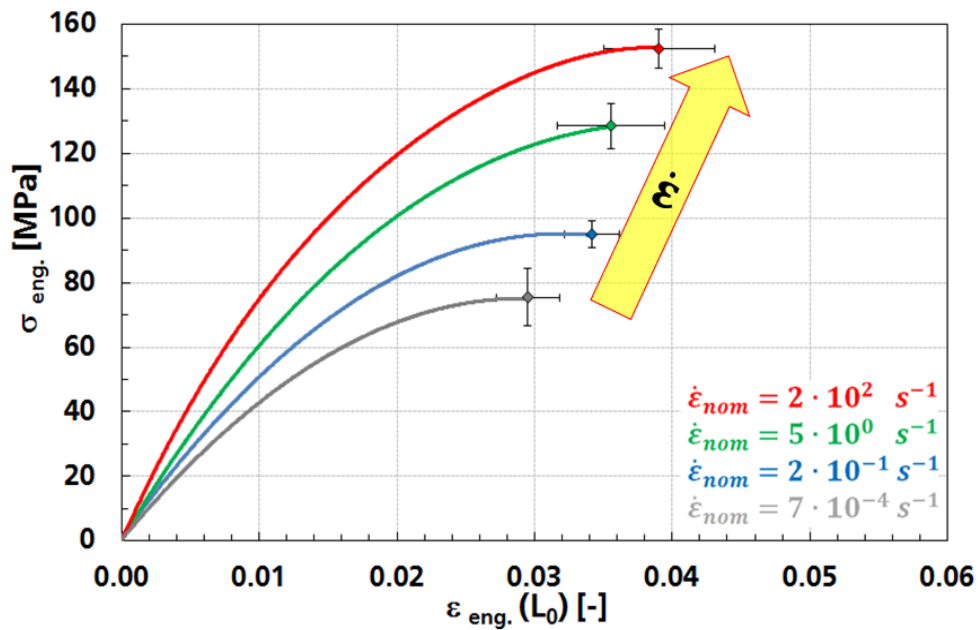


Bild 43: Zugversuche 0° zur Fließrichtung bei vier Dehnraten

Die Ergebnisse der 45°-Zugversuche sind in Bild 44 dargestellt. Die gemittelten Kurven mit Fehlerbalken für Bruchspannung und Bruchdehnung repräsentieren jeweils eine Versuchsserie bei vier Dehnraten. Mit steigender Dehnrates nimmt die Bruchspannung σ_b etwa um 100 %, die Anfangssteigung E um bis zu 45 % zu. Vergleicht man die Bruchdehnungen ϵ_b der statisch geprüften Serien mit der Serie bei 10^2 s^{-1} unterscheiden sich die Mittelwerte deutlich. Die drei hohen Dehnraten zeigen jedoch ähnliche Bruchdehnungen.

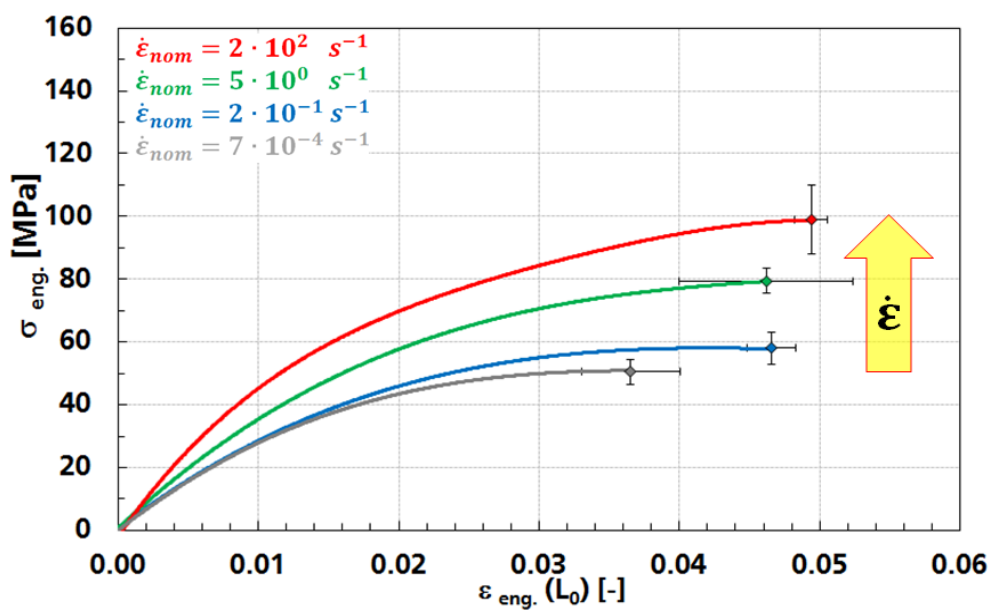


Bild 44: Zugversuche 45° zur Fließrichtung bei vier Dehnraten

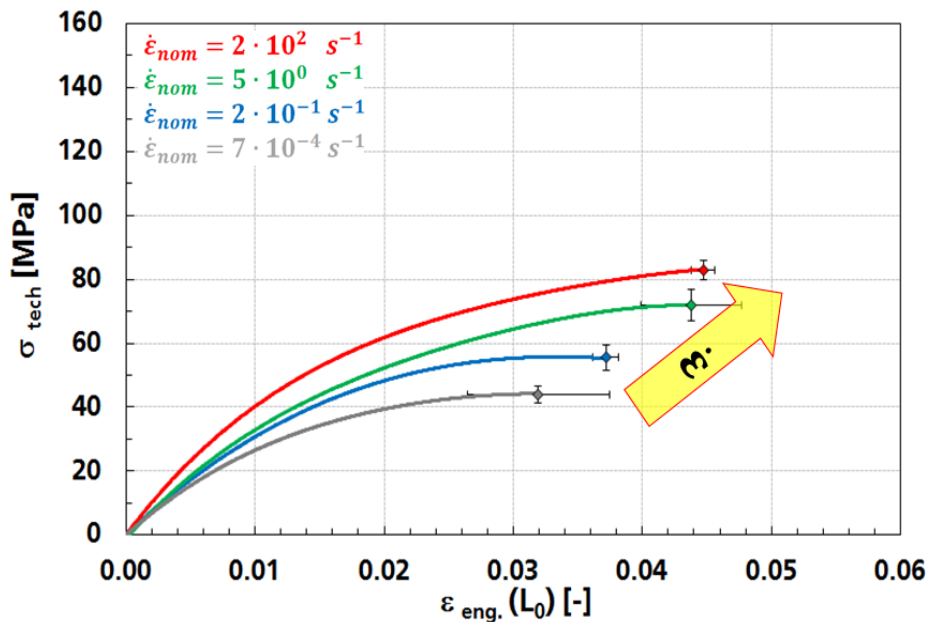


Bild 45: Zugversuche 90° zur Fließrichtung bei vier Dehnraten

Bild 45 zeigt die mittleren technischen Spannungs-Dehnungskurven der Zugversuche für 90°, also quer zur Fließrichtung. Bruchspannung, Anfangssteigung und Bruchdehnung nehmen deutlich mit steigender Dehnrates zu. Die dargestellten Kurven der 90°-Zugversuche beinhalten keine Tests mit Proben die an Position 06 entnommen wurden, da der diskutierte Einfluss der Faserkonzentration und der Faserorientierungsverteilung sich besonders am Ende des Fließwegs der spritzgegossenen Platten auswirkt und hier einen deutlichen Randeffect darstellt. Bild 46 zeigt beispielhaft die Kurvenschar der 90° Zugversuche bei 5 s⁻¹.

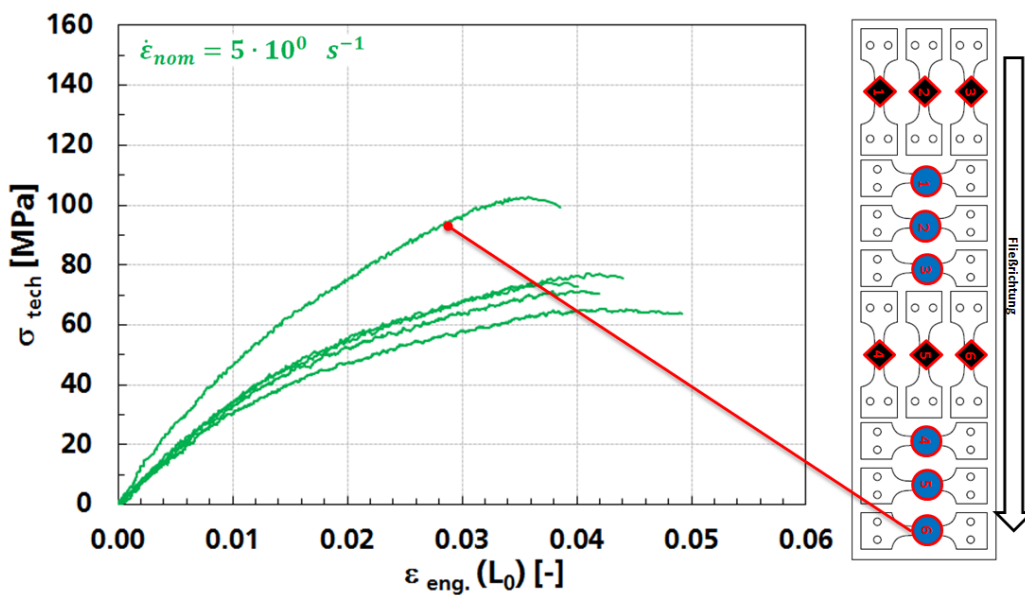


Bild 46: Beispiel für eine 90°-Zugversuchsserie bei einer Dehnrates von $\dot{\epsilon} = 5 \cdot 10^0 \text{ s}^{-1}$. Versuche mit Proben am Ende der Platte zeigen einen deutlich unterschiedlichen Kurvenverlauf

Die ermittelten Kennwerte der Bruchspannung σ_b , der Bruchdehnung ϵ_b und der

Anfangssteigung ($\approx E$ -Modul) aller Zugversuche in drei Orientierungen zur Fließrichtung sind in Bild 47 über der charakteristischen Dehnrates $\dot{\epsilon}_{cha}$ aufgetragen. Um den deutlichen Trend der Dehnratenabhängigkeit dieser Kennwerte aufzuzeigen, wurden die diskreten Messpunkte in der Darstellung mit einem Potenzansatz gefittet. Es ist bei allen Orientierungen eine deutliche Zunahme der Bruchspannung σ_b mit steigender Dehnrates zu erkennen. Die Anfangssteigung E nimmt bei 0° - und 45° -Versuchen mit größer werdender Dehnrates zu. Bei 90° -Versuchen liegt die Anfangssteigung E bei einer Dehnrates von 10^2 s^{-1} deutlich höher gegenüber den niedrigeren Dehnrates. Die Bruchdehnung ϵ_b zeigt nur bei den 90° -Zugversuchen eine deutliche Anhängigkeit von der Dehnrates und für die 0° -Versuchen einen tendenziellen Anstieg im Rahmen der hier vorliegenden Streuung. In Bild 47 wird auch die Streuung der Ergebnisse innerhalb einer Versuchsserie auf Grund der unterschiedlichen Entnahmepositionen deutlich. Auffällig ist die etwas größere Streuung bei den quasistatischen Ergebnissen.

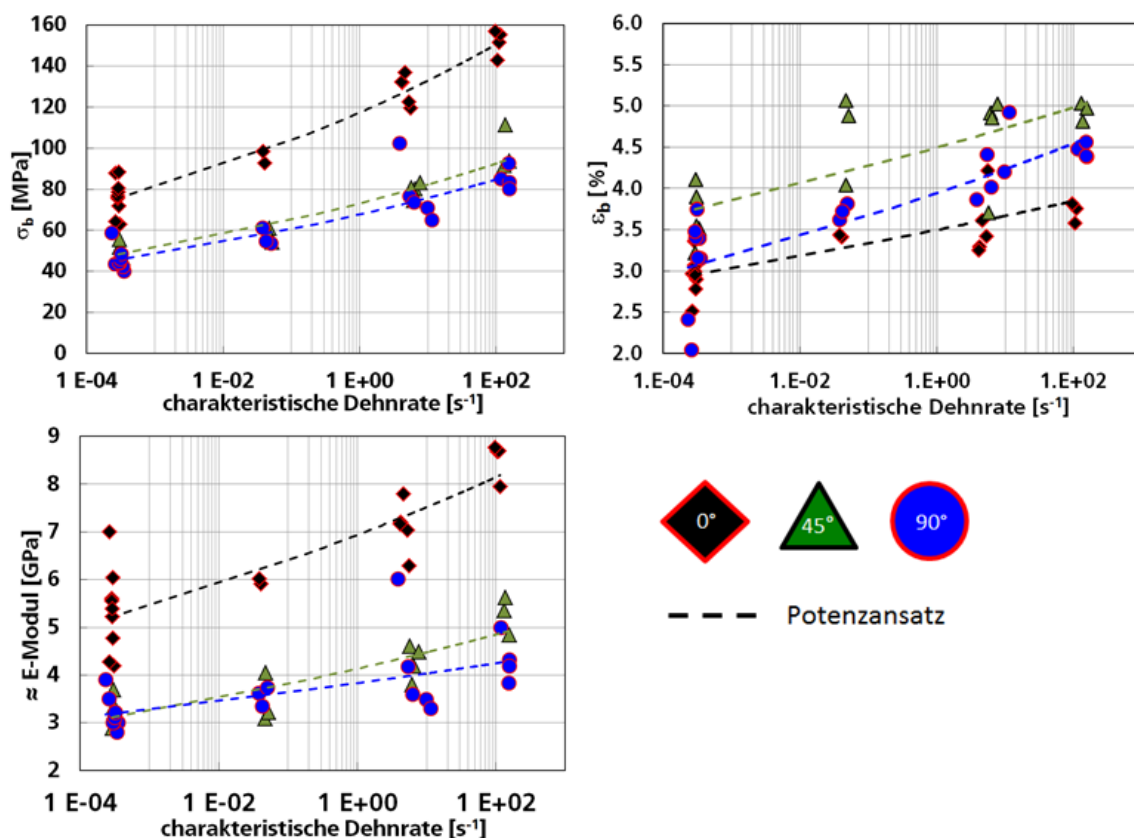


Bild 47: Übersicht über die Zugversuche in drei Orientierungen zu Fließrichtung. Es sind die Kennwerte Bruchspannung, Bruchdehnung und Anfangssteigung in Abhängigkeit der charakteristischen Dehnrates dargestellt.

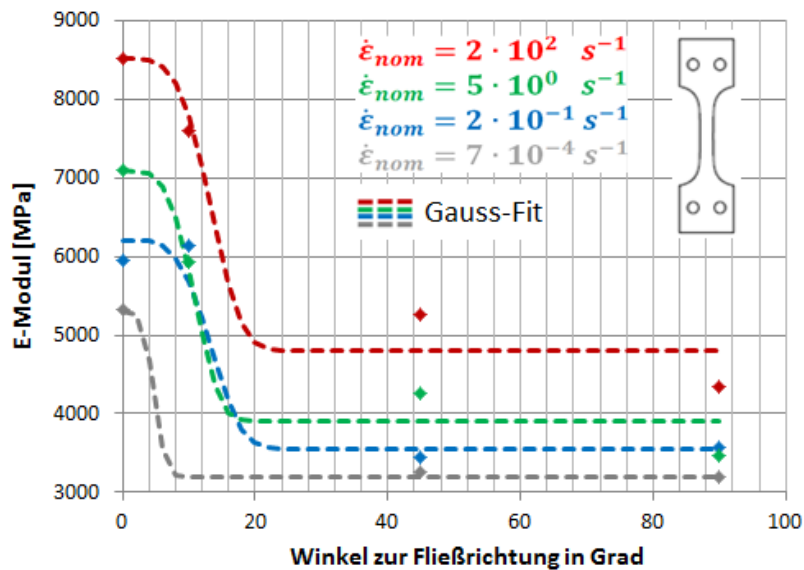


Bild 48: Elastizitätsmoduli aus den Zugversuchen in Abhängigkeit der Orientierung zur Fließrichtung. Das Diagramm zeigt Mittelwerte aller Probenpositionen einer Orientierung und eine angepasste Fitfunktion, die Wahrscheinlichkeitsdichtefunktion nach Gauß.

In Bild 48 sind die gemittelten E-Moduli aller Probenpositionen einer Entnahme Richtung über der Orientierung zur Fließrichtung aufgetragen und mithilfe einer Gauß-Funktion gefittet. Deutlich wird die starke Abnahme der Steifigkeiten bei Orientierungen größer als 10° zur Fließrichtung.

7.4.2 Kerbzugversuche 0° und 90°

Im Folgenden werden die Ergebnisse der Kerbzugversuche parallel (0°) und quer (90°) zur Fließrichtung bei vier Prüfgeschwindigkeiten erläutert. Da beim Kerbzugversuch kein uniaxialer Spannungszugzustand vorhanden ist, werden anstatt Spannungen, normierte Kräfte F/A_0 (A_0 = Ausgangsfläche) und Verlängerungen ΔL (L_0) zur Versuchsauswertung verwendet. Bild 49 zeigt mittlere normierte Kraft-Wegkurven der Versuche in 0°- und 90°-Richtung bei unterschiedlichen Dehnraten. Eine Kurve repräsentiert eine Versuchsserie von mindestens vier Experimenten. Am Ende der Kurve sind die entsprechenden Standardabweichungen der normierten Bruchkraft F_b/A_0 und der Bruchverlängerung ΔL_b in Form von Fehlerbalken dargestellt. Beide Orientierungen zeigen mit steigender Prüfgeschwindigkeit eine deutliche Zunahme der normierten Maximalkräfte F_{max}/A_0 und der normierten Bruchkraft F_b/A_0 . Die Anfangssteigung der Kurven ändert sich bei den 0°-Kerbzugversuchen für die drei niedrigeren Prüfgeschwindigkeiten kaum. Sie liegt aber bei 2,8m s⁻¹ etwas höher. Bei den 90°-Versuchen ist die Anfangssteigung der geprüften Dehnraten nahezu konstant, da die Abweichungen im Rahmen des Streubandes liegen. Die Bruchverlängerung ΔL_b nimmt nur bei den 90°-Versuchen mit steigender Prüfgeschwindigkeit deutlich zu. Bei den 0°-Versuchen nicht.

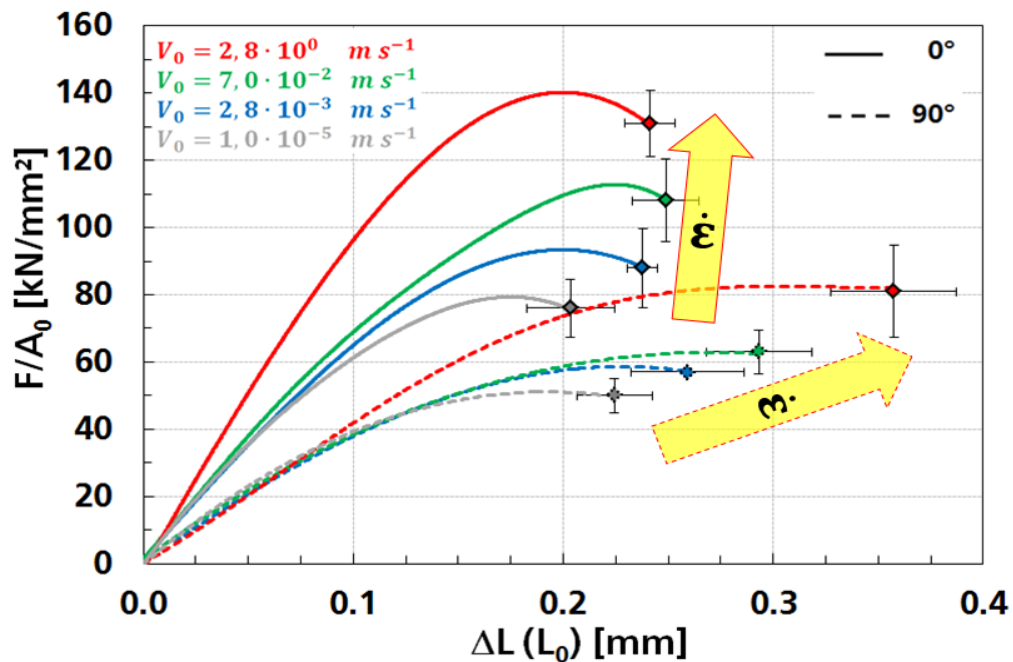


Bild 49: normierte Kraft-Wegkurven der Kerbzugversuche in zwei Orientierungen zur Fließrichtung bei jeweils vier Prüfgeschwindigkeiten.

Eine zusammenfassende Darstellung über die Anhängigkeit der ermittelten Kennwerte in den 0°- und 90°-Kerbzugversuchen von der Prüfgeschwindigkeit ist Bild 51 zu entnehmen. Zur Verdeutlichung der Dehnratenabhängigkeit der Bruchspannung und Bruchdehnung wurden die gemessenen Kennwerte (Punkte) jeweils mit einem Potenzansatz gefittet. Auffällig bei der Anfangssteifigkeit ist die Abweichung der Mittelwerte der niedrigsten Prüfgeschwindigkeit von den jeweiligen anderen drei. Die Abhängigkeit der Kennwerte von der Entnahme Position der STAMAX-Platten wird besonders bei der normierten Bruchkraft in 0°-Versuchen deutlich (siehe Bild 51). Die Proben der angussfernen Positionen weisen höhere Werte der Bruchkraft auf als die angussnahen. Dieser Effekt ist auch bei der Anfangssteigung der quasistatischen 0°-Versuche zu beobachten. Dort zeigen Proben angussferner Entnahmepositionen deutlich höhere Steifigkeiten als angussnah entnommene Proben (Bild 50).

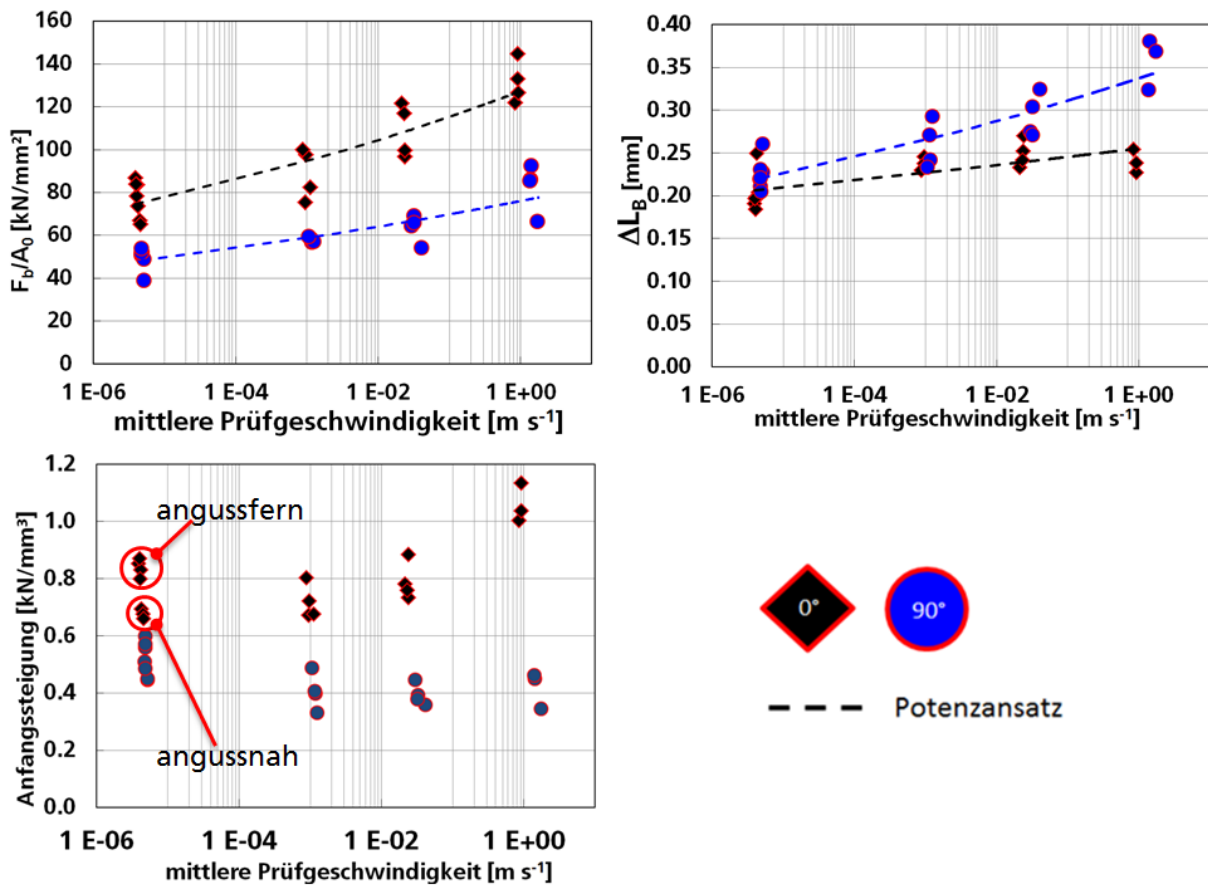


Bild 50: Übersicht über die Kerbzugversuche in zwei Orientierungen zu Fließrichtung. Es sind die Kennwerte normierte Bruchkraft, Bruchverlängerung und Anfangssteigung in Abhängigkeit der charakteristischen Prüfgeschwindigkeit aufgetragen.

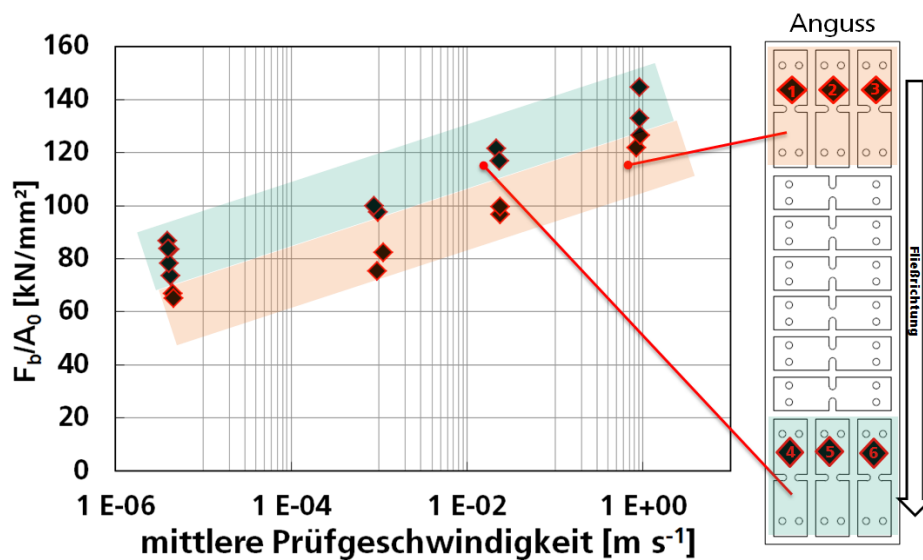


Bild 51: Deutliches Beispiel für den Fertigungseinfluss auf die Werkstoffeigenschaften des LFT-Werkstoffs: Normierte Bruchkräfte der angussnahen Entnahmepositionen (rot) gegenüber der angussfernen Entnahmeposition (blau)

7.4.3 Scherzug

Scherzugversuche wurden mit der im Abschnitt 7.1 vorgestellten Probengeometrie V3 bei vier Scherraten 0° zur Fließrichtung durchgeführt. Im Folgenden werden detailliert die Ergebnisse der mit der IWM-Messzelle gemessenen Kräfte, der mit ARAMIS gemessenen Dehnungen und der mit einer Hochgeschwindigkeits-Infrarotkamera gemessenen Temperaturen dargestellt. Die Versuche zeigen bei unterschiedlichen Scherraten ein unterschiedliches Schädigungsverhalten. Bei quasistatischen Versuchen und bei Versuchen mit einer Scherrate von 1 s^{-1} lösen sich die beiden Probenteile nach Schädigungsbeginn und bei Scherspannungsmaximum nicht voneinander, sondern gleiten aneinander ab. Dabei kommt es zu einer Zone in der der Werkstoff sich stark verformt bzw. fließt (siehe Bild 52 links). Bei höheren Scherarten kommt es zu einem spröden Versagensverhalten in der Scherzone bei maximaler Scherspannung. Die beiden Probenteile lösen sich kurz nach Schädigungsbeginn voneinander (siehe Bild 52 rechts).

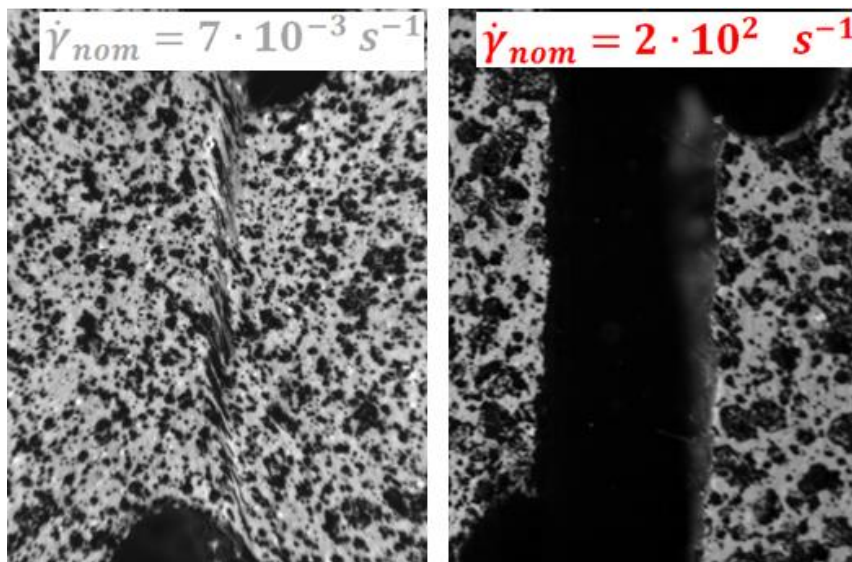


Bild 52: Unterschiede im Versagensverhalten bei unterschiedlichen Scherraten – Abgleiten nach Versagensbeginn beim quasistatischen Versuch (links) und sprödes Versagen nach Versagensbeginn bei 200 s^{-1} (rechts).

Für die Auswertung der Scherspannungskurven wurde jeweils der Schädigungsbeginn ermittelt und die technischen Scherspannungen und Scherdehnungen bis zu diesem Zeitpunkt aus den Messdaten berechnet. In Bild 53 sind die technischen Scherspannung-Scherdehnungskurven für vier Scherraten dargestellt. Eine Kurve steht für eine Versuchsserie von mindestens vier Wiederholungen. Am Ende der Kurve sind die entsprechenden Standardabweichungen der maximalen technischen Scherspannungen τ_m und der globalen Scherdehnungen bei Schädigungsbeginn $\gamma_b(x_0, 2,5 \text{ mm})$ durch die Fehlerbalken dargestellt. Auffallend ist, dass sich im Rahmen der üblichen fertigungsbedingten Streuungen die Anfangssteigung mit veränderter Scherrate nicht signifikant ändert. Ein mittlerer Schubmodul G wurden aus einer anfänglichen Tangentensteigung mit $G \approx 0,7 \text{ GPa}$ bestimmt. Die maximale Schubspannung τ_b bei Versagensbeginn steigt deutlich mit zunehmender Scherrate an. Die Scherdehnung bei Versagensbeginn $\gamma_b(x_0 = 2,5 \text{ mm})$ steigt ebenfalls deutlich mit zunehmender Scherrate von 8 % bei quasistatischen Versuchen bis hin zu 15 % bei dynamischen Versuchen (200 s^{-1}) an.

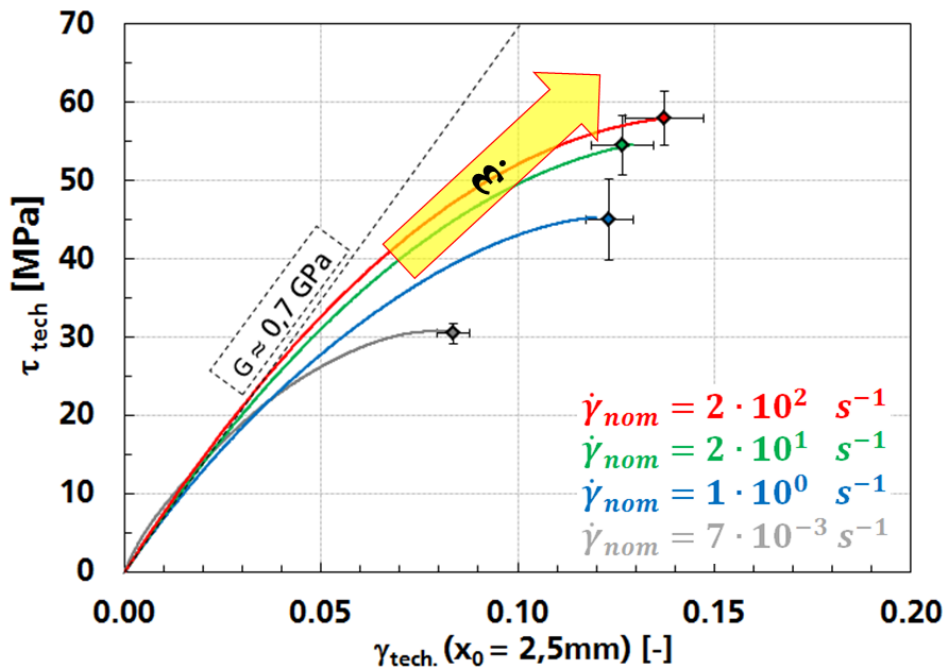


Bild 53: Technische Scherspannung-Scherdehnungskurven bei vier Scherraten

Aus der Dehnungsfeldanalyse ergab sich eine Scherzone im LFT Werkstoff mit einer Breite von $\approx 1,5 \text{ mm}$. Die globale Messlänge von $x_0 = 2,5 \text{ mm}$ wurde passend zur Elementkantenlänge der finiten Elemente Modellierung der Versuche gewählt. Weitere Analysen des Dehnungsfeldes ergaben eine Zunahme der Scherdehnung mit abnehmender Messlänge x_0 . Dabei wurde tendenziell sogar eine Abnahme der lokalen Scherdehnung mit steigender Scherrate beobachtet. Die Streuung der Ergebnisse stieg jedoch auf Grund der lokalen Inhomogenität und der unterschiedlichen Entnahmepositionen deutlich an. Somit waren keine gesicherten Aussagen zur Scherratenabhängigkeit lokaler Scherdehnungen mit Messlängen von $x_0 \leq 0,5 \text{ mm}$ möglich. Hinweise auf das veränderte Verformungsverhalten des Werkstoffs mit veränderter Scherrate können teilweise aus den durchgeführten Infrarotmessungen abgeleitet werden. In Bild 54 sind die maximal gemessenen Temperaturen kurz vor Versagensbeginn in Abhängigkeit der Scherrate dargestellt. Die maximalen Temperaturen steigen mit zunehmender Scherrate um $\Delta T \approx 10 \text{ K}$ bei 1 s^{-1} bis auf 20 K bei 200 s^{-1} deutlich an. Allerdings sind auch diese Ergebnisse stark von der positionsabhängigen Streuung der Werkstoffeigenschaften beeinflusst. Bei den höheren Scherraten zeigen Versuche mit angussfernen Proben höhere Temperaturen als Versuche mit angussnahen Proben. Eine klare Tendenz zeigt aber die Auswertung der lokalen Temperaturen anhand eines Schnitts durch die Scherzone bei 1 s^{-1} und 200 s^{-1} kurz vor Versagensbeginn. Die gemessenen lokalen Temperaturen aus mindestens drei Versuchen sind mit einem Fit nach Voigt neben den Einzelmessungen in Bild 55 vergleichend dargestellt. Die Versuche bei 200 s^{-1} zeigen deutlich höherer Temperaturen und eine deutliche breitere Temperaturverteilung gegenüber den Versuchen bei 1 s^{-1} . Ein möglicher Zusammenhang zwischen adiabatischen Temperaturerhöhungen und den sinkenden lokalen Scherdehnungen mit zunehmender Scherrate muss in weiteren positionsunabhängigen Messungen bestätigt werden.

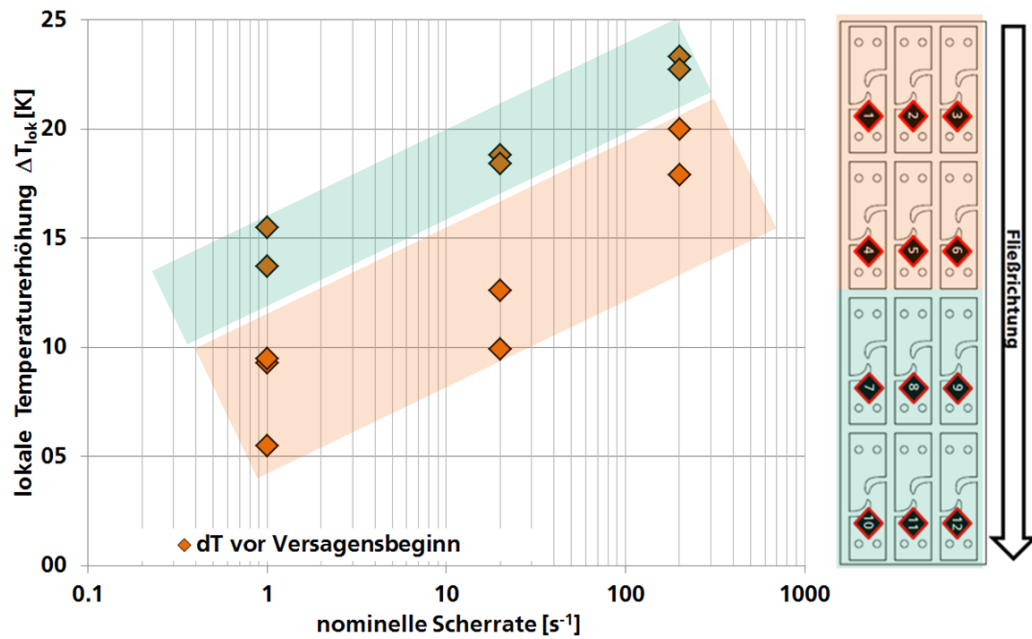


Bild 54 Ergebnisse der Infrarotmessung bei drei Scherraten. Dargestellt sind die maximal lokal gemessenen Temperaturerhöhungen über der logarithmischen nominellen Scherrate, der Entnahmeposition zugeordnet.

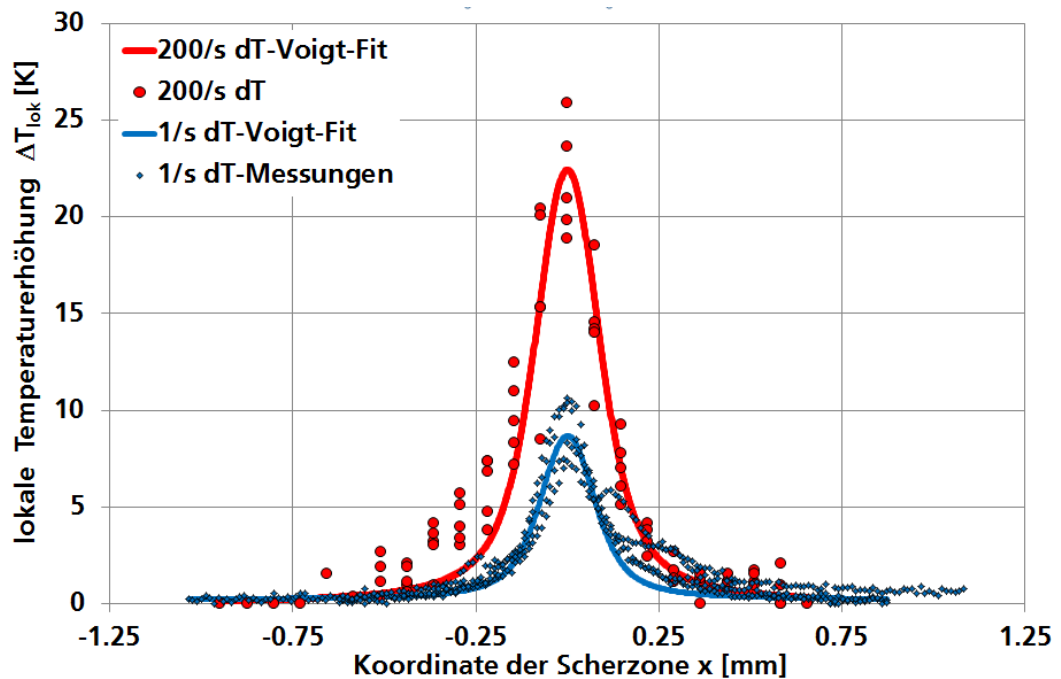


Bild 55 Temperatureverteilung quer zur Scherzone bei zwei Scherraten kurz vor Versagen. Die Einzelmessungen (Punkte) wurden mit einem Voigt-Fit (durchgezogene Linie) gemittelt dargestellt.

7.4.4 Durchstoßversuche

Um einen multiaxialen Spannungszustand des LFT-Werkstoffs dehnratenabhängig zu charakterisieren, wurden Durchstoßversuche bei vier Prüfgeschwindigkeiten durchgeführt. Die Prüfgeschwindigkeiten entsprechen denen der Zugversuche, lediglich die höchste Geschwindigkeit wurde um den Faktor zwei auf 1400 mm s^{-1} reduziert, um so den Einfluss von dynamischen Effekten auf die Piezokraftmessung zu verringern. In Bild 56 sind alle Ergebnisse der vier Versuchsserien dargestellt. Die Kraft-Wegverläufe beinhalten nach Lastmaximum auch das Nachbruchverhalten, was besonders für die Energieabsorption in crashrelevanten Bauteilen von großer Bedeutung ist. Ein Fit durch einfache, z.B. polynominelle Ansätze ist für die Beschreibung des Materialverhaltens unzulänglich. Deshalb wurde bei den Durchstoßversuchen darauf verzichtet.

Die Anfangssteigungen der Kurven sind bei allen Prüfgeschwindigkeiten in etwa gleich. Im weiteren Verlauf der Kurven zeigen die quasistatischen Versuche schon sehr früh eine Abweichung von der linearen Anfangssteigung. Mit zunehmender Prüfgeschwindigkeit erfolgt die Abweichung von der Anfangssteigung bei höheren Kräften bzw. größerem Stempelweg. Mit zunehmender Prüfgeschwindigkeit werden auch deutlich steigende maximale Kräfte erreicht. Der Stempelweg bei Maximalkraft ändert sich jedoch nicht signifikant mit der Prüfgeschwindigkeit. Nach dem Kraftmaximum fallen die Kurven der schnellen Versuche im Vergleich zu den niedrigeren Prüfgeschwindigkeiten steiler ab.

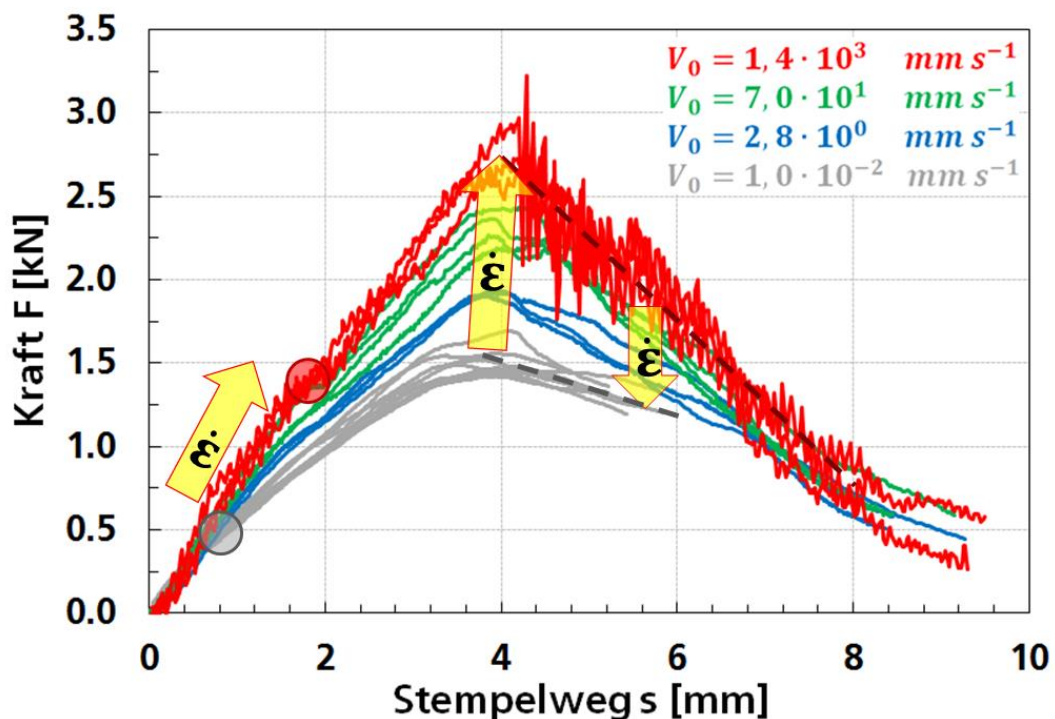


Bild 56: Kraft-Wegverläufe der Durchstoßversuche bei vier Prüfgeschwindigkeiten. Deutlich erkennbar ist die Dehnratenabhängigkeit der Schädigungsinitiierung, der Maximalkraft und des Nachbruchverhaltens.

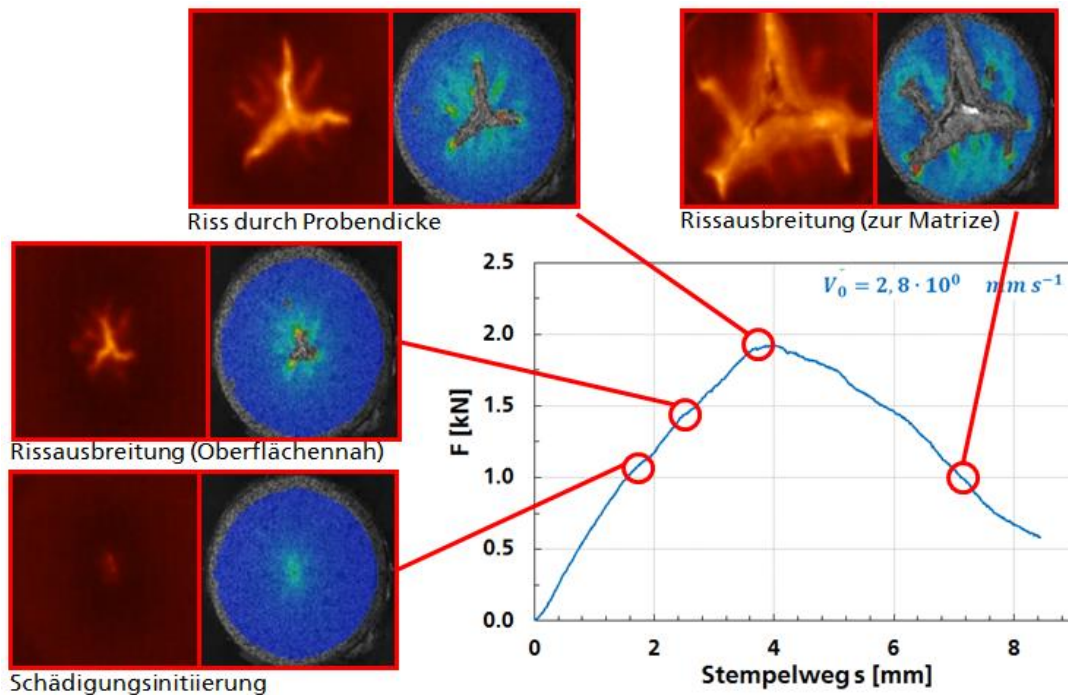


Bild 57: Lokale Infrarot- und 3D-Dehnungsmessungen beim Durchstoßversuche bei $2,8 \text{ mm s}^{-1}$. Die graphische Darstellung der Messungen wurde an signifikanten Stellen dem Kraft-Wegverlauf zugeordnet.

Bild 57 zeigt das Ergebnis eines Durchstoßversuchs bei $2,8 \text{ mm s}^{-1}$. Darin sind 4 Punkten im Kraft-Wegverlauf jeweils eine Darstellung der lokalen von Mises-Dehnung (aus 3D-ARAMIS) und ein Thermografiebild aus der High-Speed Infrarotmessung zugeordnet. Die Schädigungsinitiierung zeigt sich im Thermographiebild als erste deutliche lokale Temperaturerhöhung. Aufgrund der sich ändernden Oberfläche am Riss sind bisher nur qualitative Aussagen zur Temperaturerhöhung möglich. Ab Schädigungsinitiierung ist eine Dehnungsmessung an der Oberfläche nicht mehr möglich, da sich Oberflächenrisse ausbreiten, die die Auswertung durch Grauwertkorrelation verhindern. Die Infrarotmessung erlaubt eine detaillierte Verfolgung der Risse. Bei Kraftmaximum, wenn der Riss in Dickenrichtung die Oberfläche an der Druckseite erreicht, steigt die Temperatur nochmals deutlich an. Nach Kraftmaximum kann mit der Infrarotmessung die weitere Ausbreitung der Risse in verschiedene Richtungen beobachtet werden.

Eine Auswertung der lokalen von Mises-Dehnungen kurz vor Schädigungsinitiierung bei den verschiedenen Prüfgeschwindigkeiten ist in Bild 58 dargestellt. Die Messlänge für die Dehnungsauswertung betrug, wie in Kapitel 7.2 erläutert, $2 \text{ mm} \times 2 \text{ mm}$. Der zeitlich zugeordnete Stempelweg kurz vor Initiierung ist ebenfalls in Bild 58 dargestellt. Die Kennwerte, aufgetragen über der nominellen Prüfgeschwindigkeit, zeigen ein gegenläufiges Verhalten. Der Stempelweg bei Initiierung steigt tendenziell mit zunehmender Prüfgeschwindigkeit an, die lokale Dehnung nimmt tendenziell ab. Der Einfluss lokaler adiabatischer Effekte auf die lokalen Verformungen kann auch hier, ähnlich wie bei den Scherversuchen, nicht ausgeschlossen werden.

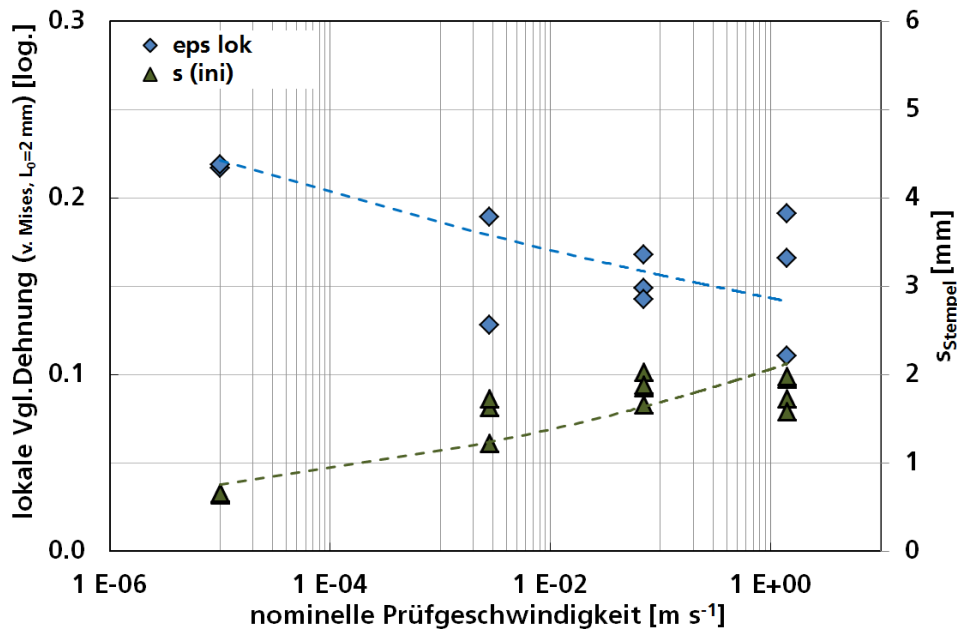


Bild 58: Vergleich lokaler Dehnung und globaler Stempleverschiebung bei Schädigungsinitiierung in Abhängigkeit von der Prüfgeschwindigkeit.

7.4.5 Schädigungsinitiierung in Abhängigkeit der Dehnrates und Mehrachsigkeit

Die Versuchsauswertung der Schädigungsinitiierung bei unterschiedlichen Mehrachsigkeiten wurde in Kapitel 7.2.3 exemplarisch für mindestens eine statische und zwei dynamischen Dehnrates beschrieben. Das Schädigungskriterium für die Auswertung der lokalen Vergleichsdehnung bei Schädigungsinitiierung wurde anhand von Bild 29 erläutert.

Das Resultat dieser Versuchstyp- und Dehnratesübergreifenden Auswertung mit einheitlicher Messlänge ist in Bild 59 abgebildet. Zu unterscheiden ist dieses Ergebnis von der Versagenskurve, wie sie in Bild 102 dargestellt ist und als Simulationsinput dient. Die Versuche zeigen teilweise nach der Schädigungsinitiierung noch große Verformungen bis zum finalen Versagen. Der Beginn der Schädigung hat teilweise, wie z.B. beim Durchstoßversuch, große Auswirkungen auf das weitere Verformungsverhalten bis zum Versagen und ändert sich zudem mit der Dehnrates. Diese Tatsache steht auch in unmittelbarem Zusammenhang mit dem Instabilitätsverhalten des Werkstoff, da das Instabilitätsverhalten stark an den Schädigungsbeginn gekoppelt ist. Je nach Versuchstyp wurde eine über die Dehnrates hinweg konstante Mehrachsigkeit angenommen, die hier lediglich für die Darstellung verwendet wird. Ein Mehrachsigkeitsverlauf während der Probenverformung wurde nicht berücksichtigt. Je nach Versuchstyp zeigt sich mit steigender lokaler Dehnrates eine steigende oder fallende lokale Dehnung bei Schädigungsinitiierung. Die lokal ausgewerteten Dehnungen ändern sich mit steigender Dehnrates teilweise konträr zu den „globalen“ Messgrößen, also jenen mit größeren Messlängen ermittelten integralen Dehnungen, wie bspw. der Stempelweg beim Durchstoßversuch (vgl. Bild 58). Letztgenannte integrale „globale“ Dehnungen stellen über den Messlängenbereich gemittelte Größen dar, die bei stärker ausgeprägten inhomogenen Deformationen (Lokalisation) die örtlichen Gegebenheiten nicht genau quantifizieren können. Dies zeigt den Bedarf an weiterführenden Untersuchungen, vor allem bezüglich der Schädigung. Die in Bild 59 dargestellte Fläche soll als Ausgangspunkt für die Weiterentwicklung von Schädigungsmodellen verstanden werden, die bei verschiedenen Mehrachsigkeiten das Verformungsverhalten während der Schädigung dehnratesübergreifend beschreiben sollen.

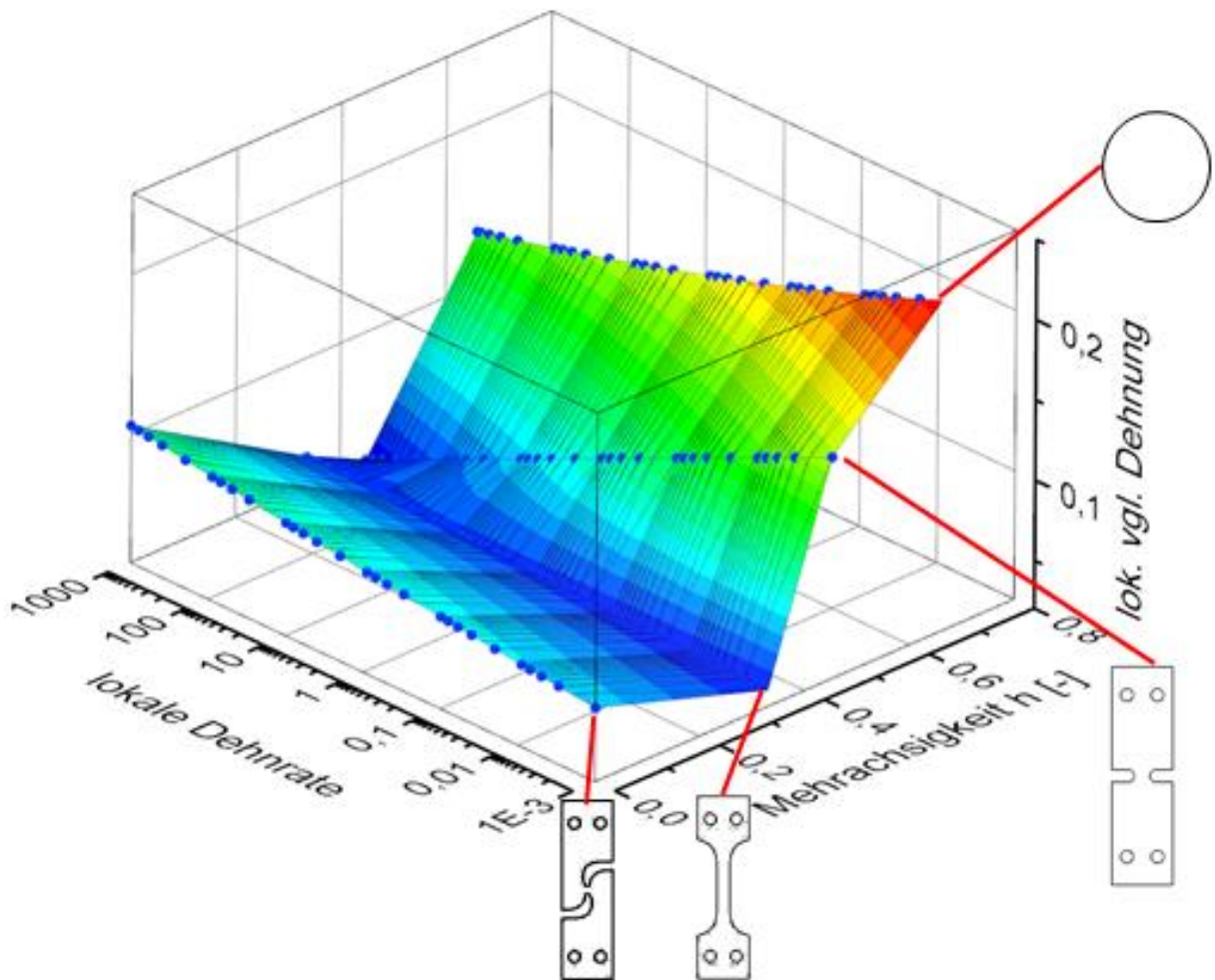


Bild 59 Darstellung einer Schädigungsinitiierungsfläche über der Mehrachsigkeit und der lokal ermittelten Dehnrates

7.5 Bruchflächenanalyse

Bild 60 zeigt ausgewählte Rasterelektronen-Mikroskopische Aufnahmen von Bruchflächen aus 0°-Zugproben. Die Proben wurden unter statischen Bedingungen (10^{-3} s^{-1}) bei -35°C , $+85^\circ\text{C}$ und $+23^\circ\text{C}$ (a-c) und dynamisch (10^2 s^{-1}) bei $+23^\circ\text{C}$ (d) geprüft. Die Bruchflächen der statischen Versuche bei -35°C und 23°C (a und c) zeigen eine schuppige Oberfläche der Matrix. Dies deutet auf ein sprödes Werkstoffverhalten bzw. Crazeing hin. An den Fasern sind kaum Matrixreste zu erkennen. Sie werden bei Raumtemperatur teilweise komplett ausgezogen, bei -35°C sind meist Faserbrüche zu erkennen. Die Bruchfläche des dynamischen Versuchs bei Raumtemperatur zeigt ebenso wie die des statischen Versuchs bei hohen Temperaturen eine deutliche Fibrillierung der Matrix. Die Bruchflächen des untersuchten LFT-Werkstoffs zeigen also ein duktileres Verhalten bei hohen Dehnrates und sprödes Versagen bei statischer Belastung. Dies zeigt deutlich den Einfluss der Faser und der Grenzschicht auf das Verformungsverhalten, wenn man zum Vergleich die umgekehrten Eigenschaften des reinen Matrixwerkstoff betrachtet [DaMi03], der bei höherer Dehnrates spröder versagt. Bild 60 b und d geben einen Hinweis auf den Ursprung des konträren dehnratesabhängigen Werkstoffverhaltens von LFT gegenüber PP. Die Matrix des LFTs ist bei hohen Temperaturen und hohen Dehnrates ähnlich fibrillär ausgebildet. Wahrscheinlich sind

adiabatische Effekte bei hohen Dehnraten für diese Ähnlichkeit verantwortlich. Besonders bemerkenswert ist die starke Verformung der Matrix in Fasernähe (roter Kasten Bild 60 d) und die Anhaftung der Matrix an den aus der Bruchfläche ragenden Fasern. Scheinbar gibt es hier einen Zusammenhang zwischen Faser-Matrixhaftung und Temperatur, aber auch zwischen Anhaftung und der starken Matrixverformung in Fasernähe. Das an den Bruchflächen zu erkennende deutlich duktilere Verformungshalten bei hohen Temperaturen und hohen Dehnraten ist auch an den Bruchdehnungen der jeweiligen Zugversuche zu erkennen, siehe Bild 34 und Bild 43.

Die Bruchflächenanalysen ergeben Hinweise auf die wirkenden Mechanismen bei unterschiedlichen Randbedingungen. Allerdings kann hier immer nur das Resultat nach dem Probenversagen betrachtet werden. Kausalitäten und Ursprünge der Schädigungsmechanismen müssen noch weitergehend, auch mit anderen Methoden, detaillierter untersucht werden.

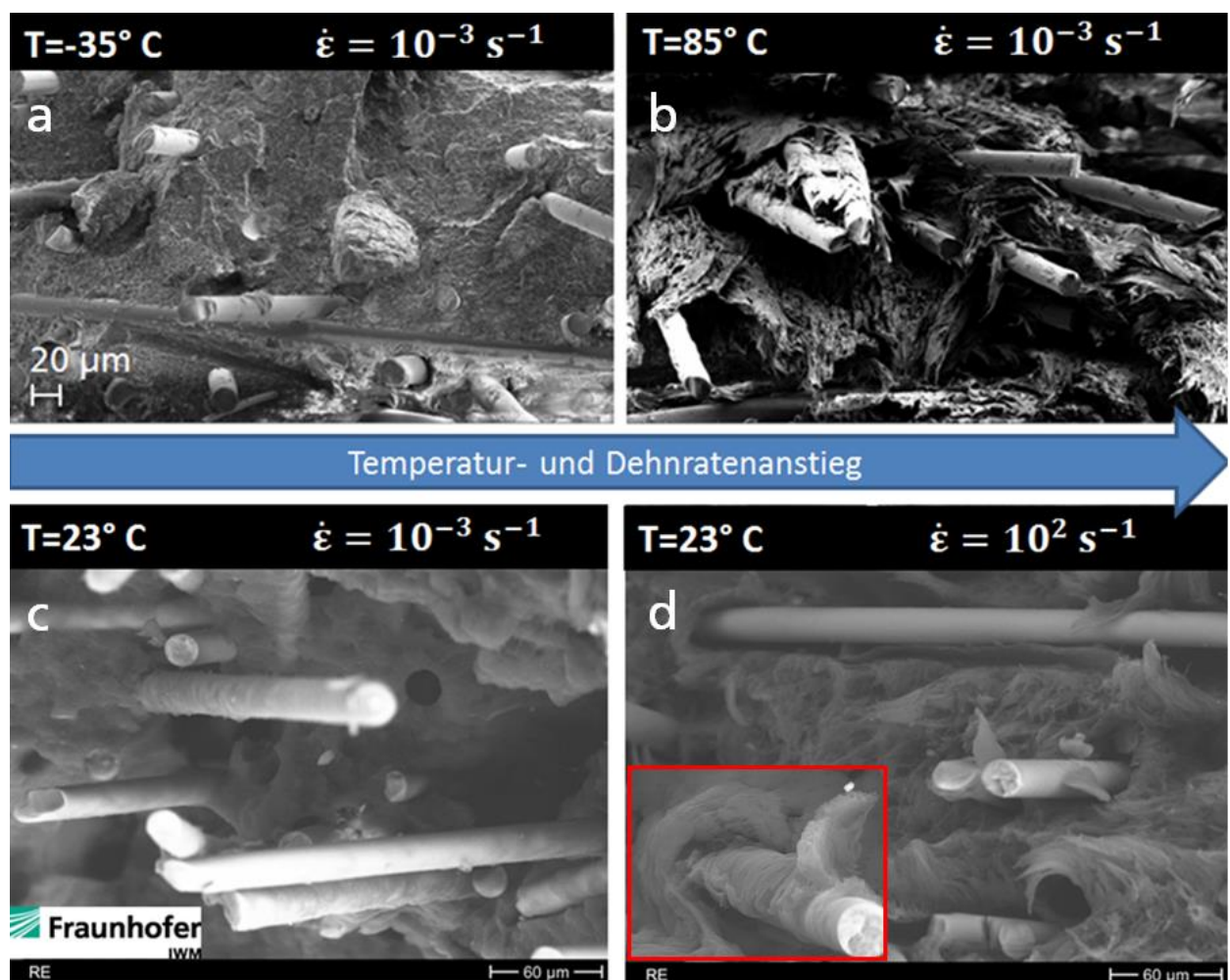


Bild 60: Ausgewählte Bruchflächen. Vergleich statisch dynamisch sowie Hoch- und Tieftemperaturuntersuchungen

8 Homogenisierung

8.1 Zellmodellrechnungen

Zur Bewertung der Sensitivität von Schwankungen bzw. Fehlern aufgrund der Faserkonzentrations- und Faserorientierungsberechnung im Spritzguss bei LFT, wurde ein Mikrostrukturmodell für das LFT-faserverstärkte Sabic-Material erstellt. Bild 61 zeigt links das segmentierte μ CT-Bild der Probe CT-01-19 und daneben ein virtuell erstelltes Mikrostrukturmodell mit nahezu denselben geometrischen Parametern.

Das Modell wurde mit der Software GeoDict® als dreischichtiges faserverstärktes Material erzeugt, wobei jede einzelne Schicht homogene geometrische Kenngrößen (Fasereigenschaften, Faserkonzentration, Faserorientierung) besitzt. Bild 61 zeigt einen optischen Vergleich der Modelle, wobei die mittlere Schicht im virtuellen Modell blau eingefärbt ist. Bild 62 zeigt die sehr gute Übereinstimmung der lokalen Faserorientierungen von CT-Aufnahme und Modell.

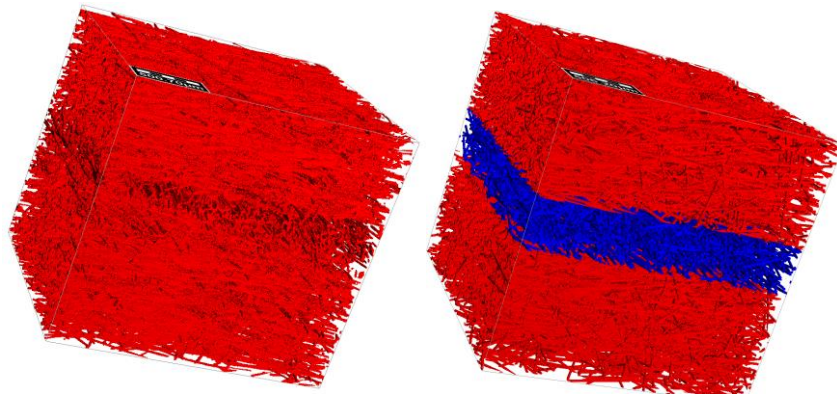


Bild 61: Beispiel einer betrachteten typisch dreilagigen Mikrostrukturgeometrie (jeweils mit einer Auflösung von 900x900x900 Voxel, bei einer Voxelgröße von 2,7 μ m).

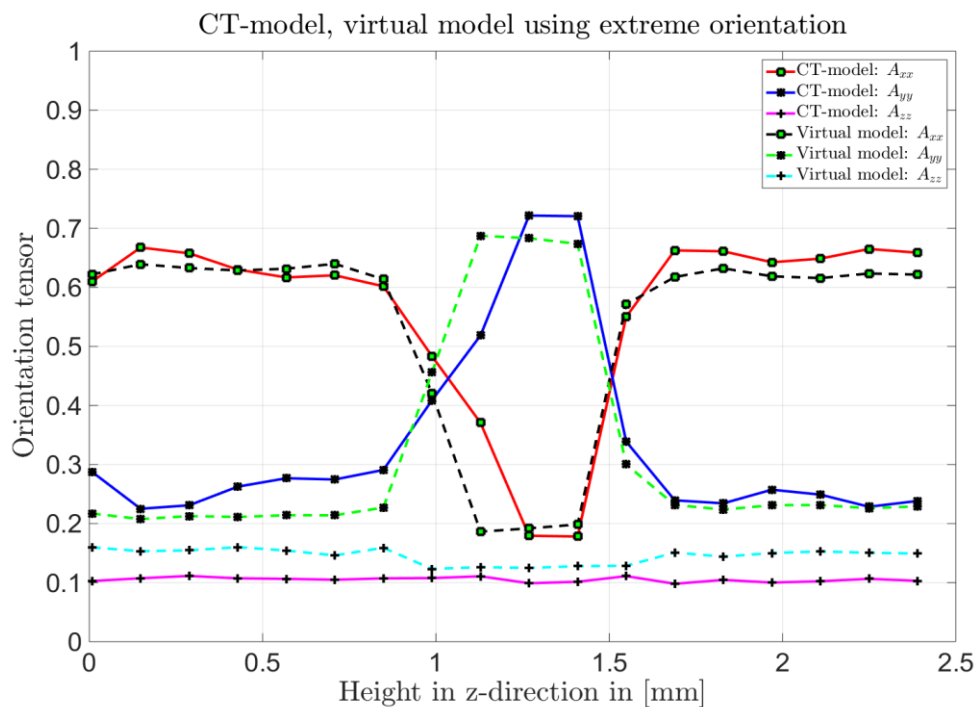


Bild 62: Vergleich der Faserorientierungen über die Probenhöhe (Diagonalkomponenten des Tensors) in CT-Aufnahme und virtuellem Mikrostrukturmodell.

Aufgrund der Unterschiede von über 10% bei den verschiedenen experimentellen und simulationsbasierten Untersuchungen zur lokalen Faserkonzentration und Faserorientierung wurde eine Studie zum Einfluss dieser Schwankungen auf die resultierenden mechanischen Eigenschaften durchgeführt. Im virtuellen Modell lassen sich die geometrischen Parameter gezielt und einzeln bzw. schichtweise variieren.

Dabei wurde ausgehend von dem vorliegenden und mit μ CT-Aufnahmen abgeglichenen Mikrostrukturmodell sowohl der Grad der Orientierung wie auch die Konzentrationen in den einzelnen Lagen gemäß den bekannten Schwankungen systematisch variiert, wobei die resultierenden anisotropen mechanischen Steifigkeiten mit der am ITWM entwickelten Software FeelMath berechnet wurde.

FeelMath löst die strukturemechanischen Gleichungen in der Lippmann-Schwinger Integralgleichungsformulierung unter Verwendung von schneller Fouriertransformation höchst effizient bzgl. Rechenaufwand und Speicherbedarf direkt auf der segmentierten μ CT-Tomographie wie auch auf den hochaufgelösten Mikrostrukturmodellen.

Konstitutives Gesetz: $\boldsymbol{\sigma}(\mathbf{x}) = \mathcal{F}(\boldsymbol{\varepsilon}(\mathbf{x}), \boldsymbol{\varepsilon}_p(\mathbf{x}), r(\mathbf{x}), d(\mathbf{x}))$

Polarisationsspannung: $\boldsymbol{\tau}(\mathbf{x}) = \boldsymbol{\sigma}(\mathbf{x}) - \mathbb{C}_0 : \boldsymbol{\varepsilon}(\mathbf{x})$

Konstante Referenzsteifigkeit: \mathbb{C}_0

Anwendung der Greenschen Funktion: $\boldsymbol{\Gamma}_0$

Im Realraum: $\boldsymbol{\varepsilon}(\mathbf{x}) = \mathbf{E} - \int_{\omega} \boldsymbol{\Gamma}_0(\mathbf{x} - \mathbf{y}) : \boldsymbol{\tau}(\mathbf{y}) d\mathbf{y}$

Im Fourierraum: $\hat{\boldsymbol{\varepsilon}}(\boldsymbol{\xi}) = -\hat{\boldsymbol{\Gamma}}_0(\boldsymbol{\xi}) : \hat{\boldsymbol{\tau}}(\boldsymbol{\xi}), \quad \forall \boldsymbol{\xi} \neq \mathbf{0}, \hat{\boldsymbol{\varepsilon}}(\mathbf{0}) = \mathbf{E}$

LS-Integralgleichung: $\boldsymbol{\varepsilon} + \boldsymbol{\Gamma}_0 * (\mathcal{F}(\boldsymbol{\varepsilon}, \boldsymbol{\varepsilon}_p, r, d) - \mathbb{C}_0 : \boldsymbol{\varepsilon}) = \mathbf{E}$

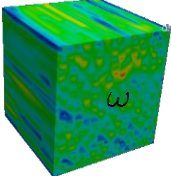


Bild 63: Herleitung der Lippmann-Schwinger Formulierung und Transformation im Fourierraum.

Tabelle 2: Komponentenweise Vergleich der Steifigkeiten (E-Modul, G-Modul und Poissonzahl) bei der Berechnung auf dem virtuellen Model und der μ CT-Aufnahme.

Parameters	Virtual Model	μ CT Model
Exx	4.163 GPa	4.174 GPa
Eyy	3.166 GPa	3.331 GPa
Ezz	2.384 GPa	2.397 GPa
Gxy	1.105 GPa	1.127 GPa
Gyz	0.801 GPa	0.737 GPa
Gzx	0.855 GPa	0.757 GPa
ν_{xy} / ν_{yx}	0.325 / 0.247	0.328 / 0.262
ν_{yz} / ν_{zy}	0.477 / 0.359	0.469 / 0.338
ν_{zx} / ν_{xz}	0.249 / 0.435	0.244 / 0.425

Der Vergleich wurde anhand folgender Materialkennwerten für die Polypropylenmatrix: E-Modul von 1.5 GPa; Querkontraktionszahl von 0.4 und für 19 μ m dicke Glasfasern mit einem E-Modul von 72 GPa und einer Querkontraktionszahl von 0.2 durchgeführt. Bei der Studie ergab sich im Großen und Ganzen, dass sich sowohl die Schwankung in der Faserorientierung, wie auch die Schwankungen in der Faserkonzentration proportional auf die resultierenden Steifigkeiten auswirken.

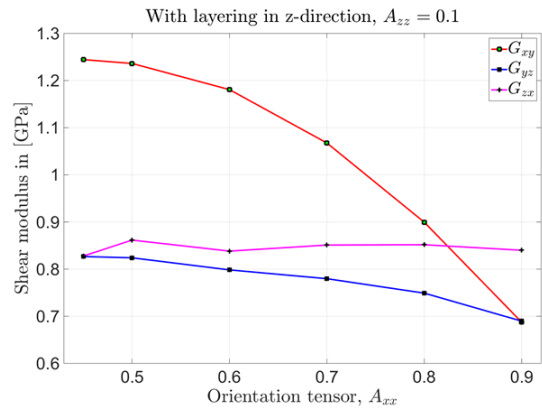
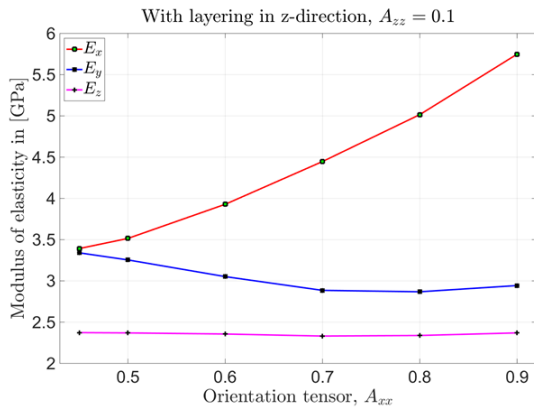


Bild 64: Änderung der Steifigkeiten (links E-Modul, rechts G-Modul) bei Variation der Orientierung von einzelnen Lagen in Längs- und Querrichtung (von links isotrop bis rechts maximal anisotrop).

Die Auswirkungen auf die E_x -Komponente der Steifigkeit sind zwar deutlicher als auf alle anderen Komponenten (siehe Bild 64), allerdings liegen im anwendungsrelevanten Bereich der Orientierung A_{xx} zwischen 0.6 und 0.8 die relativen Änderungen bei 10% für entsprechende Variationen von 10%. Dies zeigt sich auch bei Konzentrationsschwankungen von 10% (siehe Bild 65).

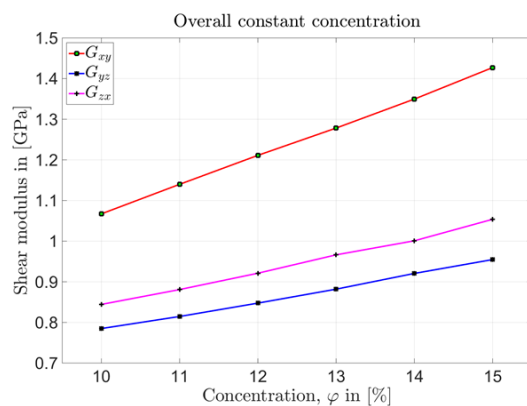
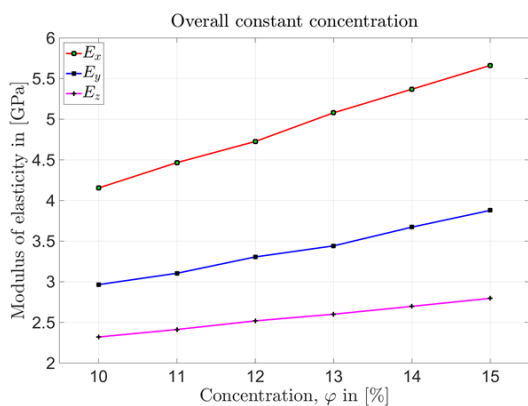


Bild 65: Änderung der Steifigkeiten (links E-Modul, rechts G-Modul) bei Variation der Faserkonzentration zwischen 10Vol.-% und 15Vol.-%.

Insgesamt ist somit festzustellen, dass die Unsicherheiten zwischen Messungen und Simulationen, die im Bereich von mindestens 10% relativer Fehler liegen, sich bei den typischen Orientierungsschichtungen (3 Lagen mit deutlich unterschiedlicher Orientierung in Längs- und Querrichtung) um etwa den selben Faktor auf die mechanischen Werte übertragen.

Aufgrund der Detektion von Poren in den μ CT-Proben der STAMAX-Probenplatte wurde auch die Sensitivität von Poren auf die resultierenden Steifigkeiten untersucht. Zur Vereinfachung wurde ein etwas kleineres Mikrostrukturmodell (200x200x200Voxel) bei gleicher Auflösung (2,7 μ m) und typischen Orientierungen und Faserkonzentrationen erstellt, wobei zusätzlich im Kernbereich Poren mit Porengröße 200 μ m erzeugt wurden. Der Porenanteil wurde dabei im Bereich von 0Vol.-% bis 3Vol.-% variiert. Bild 66 zeigt das betrachtete Mikrostrukturmodell mit und ohne Poren.

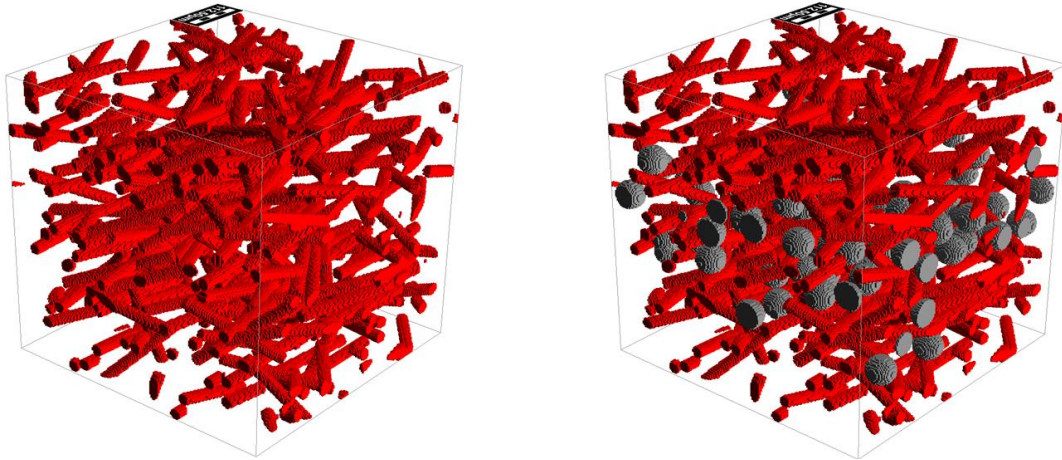


Bild 66: Mikrostrukturmodell links ohne und rechts mit Poren.

Tabelle 3: resultierenden Steifigkeitsparameter bei steigendem Porenanteil.

Parameters	No Air	Air = 1.0%	Air = 1.5%	Air = 2.0%	Air = 2.5%	Air = 3.0%
Exx	3.287 GPa	3.246 GPa	3.221 GPa	3.205 GPa	3.198 GPa	3.177 GPa
Eyy	2.228 GPa	2.190 GPa	2.174 GPa	2.153 GPa	2.134 GPa	2.119 GPa
Ezz	2.126 GPa	2.085 GPa	2.066 GPa	2.044 GPa	2.025 GPa	1.998 GPa
Gxy	0.953 GPa	0.940 GPa	0.933 GPa	0.928 GPa	0.923 GPa	0.916 GPa
Gyz	0.739 GPa	0.727 GPa	0.721 GPa	0.715 GPa	0.707 GPa	0.702 GPa
Gzx	0.799 GPa	0.787 GPa	0.780 GPa	0.774 GPa	0.769 GPa	0.761 GPa

Insgesamt ist der Einfluss von evtl. vorhandenen Poren mit geringem Volumenanteil (bis 3%) auf die effektiven Steifigkeiten des LFT-Materials sehr gering und kann im Vergleich zu den anderen Einflussgrößen vernachlässigt werden. Daher wurden hierzu keine weiteren Untersuchungen durchgeführt, zumal sich in den μ CT-Proben aus dem Demonstratorbauteil keine Poren nachweisen ließen.

8.2 Analytische Homogenisierung

In den letzten Jahren sind unterschiedliche Methoden zur Approximation eines effektiven Steifigkeitstensors mit Berücksichtigung der Faserorientierungsverteilung und des Fasergehalts entwickelt worden. Hierbei hat sich die Methode nach Mori und Tanaka [MoTa73] mit Berücksichtigung der Faserorientierungsverteilung nach Advani und Tucker [AdTu87] besonders gut bewährt. Die unterschiedlichen Methoden sind kürzlich in [BBMM15] am Beispiel eines SMC-Werkstoffes (Sheet Moulding Compound) veröffentlicht worden.

Methode nach Mori und Tanaka

Die Lösung zur Homogenisierung eines ellipsoid förmigen Einschlusses eingebettet in einer Matrix wurde von Eshelby [Eshe57] gelöst und ist von grundlegender Bedeutung für die Homogenisierung nach Mori-Tanaka [MoTa73]. Mit dem Konzept der äquivalenten Eigendehnung kann der Einschluss als Inhomogenität betrachtet werden, wobei für den hier relevanten Anwendungsfall eine ellipsoid förmige Glasfaser eingebettet im Matrixmaterial aus Polypropylen den entsprechenden Einschluss repräsentiert. Die homogenisierte Gesamtdehnung $\bar{\epsilon}$ kann durch

$$\bar{\epsilon} = c^i \epsilon^i + (1 - c^i) \epsilon^m \quad (18)$$

beschrieben werden. Wobei c^i die Volumenfraktion des Einschlusses ist, ϵ^i die konstante Einschlussdehnung und ϵ^m die mittlere Dehnung in der Matrix. Es wird der Dehnungslokalisierungstensor \mathbb{A} der dünnen Defektverteilung eingeführt, der die Einschlussdehnung ϵ^i mit den Gesamtdehnungen $\bar{\epsilon}$ verknüpft:

$$\epsilon^i = \mathbb{A} : \bar{\epsilon}; \quad \mathbb{A} = [\mathbb{I} + \mathbb{E} : \mathbb{C}^{m-1} : (\mathbb{C}^i - \mathbb{C}^m)]^{-1} \quad (19)$$

Hierbei sind \mathbb{C}^i und \mathbb{C}^m die isotropen Steifigkeitstensoren von Einschluss und Matrix. \mathbb{E} ist der sogenannte Eshelby-Tensor, der sich aus elliptischen Integralen trigonometrischer Funktionen zusammensetzt und eine ellipsoid förmige Inhomogenität analytisch beschreibt. Die genaue Beschreibung findet sich in dem Buch von Mura [Mura82]. Man gelangt zu dem Ansatz von Mori und Tanka durch die Annahme, dass über den Lokalisierungstensor die Einschlussdehnungen nicht mit den Gesamtdehnungen, sondern nur mit den Dehnungen in der Matrix verknüpft sind:

$$\bar{\epsilon}^i = \mathbb{A} : \epsilon^m \quad (20)$$

Nach algebraischer Umformung ergibt sich der effektive transversalisotrope Steifigkeitstensor \mathbb{C}^* zu

$$\mathbb{C}^* = [c^i \mathbb{C}^i : \mathbb{A} + (1 - c^i) \mathbb{C}^m] : [c^i \mathbb{A} + (1 - c^i) \mathbb{I}]^{-1} \quad (21)$$

mit \mathbb{I} dem Einheitstensor vierter Stufe. \mathbb{C}^* ist nun eine Abschätzung einer effektiven Verbundsteifigkeit für eine unidirektionale Faserorientierung. Es ist anzumerken, dass der Eshelby-Tensor nur von der Poisson-Zahl des isotropen Matrixmaterials abhängt.

Orientierungsgemittelte effektive Steifigkeit

In einem zweiten Schritt wird die Faserorientierungsverteilung berücksichtigt. Mit dem Ansatz nach [AdTu87] wird der transversalisotrope Steifigkeitstensor mit Hilfe des Faserorientierungstensors A_{ij} aus der Formfüllsimulation in die unterschiedlichen Raumrichtungen gemittelt:

$$\begin{aligned} \bar{C}_{ijkl}^* &= b_1(A_{ijkl}) + b_2(A_{ij}\delta_{kl} + A_{kl}\delta_{ij}) \\ &+ b_3(A_{ik}\delta_{jl} + A_{il}\delta_{jk} + A_{jl}\delta_{ik} + A_{jk}\delta_{il}) \\ &+ b_4(\delta_{ij}\delta_{kl}) + b_5(\delta_{ik}\delta_{jl} + \delta_{il}\delta_{jk}). \end{aligned} \quad (22)$$

Der dafür benötigte Faserorientierungstensor vierter Stufe A_{ijkl} wird mittels einer hybriden Schließbedingung (Hybrid-Closure) berechnet. Die skalaren Werte b_1 bis b_5 ergeben sich aus den Komponenten des transversalisotropen Steifigkeitstensors. In Voigt-Notation kann dieser Tensor unter Berücksichtigung seiner Symmetrien als 6x6-Matrix geschrieben werden. Mit den Bezeichnungen der Indizes 11→1, 22→2, 33→3, 12→4, 23→5 und 13→6 ergibt sich

$$\begin{aligned}
 b_1 &= C_{11}^* + C_{22}^* - 2C_{12}^* - 4C_{44}^* \\
 b_2 &= C_{12}^* - C_{23}^* \\
 b_3 &= C_{44}^* + \frac{1}{2}(C_{23}^* - C_{22}^*) \\
 b_4 &= C_{23}^* \\
 b_5 &= \frac{1}{2}(C_{22}^* - C_{23}^*) .
 \end{aligned} \tag{23}$$

Vergleich der approximierten Steifigkeiten mit experimentellen Ergebnissen

Zur Approximation des transversalisotropen Steifigkeitstensors für eine unidirektionale Faserorientierungsverteilung werden die elastischen Materialkennwerte nach Tabelle 4 verwendet. Mit Hilfe der Methode nach Mori und Tanaka können die Steifigkeiten in Abhängigkeit der Faserlänge bzw. des Aspektverhältnisses, welches durch das Verhältnis von Faserlänge zu Faserdurchmesser definiert ist, ermittelt werden. Bild 67 zeigt die approximierten E-Moduli in Abhängigkeit des Aspektverhältnisses für unterschiedliche Faservolumenkonzentrationen in 0° und 90° zur unidirektionalen Faserorientierung. Im [SLSS12] wurde ein mittleres Aspektverhältnis von ca. 150 (gewichtsgemittelte Faserlänge) analysiert. In diesem Bereich laufen die Kurven bereits in die Sättigung. Es wurde keine Faserlängenverteilung berücksichtigt und somit nur von einem konstanten Aspektverhältnis von 150 ausgegangen.

Tabelle 4: Elastische Kennwerte des Ausgangsmaterials [SLSS12].

	Glas	Polypropylen
Elastizitätsmodul [MPa]	$E_{Glas} = 73\,000$	$E_{PP} = 1450$
Poissonzahl	$\nu_{Glas} = 0.23$	$\nu_{PP} = 0.39$

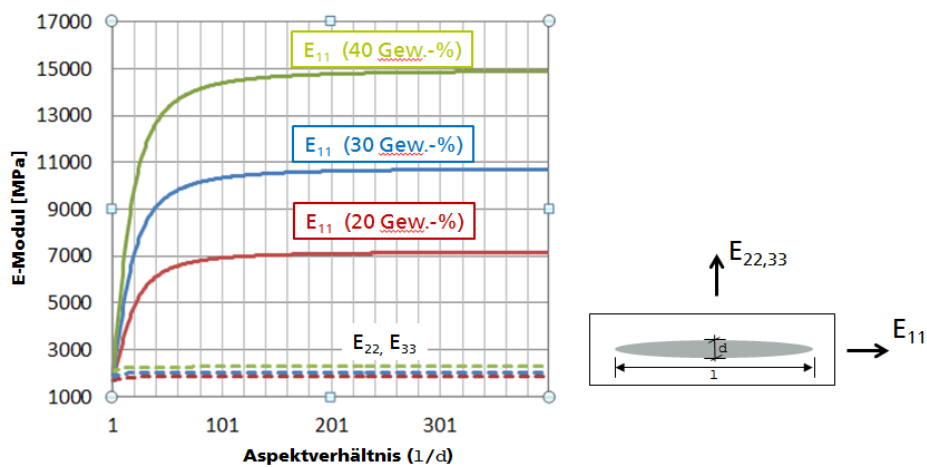


Bild 67: Approximierte anisotrope Elastizitätsmoduli ermittelt mit der Mori-Tanaka-Methode in Abhängigkeit des Aspektverhältnisses für unterschiedliche Faservolumenkonzentrationen.

Bild 68 zeigt die approximierten Steifigkeiten, wenn im zweiten Approximationsschritt die Faserorientierungsverteilung nach Advani und Tucker berücksichtigt wird. Dabei ist die ermittelte Faserorientierungsverteilung und Faservolumenkonzentration aus der CT-Analyse (Probe CT-1) auf ein FE-Modell einer Flachzugprobe übertragen worden. Für die Simulationen wurde in der ganzen Probe die gleiche Variation der Faserorientierungsverteilung über die Dicke angenommen. Zum Vergleich sind die experimentellen Ergebnisse an vergleichbaren Positionen farbig dargestellt. Die approximierten Steifigkeiten liegen am unteren Streuband der Versuchsergebnisse, zeigen aber dennoch eine gute Übereinstimmung mit den Versuchen.

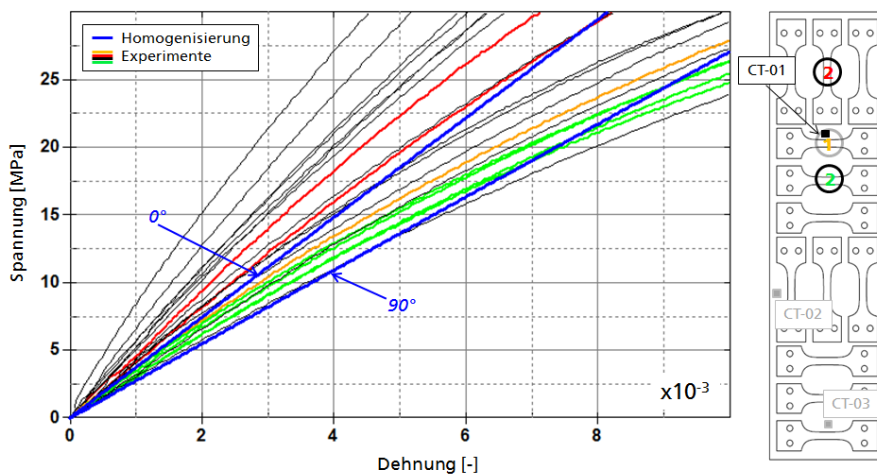


Bild 68: Approximierte Steifigkeiten aus analytischer Homogenisierung bei Verwendung der Faserorientierungsverteilung und Faservolumenkonzentration aus der CT-Analyse (Probe CT-01-19). Vergleich mit experimentellen Ergebnissen der Flachzugversuche. Entsprechende Positionen sind farbig markiert.

9 Entwicklung eines Werkstoffmodells mit Berücksichtigung der Faserorientierungsverteilung und Faservolumenkonzentration

Das Werkstoffmodell ist als Usermaterialroutine in das kommerzielle FEM-Programm LS-DYNA-Explizit implementiert worden. In den folgenden Unterabschnitten werden die grundlegenden Gleichungen des implementierten Modells dargestellt.

9.1 Elastisch-plastische Materialmodellierung

In Abschnitt 8.2 wurde die Approximation des anisotropen Steifigkeitstensors mit Berücksichtigung der Faserorientierungsverteilung und der Faservolumenkonzentration aus der Formfüllsimulation beschrieben. Im Folgenden wird eine Erweiterung auf plastisches Materialverhalten gezeigt, wobei ebenfalls die Faserorientierungsverteilung aus der Formfüllsimulation mit einfließt.

Mehrere Veröffentlichungen wie bspw. von Doghri et al. [DoFr05], [DoTi05], [DoTi06] und [DBAG11] oder von Nguyen et al. [NBKP08], [NBHS08] und [NgKu10] beschreiben Plastizität in nur in dem Matrixmaterial. Hierbei wird die Homogenisierungsmethode in den Materialgleichungen formuliert und müsste bei Verwendung in einem expliziten FEM-Code zu jedem Zeitschritt gelöst werden. Bei den in der Crashesimulation notwendigen sehr kleinen Zeitschritten im Rahmen expliziter FE Methoden resultieren aus der zuvor erwähnten Vorgehensweise offensichtlich sehr lange Rechenzeiten. Die anspruchsvolle Aufgabe ist also eine gute Orientierungsmittelung des faserverstärkten Kunststoffes auch für Plastizität unter Berücksichtigung der Faserorientierungsverteilung mit vertretbaren CPU-Zeiten zu entwickeln. Für die Lösung dieses Problems ist in der hier vorliegenden Arbeit ein parametrisiertes phänomenologisches Materialmodell implementiert worden, das im Folgenden beschrieben wird.

Für eine unidirektionale Faserorientierungsverteilung ist das Material transversalisotrop. In diesem Fall kann das Fließkriterium nach Hill verwendet werden:

$$F(\sigma_{22} - \sigma_{33})^2 + G[(\sigma_{11} - \sigma_{22})^2 + (\sigma_{11} - \sigma_{33})^2] + 2(G + 2F)\sigma_{23}^2 + 2M(\sigma_{12}^2 + \sigma_{13}^2) = \sigma_y^2 \quad (24)$$

Hierbei sind σ_{ij} die Komponenten des Cauchy-Spannungstensors $\boldsymbol{\sigma}$ und σ_y die Vergleichsspannung bei der Fließen eintritt. Die Parameter F , G und M steuern den Fließbeginn in die unterschiedlichen Richtungen der Anisotropie:

$$\begin{aligned} \sigma_{11,y} &= \sigma_y / \sqrt{2G} \\ \sigma_{22,y} &= \sigma_{33,y} = \sigma_y / \sqrt{F + G} \\ \sigma_{12,y} &= \sigma_{13,y} = \sigma_y / \sqrt{2M} \\ \sigma_{23,y} &= \sigma_y / \sqrt{2(2F + G)}. \end{aligned} \quad (25)$$

Werden die Parameter $F = G = 0.5$ und $M = 1.5$ gewählt, reduziert sich das Fließkriterium auf jenes nach von Mises und ist somit isotrop. Die Verfestigung des Werkstoffs hängt von der effektiven plastischen Vergleichsdehnung ε_p ab und wird mit einem Potenzialansatz angenähert:

$$\sigma_y = \sigma_y(\varepsilon_p) = \sigma_y + h\varepsilon_p^q \quad (26)$$

Wohingegen h und q Materialparameter der plastischen Verfestigung sind.

Zusätzlich muss nun aber noch die Faserorientierungsverteilung im Plastizitätsmodell berücksichtigt werden. Hierfür wird zuerst ein neuer Orientierungstensor \mathbf{B} eingeführt. Dieser ist durch das dyadische Produkts aus einem Einheitsvektor \mathbf{e} mit sich selbst definiert:

$$\mathbf{B} = \mathbf{e} \otimes \mathbf{e} \quad (27)$$

Es ist zu erwähnen, dass sich \mathbf{B} von dem Faserorientierungstensor \mathbf{A} unterscheidet. Denn der Tensor \mathbf{A} impliziert zusätzlich die Daten der Faserorientierungsverteilungsfunktion, während \mathbf{B} nur eine Richtungsinformation beinhaltet. Nach [Arav92] kann das Hill-Fließkriterium unter Verwendung des Orientierungstensors \mathbf{B} in der folgenden Form geschrieben werden:

$$(G + 2F) \operatorname{tr}(\boldsymbol{\sigma}^2) + 2(M - G - 2F) \operatorname{tr}(\boldsymbol{\sigma}^2 \cdot \mathbf{B}) + (5G + F - 2M) \operatorname{tr}^2(\boldsymbol{\sigma} \cdot \mathbf{B}) - \sigma_y(\varepsilon_p) = \Phi(\mathbf{B}) \quad (28)$$

Für ein Orientierungsmittelungsverfahren wird zunächst das Fließkriterium nach Hill in Form von Gleichung (28) in die Hauptfaserorientierung gedreht. Die Hauptfaserorientierungen ergeben sich aus den Eigenvektoren \mathbf{e}_i^* des Faserorientierungstensors \mathbf{A} zu:

$$\mathbf{A} = \sum_{i=1}^3 \sum_{j=1}^3 A_{ij} \mathbf{e}_i \otimes \mathbf{e}_j = \sum_{i=1}^3 a_i \mathbf{e}_i^* \otimes \mathbf{e}_i^* \quad (29)$$

$$\text{mit } \sum_{i=1}^3 a_i = 1 ; a_i \in [0, 1]$$

In (29) bezeichnen die orthogonalen Einheitsbasisvektoren \mathbf{e}_i die das globale Bezugssystem festlegen. Die diskreten Werte a_i sind die Eigenwerte des Faserorientierungstensors zweiter Stufe aus der Formfüllsimulation und beschreiben eine orthotrope Verteilung in die drei Hauptrichtungen \mathbf{e}_i^* (Eigenvektoren von \mathbf{A}). Nun werden drei unabhängige Fließkriterien $\phi(\mathbf{B}_i)$ eingeführt, welche mit die Orientierungen der Anisotropie ($\mathbf{B}_i = \mathbf{e}_i^* \otimes \mathbf{e}_i^*$ mit $i = 1, 2, 3$) gekoppelt sind. Hieraus resultieren drei Spannungstensoren $\boldsymbol{\sigma}(\mathbf{B}_i)$, die sich aus der numerischen Lösung von $\phi(\mathbf{B}_i) \leq 0$ mit $i = 1, 2, 3$ errechen. Der effektive Spannungstensor $\bar{\boldsymbol{\sigma}}$ wird dann aus dem gewichteten Mittelwert berechnet, wobei die Eigenwerte a_i als Gewichtungsfaktoren für die unterschiedlichen Richtungen benutzt werden:

$$\bar{\boldsymbol{\sigma}} = a_1 \boldsymbol{\sigma}(\mathbf{B}_1) + a_2 \boldsymbol{\sigma}(\mathbf{B}_2) + a_3 \boldsymbol{\sigma}(\mathbf{B}_3) \quad (30)$$

Die Schreibweise $\sigma(\mathbf{B}_i)$ symbolisiert die Abhängigkeit des jeweiligen Spannungstensors von der Orientierung \mathbf{B}_i .

9.2 Berücksichtigung viskoser Effekte

In den experimentellen Untersuchungen aus Kapitel 7.3.2 zeigt sich, dass der Werkstoff viskoelastische Effekte aufweist. Auch die Änderung der Anfangssteigung im Zugversuch bei hohen Dehnraten in Kapitel 7.4.1 lassen sich nur mit einer viskoelastischen Materialmodellierung darstellen. Die Berücksichtigung viskoser Effekte wurde somit mit Hilfe von parallel geschalteten Maxwell-Elementen beschrieben. Zur Veranschaulichung der verwendeten Beschreibung ist exemplarisch der eindimensionale Fall eines kontinuumsmechanischen Materialmodells durch Verschaltung rheologischer Basiselemente in Bild 69 dargestellt.

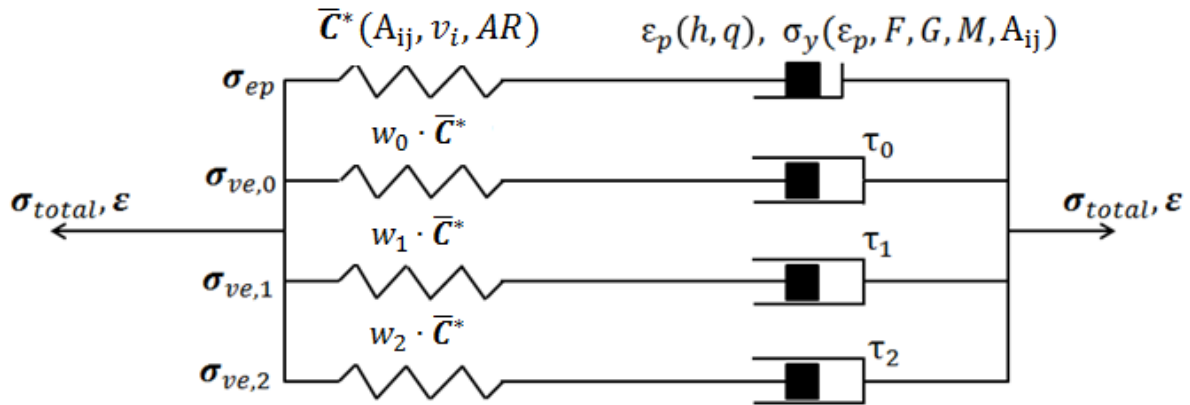


Bild 69: Eindimensionale Darstellung des viskoelasto-plastischen Materialmodells.

Der Erste von insgesamt vier parallel geschalteten Strängen bildet das anisotrope elasto-plastische Materialmodell aus Abschnitt 9.1 ab und ist aus je einem Feder und Reibelement aufgebaut. Die drei weiteren parallel geschalteten Maxwell-Elemente (Stränge), welche ebenfalls aus Feder und Dämpfer bestehen, beschreiben die viskosen Effekte des Werkstoffs. Aus den elementaren Gleichgewichtsbedingungen folgt, dass für jedes Maxwell-Element (i . Strang) gilt:

$$\epsilon(t) = \frac{1}{w_i} \bar{C}^{*-1} \sigma_{ve,i}(t) + \frac{1}{\tau_i} \bar{C}^{*-1} \int_{t_0}^t \sigma_{ve,i}(\bar{t}) d\bar{t} \quad (31)$$

Zur Implementierung kann Gleichung (31) in inkrementeller Form zu

$$\Delta \sigma_{ve,i}(t + \Delta t) = w_i \bar{C}^* \Delta \epsilon - \frac{\Delta t}{\tau_i} \sigma_{ve,i}(t) \quad (32)$$

umgeformt werden. $\sigma_{ve,i}$ ist der Steifigkeitstensor des i -ten Maxwell-Elementes, τ_i sind die Relaxationszeiten der linearen Dämpferelemente und \bar{C}^* der bereits ermittelte anisotrope Steifigkeitstensor. Bei Berücksichtigung der Anisotropie in der Viskosität wird zur Vereinfachung ein sogenannter Bequemlichkeitsansatz verwendet, der den anisotropen Steifigkeitstensor mit Hilfe eines skalaren Parameters w_i in alle Richtungen gleichermaßen skaliert. In analoger Weise

wirken sich die Relaxationszeiten auf das Materialverhalten aus. Der viskoelasto-plastische Spannungstensor σ_{total} errechnet sich durch Addition der einzelnen Spannungstensoren:

$$\sigma_{total} = \sigma_{ep} + \sigma_{ve,0} + \sigma_{ve,1} + \sigma_{ve,2} \quad (33)$$

9.3 Schädigung und Versagen

Wechselwirkungen zwischen den verschiedenen Lastzuständen und deren Auswirkungen auf die Schädigung sind bei LFT noch nicht vollständig detailliert untersucht und verstanden. Bei der Beschreibung des Schädigungsverhaltens werden daher sechs unabhängige Schädigungsvariablen d_α mit $\alpha = 1, \dots, 6$ eingeführt, welche die Schädigungsentwicklung entsprechend der einzelnen Spannungskomponenten unabhängig voneinander beschreiben. Da bei der Implementierung, die im Abschnitt 8.2 bereits eingeführte Voigt Notation verwendet wird, soll aus Gründen der Konsistenz und Einfachheit diese Schreibweise bei der Darstellung der tensoriellen Schädigungsformulierung nun weiter verwendet werden. Der Spannungstensor wird dabei als sechsdimensionaler Vektor ausgedrückt.

Eine ausführliche Beschreibung über tensorielle Schädigungsformulierungen bietet das Buch von Murakami [Mura12]. Der dort eingeführte „Damage Effect Tensor“ \mathbb{M} wurde adaptiert und lässt sich in diesem Anwendungsfall wie folgt darstellen:

$$\mathbb{M} = \begin{bmatrix} 1 - d_1 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 1 - d_2 & 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 1 - d_3 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 1 - d_4 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 1 - d_5 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 1 - d_6 \end{bmatrix} \quad (34)$$

Für den ungeschädigten Fall sind alle Schädigungsvariablen $d_\alpha = 0$. Sobald eine Variable den Wert eins erreicht, tritt Versagen ein. Die Spannungen σ_α werden durch den Term $(1 - d_\alpha)$ skaliert, woraus sich ein reduzierter und geschädigter Spannungszustand wie folgt berechnen lässt:

$$\sigma_\alpha^{dam} = (1 - d_\alpha) \sigma_\alpha \quad (35)$$

Bzw.

$$\sigma^{dam} = \mathbb{M}\sigma \quad (36)$$

Die Schädigungsentwicklung ist abhängig von dem Absolutwert des zeitbezogenen Maximums der jeweiligen Dehnungskomponente $\|\varepsilon_{\alpha,max}\|$. Mit Hilfe der Materialparameter ε_f für die Versagensdehnung und den Exponenten g zur Beschreibung der Schädigungsentwicklung, berechnen sich die Schädigungsvariablen durch den Ausdruck

$$d_{\alpha} = \left(\frac{\|\varepsilon_{\alpha, max}\|}{\varepsilon_f} \right)^g \quad (37)$$

In dem beschriebenen Fall wird ein und dieselbe Versagensdehnung ε_f zur Berechnung aller Schädigungsvariablen d_{α} verwendet. Als Erweiterung könnten in einem anisotropen Schädigungskriterium unterschiedliche Versagensdehnungen zur Berechnung der verschiedenen Schädigungsvariablen eingeführt werden. Dies wurde in diesem Projekt jedoch nicht realisiert, da sich im Rahmen der experimentellen Untersuchungen die Unterschiede in den Bruchdehnungen in Abhängigkeit der Faserorientierung nicht ermitteln ließen um fundierte Aussagen treffen zu können. Die Faserorientierungsverteilung der Probenkörper war für eine geeignete Parameteridentifikation nicht verwertbar.

Die Versagensdehnung ε_f unterscheidet sich, wie in Kapitel 7.3.3 gezeigt, je nach Belastungsart und kann somit in Abhängigkeit von der Spannungsmehrachsigkeit σ_{triax} , die durch

$$\sigma_{triax} = \frac{\sigma_h}{\sigma_{vm}} \quad (38)$$

definiert ist, als Funktion $\varepsilon_f(\sigma_{triax})$ formuliert werden. Hierbei bezeichnet σ_h den hydrostatischen Spannungsanteil und σ_{vm} die Vergleichsspannung nach von Mises. Zusätzlich zeigen die Versuche in Kapitel 7.4, dass sich die Versagensdehnung logarithmisch mit der Dehnrage ändert. Um dieses Verhalten ebenfalls in dem Modell zu berücksichtigen wurde für die Versagensdehnung der folgende Ansatz gewählt:

$$\varepsilon_{f, dyn} = \varepsilon_{f, qs}(\sigma_{triax}) \cdot \left[1 + k \cdot \ln \left(\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_{ref}} \right) \right] \quad (39)$$

In Gleichung (39) bezeichnet $\varepsilon_{f, qs}(\sigma_{triax})$ die quasistatische Versagensdehnung in Abhängigkeit der Spannungsmehrachsigkeit bezüglich einer aus experimentell zu bestimmenden quasistatischer Referenzdehnrage $\dot{\varepsilon}_{ref}$. Die Versagensdehnung $\varepsilon_{f, dyn}$ ändert sich logarithmisch um den Faktor k bei sich ändernder Dehnrage $\dot{\varepsilon}$.

9.4 Schalenformulierung

Das Materialmodell für dreidimensionale Volumenelemente, wie in den Abschnitten 9.1 bis 9.3 beschrieben, ist durch ein Nullstellenverfahren zur Berechnung es ebenen Spannungszustandes erweitert worden. Mit Hilfe des Sekanten-Verfahrens, wie in [VoKH07] genauer erläutert, wird dabei die Spannung in Schalendickenrichtung mit $\sigma_{33} \leq \delta$ auf eine Toleranzgrenze von $\delta = 10^{-7}$ iteriert.

10 Mapping der lokalen Faserorientierungsverteilungen und Faserkonzentrationen auf die FEM-Modelle

Für die strukturmechanischen Berechnungen am IWM wurden die Faserorientierungs- und Faserkonzentrationsdaten auf die Berechnungsnetze für die Crashberechnung gemappt. Hierzu erfolgte auch eine Studie hinsichtlich der Fehler beim Mapping auf unterschiedliche Netze (Tetraeder, Hexaeder) und Netzqualitäten.

Zur Übertragung von skalaren Feldern und Tensorfeldern von einem Netz auf ein anderes Netz gibt es sowohl kommerzielle als auch frei verfügbare universelle Software-Tools (z.B. MpCCI Software des Fraunhofer SCAI). Trotzdem wurde im Projekt ein spezielles Tool zur Übertragung von Ergebnissen (Output) der Prozesssimulation auf das Netz, das zur Strukturanalyse eingesetzt wird, entwickelt. Vorteile der Eigenentwicklung sind (1) die bessere Anpassung auf die spezielle Anwendung, (2) der leichtere Test von möglichen Interpolationsvarianten und (3) die höhere Effizienz durch die Ausnutzung spezieller Eigenschaften der Netze.

Das im Projekt entwickelte C++-Programm *FMapper* bildet den lokalen Faservolumenanteil und die lokale Faserorientierung, die mit der Prozess-Simulations-Software *CoRheoS* berechnet werden, auf das Finite-Element-Netz (LS-DYNA) ab, das zur Strukturanalyse (mit einem lokal veränderlichen anisotropen Werkstoffmodell) verwendet wird. Das Prozess-Simulations-Netz (*CoRheoS*) ist ein strukturiertes Netz bestehend aus rechtwinkligen Hexaedern (Brick-Elemente). Das Strukturanalyse-Netz (LS-DYNA) ist ein randangepasstes unstrukturiertes Netz, das aus Schalenelementen oder 3D Kontinuums-elementen bestehen kann. Es wird der Fall betrachtet, dass das Gebiet, das das Strukturanalyse-Netz definiert, eine Teilmenge des Gebiets ist, das durch das Prozess-Simulations-Netz beschrieben wird. Sollten jedoch Knoten des Strukturanalyse-Netzes außerhalb des Gebietes der Prozesssimulation liegen, wird ein Extrapolationsverfahren angewandt, das sinnvolle Werte diesen Knoten zuweist.

Im Anhang A ist eine ausführliche Benutzeranleitung von *FMapper* zu finden.

Die benötigten Eingaben von *FMapper* sind in 3 Dateien aufgeteilt:

- VTK-Datei mit dem Prozess-Simulations-Netz, den lokalen Faservolumenanteilen und den lokalen Faserorientierungstensenoren (*CoRheoS*-Ergebnisse)
- Finite-Element-Netz, das zur Strukturanalyse verwendet wird (im LS-DYNA-Format)
- Datei mit Parametern zu Spezifikation einer Koordinatentransformation

Ausgabe:

- Include-File für LS-DYNA mit den Faservolumenanteilen und Faserorientierungstensenoren für jeden Gauß-Quadraturpunkt in jedem finiten Element (1 Datensatz pro Element)

- VTK-Datei zur visuellen Kontrolle (zur Visualisierung z.B. mit ParaView)

Das Programm verwendet Gauß-Quadraturpunkte, wo das Materialgesetz angewandt wird. Die Anzahl an Gauß-Quadraturpunkten sind 1 für lineare unterintegrierte Tetraeder-, Hexaeder- und Dreiecks-Schalenelemente sowie 4 für voll integrierte Schalen-Elemente (Bild 70). Bei den Schalenelementen liegen die Gauß-Quadraturpunkte in der Ebene und werden dann nochmal entlang der Dicke vervielfacht. Die Steuerung erfolgt über die LS-DYNA-Datei oder manuell über die Parameter.

Solids	Ansatz	Integrationspunkte	
Hexaeder	linear	1	
Tetraeder	linear	1	
Shells	Ansatz	Integrationspunkte	
		Ebene	Dicke
Quadrat	linear	4	Zum Beispiel 7*
Dreieck	linear	1	Zum Beispiel 7*

*Anzahl der Integrationspunkte in Dickenrichtung muss zwar für ein INPUT-DECK einheitlich sein ist aber frei wählbar



Bild 70: Die im Projekt verwendeten Elementtypen.

Im Folgenden sollen 2 Beispiele die Funktionalität von *FMapper* veranschaulichen. Im ersten Beispiel wird die Faserorientierung in einer Platte mit CoRheoS simuliert (Bild 71). Aus der Platte sollen dann Kerbzug-Proben virtuell hergestellt und virtuell geprüft werden. Das lokale Koordinatensystem der einzelnen Proben stimmt teilweise nicht mit dem Koordinatensystem der Platte überein (Bild 71) und muss dann jeweils transformiert werden. Die Qualität der Interpolation soll Bild 72 verdeutlichen. Die Spritzgusssimulation wurde mit 9 Elementen über die Plattendicke gerechnet. Hierbei können Mittel- und Randschichten gut abgebildet werden. In diesem Beispiel besitzt das FEM-Netz entweder 7 oder 9 Integrationspunkte in Dickenrichtung wobei Rand und Mittelschichten vergleichbar gut abgebildet werden können. Bei der Schalenformulierung sind alle Ebenen (entsprechend den Integrationspunkten über der Dicke) dargestellt.

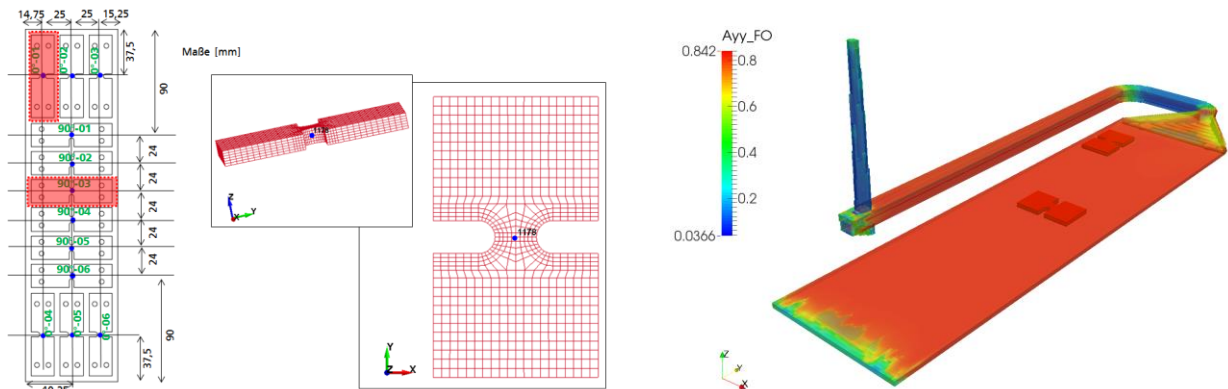


Bild 71: Beispiel zweier zu mappender Kerbzugprobe mit der Plattenposition (links) und den CoRheoS-Ergebnissen der Faserorientierung A_{yy} (rechts).

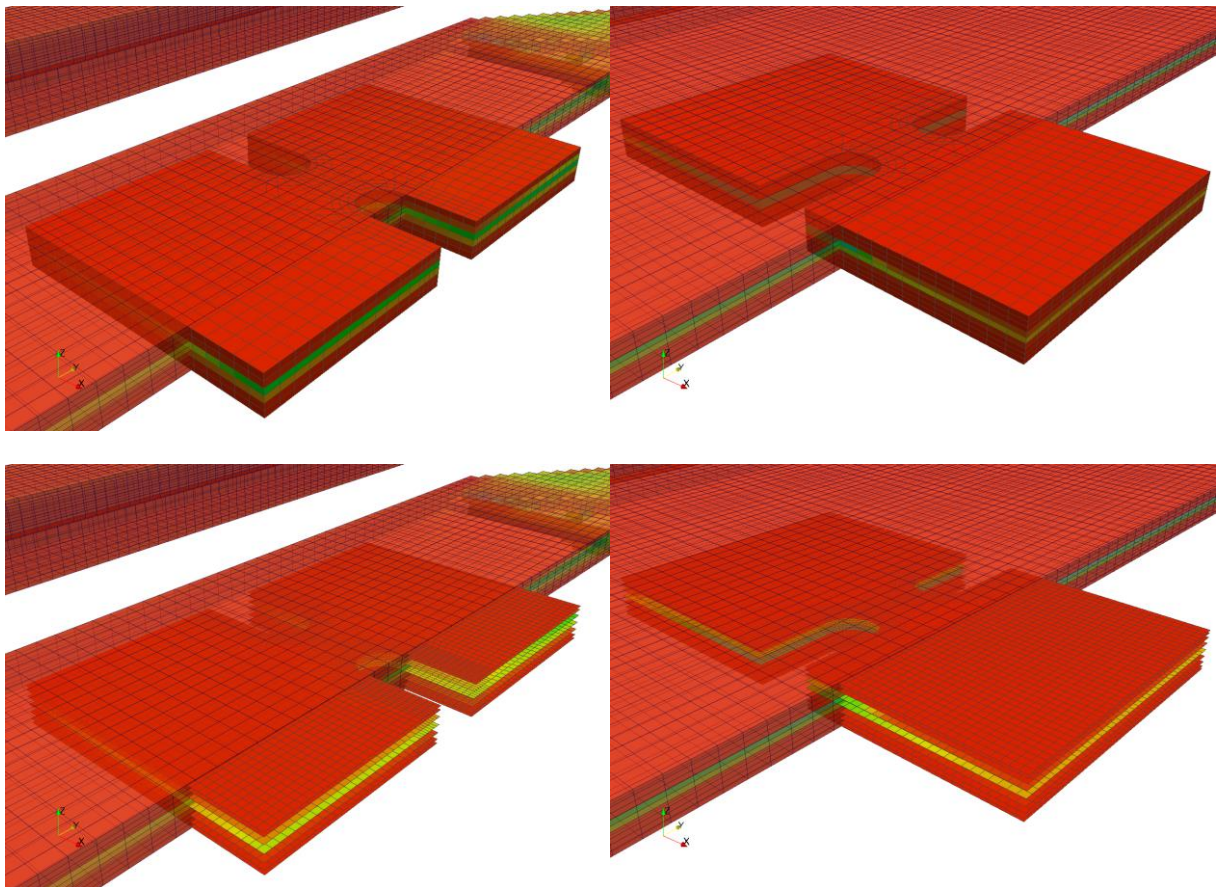


Bild 72: Links oben: Hexaeder-Elemente (6 Elemente über Dicke); rechts oben: Hexaeder-Elemente (9 Elemente über Dicke); links unten: Schalen-Elemente (7 Integrationspunkte über Dicke); rechts unten: Schalen-Elemente (9 Integrationspunkte über Dicke).

Das zweite Beispiel demonstriert die Anwendung von *FMapper* für ein Airbaggehäuse. Auf den folgenden Abbildungen werden die verschiedenen getesteten Strukturanalyse-Netze und die Ergebnisse der Interpolation exemplarisch für ein Hauptdiagonalelement des Faserorientierungstensors gezeigt. Die Software *FMapper* ist für praxisrelevante Strukturen einsetzbar und liefert eine hohe Qualität der Interpolation.

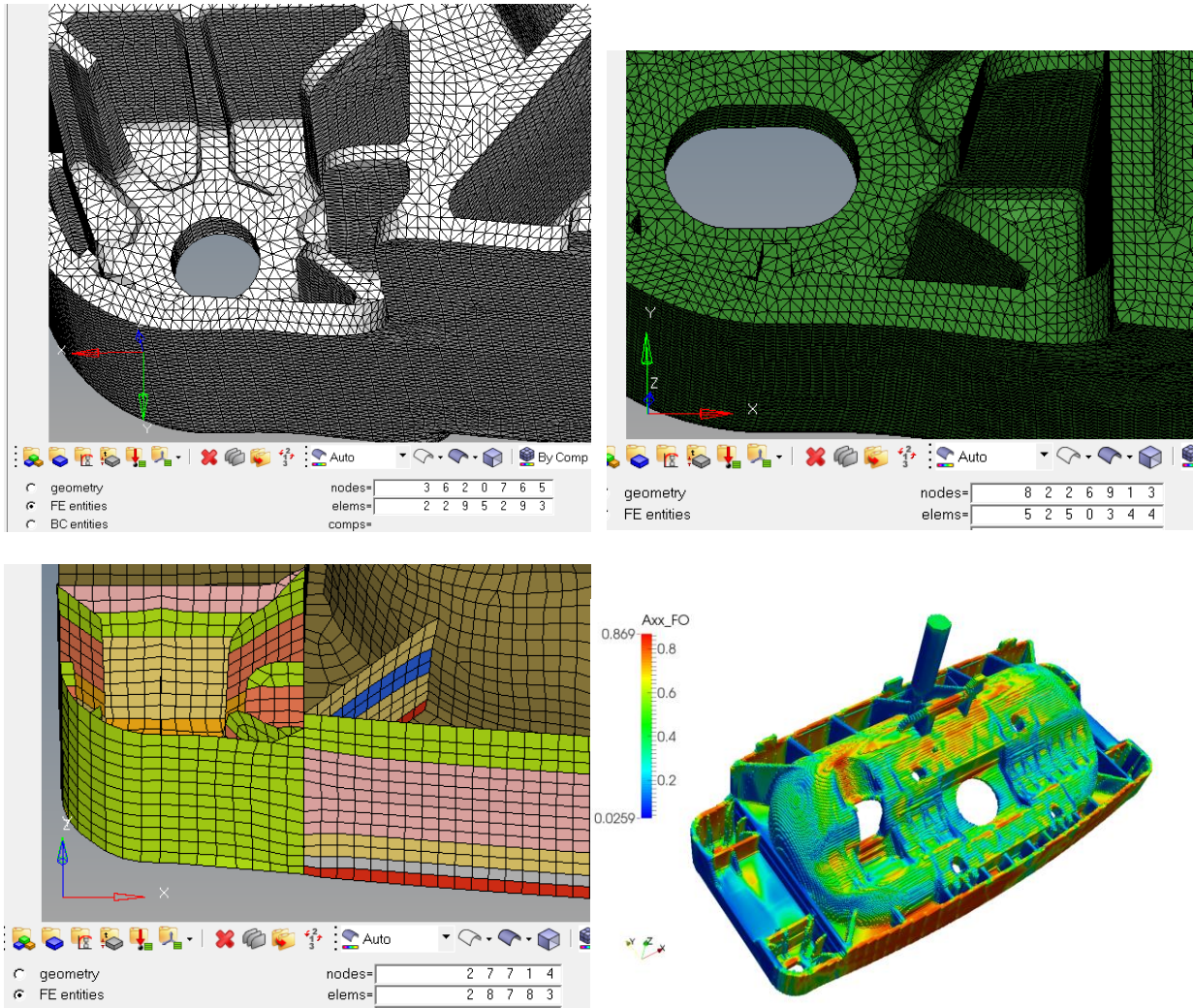


Bild 73: Links oben: Grobes Tetraeder-Netz des Airbaggehäuses; rechts oben: Feines Tetraeder-Netz des Airbaggehäuses; links unten: Netz aus Schalenelementen (Airbaggehäuse); rechts unten: Faserorientierung A_{xx} auf dem Prozess-Simulations-Netz (Ergebnis von CoRheoS).

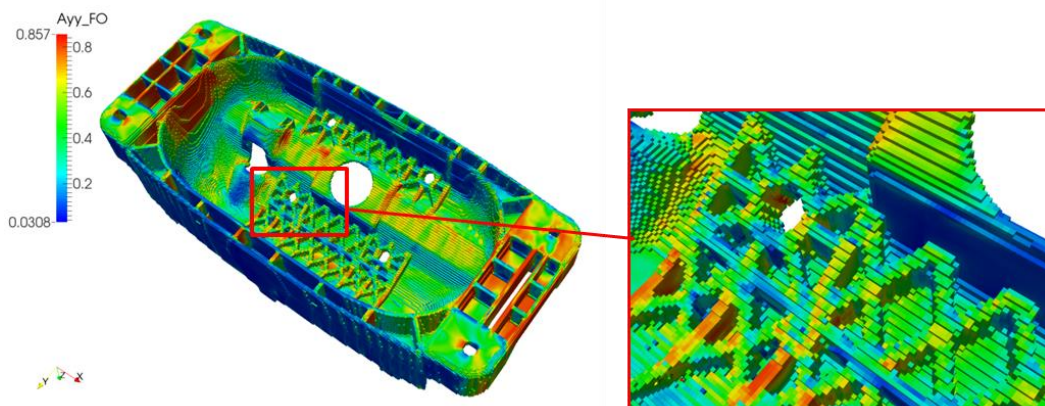


Bild 74: Faserorientierung A_{yy} auf dem Prozess-Simulations-Netz (CoRheoS-Ergebnis).

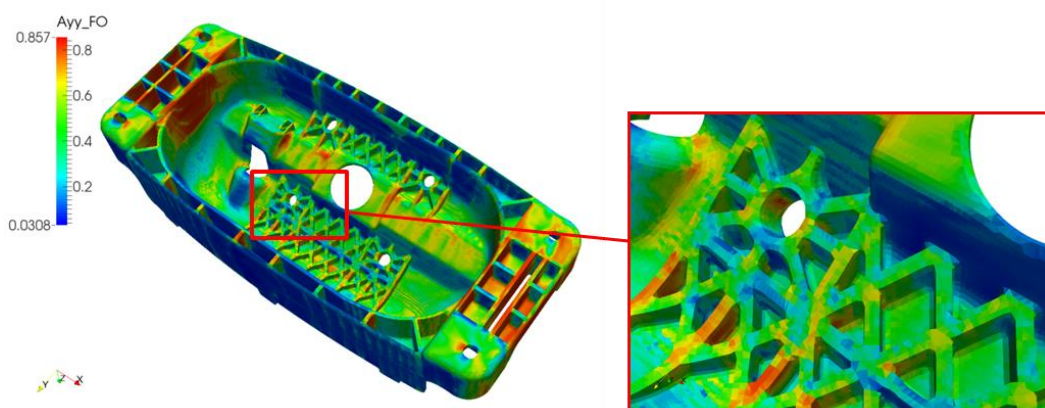


Bild 75: Auf ein grobes Tetraedernetz interpolierte Faserorientierung A_{yy} .

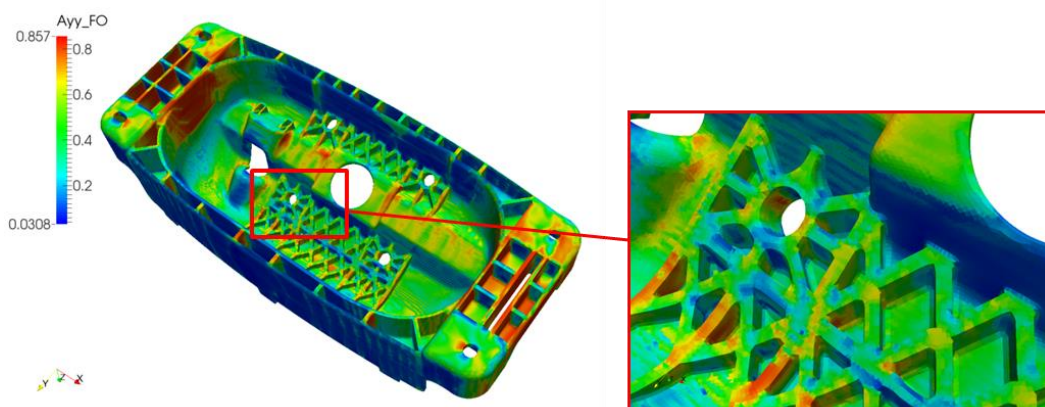


Bild 76: Auf ein feines Tetraedernetz interpolierte Faserorientierung A_{yy} .

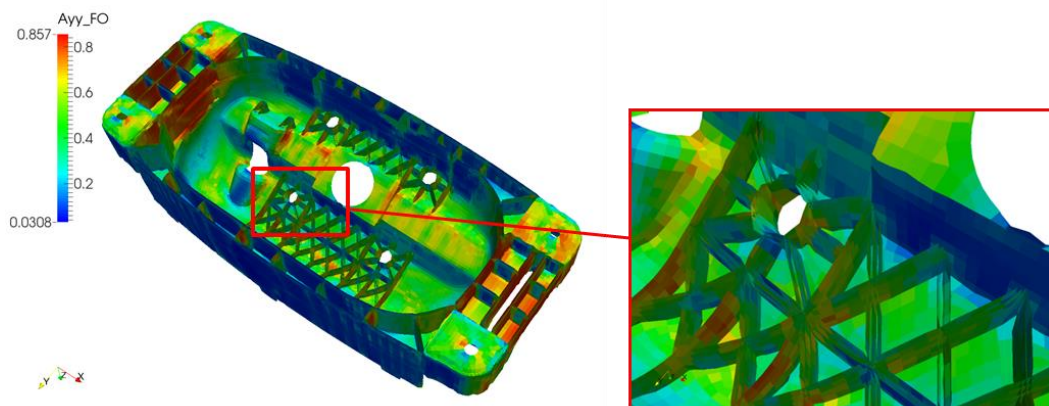


Bild 77: Auf ein Schalen-Netz interpolierte Faserorientierung A_{yy} .

11 Simulation der Probenversuche aus der mechanischen Materialcharakterisierung

11.1 Kalibrierung des entwickelten Usermaterialmodells

11.1.1 FEM-Modelle

Die in Bild 78 dargestellten FEM-Modelle wurden in dem zu erwartenden Versagensbereich mit einer einheitlichen Elementkantenlänge von 0.5mm mit unterintegrierten linearen Hexaeder-Volumenelementen diskretisiert. Bei den Flachzug-, Kerbzug-, und Scherzugproben wurde der eingespannte Teil der Proben durch entsprechende Randbedingungen ersetzt und somit nicht modelliert. Bei den Proben des Durchstoßversuches, dem taillierten Durchstoß- und Druckversuch wurden die vollen Probenkörper modelliert.

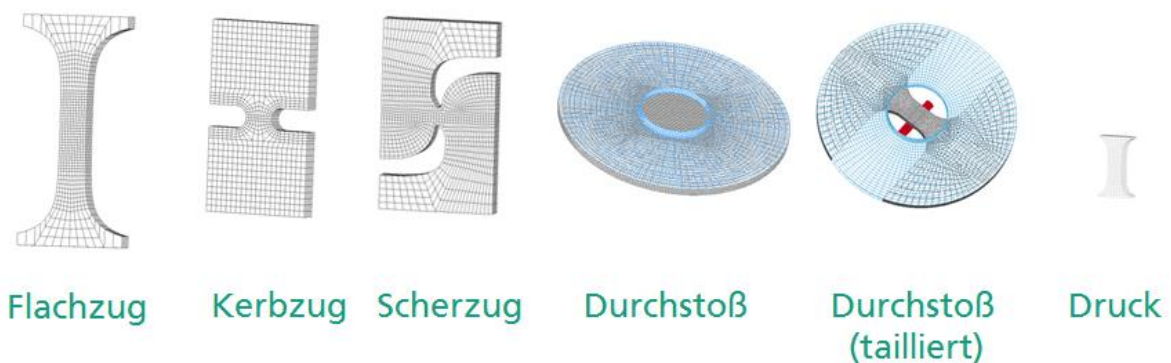


Bild 78: FEM-Modelle der Materialcharakterisierungsproben mit dreidimensionalen Volumenelementen und einer einheitlichen Elementkantenlänge von 0.5mm im Versagensbereich.

11.1.2 Uniaxiale Flachzugversuche

Die anisotrope Steifigkeitsmatrix der Materialuseroutine wird durch die analytische Homogenisierungsmethode berechnet (Abschnitt 8.2). Die elastischen Parameter des isotropen Matrixmaterials aus Polypropylen und jene der Glasfasern wurden der Literatur [SLSS12] entnommen (siehe Tabelle 4, Abschnitt 8.2).

Die Anpassung aller weiteren Materialparameter des entwickelten Modells erfolgt in mehreren Schritten. Im ersten Schritt werden die plastischen Parameter, des in Kapitel 9.1 beschriebenen Modells, durch inverse Simulation der quasistatischen Zugversuche angepasst. Hierfür wurde je eine gemappte Position der Zugproben in 0° und 90° zur Fließrichtung herangezogen (Bild 79).

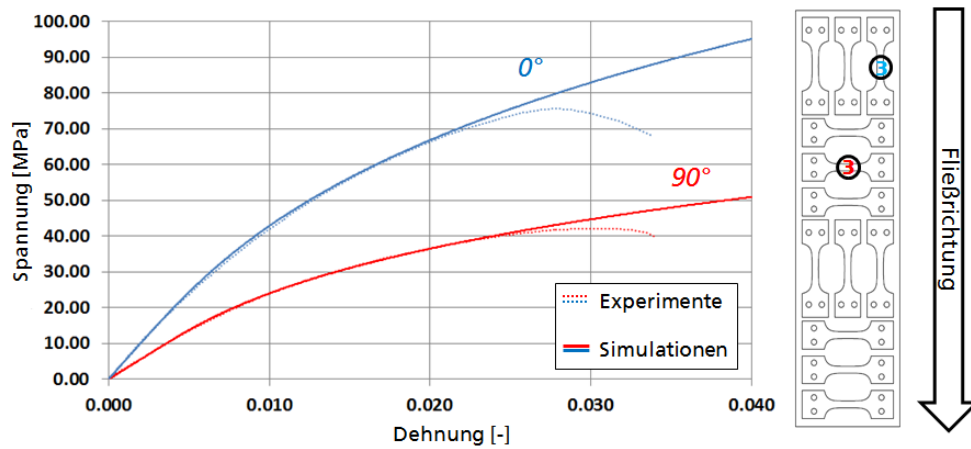


Bild 79: Vergleich zwischen Simulation und Versuch des quasistatischen Zugversuchs. Gewählte Parameter des Plastizitätsmodell: $\sigma_y = 17\text{MPa}$, $F = 2.5$, $G = 0.5$, $M = 1.5$, $h = 0.44$ und $q = 0.39$.

Im zweiten Schritt werden durch Simulation der Be- und Entlastungsversuche (siehe Abschnitt 7.3.2) die Schädigungsparameter bestimmt. Hierfür werden die Parameter des Schädigungsmodells aus Kapitel 9.3 variiert bis die Steigung dem Sekantenmodul der Hysterese aus dem Experiment entspricht (Bild 80). Die Verfestigungsparameter des Plastizitätsmodells werden anschließend neu angepasst.

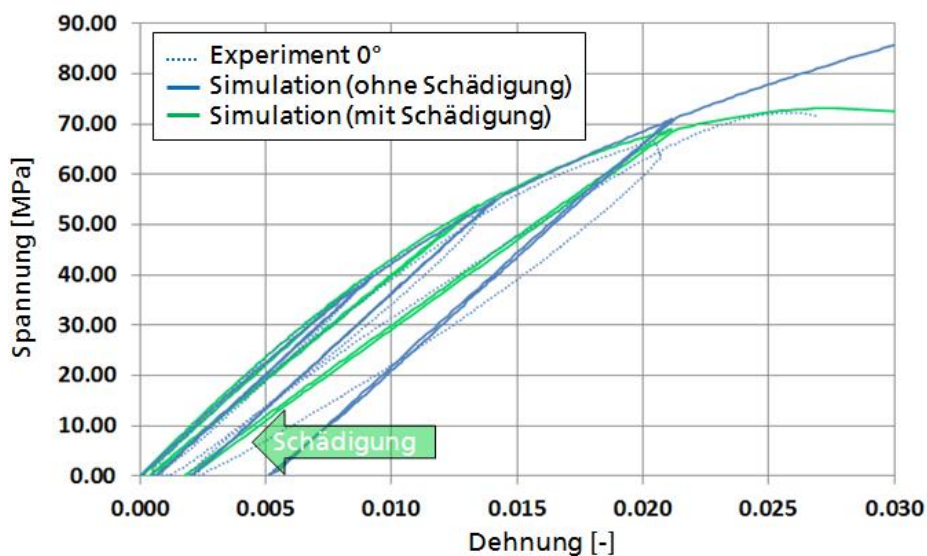


Bild 80: Vergleich zwischen Simulation und Experiment des Be- und Entlastungsversuchs. Gewählte Parameter des Schädigungsmodells: $\varepsilon_f = 0.076$, $g = 0.76$; Rekalibrierte Plastizitätsparameter: $h = 0.59$, $q = 0.23$.

Im dritten Schritt der Kalibrierung des Materialmodells werden die viskoelastischen Eigenschaften des Werkstoffs berücksichtigt. Dazu werden schrittweise die drei parallel geschalteten Maxwell-Elemente (Bild 69, Abschnitt 9.2) mit größer werdenden Dehnraten zugeschaltet und jeweils die Parameter τ und w eingestellt. Dabei wird mit Hilfe des ersten Maxwellelements der viskoelastische Effekt der Be- und Entlastungsversuche abgebildet. Da die Crashsimulation in der Regel signifikant größere Deformationsgeschwindigkeiten als die hier untersuchten

quasistatischen Dehnraten von $\dot{\epsilon} = 7 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ abbilden soll, muss das Langzeitrelaxationsverhalten des Werkstoffes nicht berücksichtigt werden. Die geringste getestete Dehnrade wird daher als untere Anpassungsgrenze verwendet. Da die Be- und Entlastungsversuche mit gleicher Geschwindigkeit wie die quasistatischen Zugversuche durchgeführt wurden, und die Anfangssteifigkeiten in der Simulation ohne zugeschaltetes Maxwell-Element bereits gute Übereinstimmungen liefern, würde das parallel geschaltete erste Maxwell-Element die Anfangssteifigkeit in der Simulation nur verschlechtern. Es ist allerdings davon auszugehen, dass der Literaturwert des E-Moduls für Polypropylen, der ebenfalls in quasistatischen Zugversuchen bestimmt wurde [SLSS12], bereits dehnratenbehaftet ist. Aus diesem Grund wird der E-Modul von Polypropylen reduziert und der Parameter w_0 des ersten Maxwell-Elementes angepasst, bis die Hysteresen der Be- und Entlastungsversuche korrekte Simulationsergebnisse liefern. Die entsprechend angepassten Parameter sowie das Simulationsergebnis sind in Bild 81 dargestellt. Die Relaxationszeit τ_0 ist dabei so gewählt, dass sie im Bereich von einem Be- und Entlastungszyklus liegt.

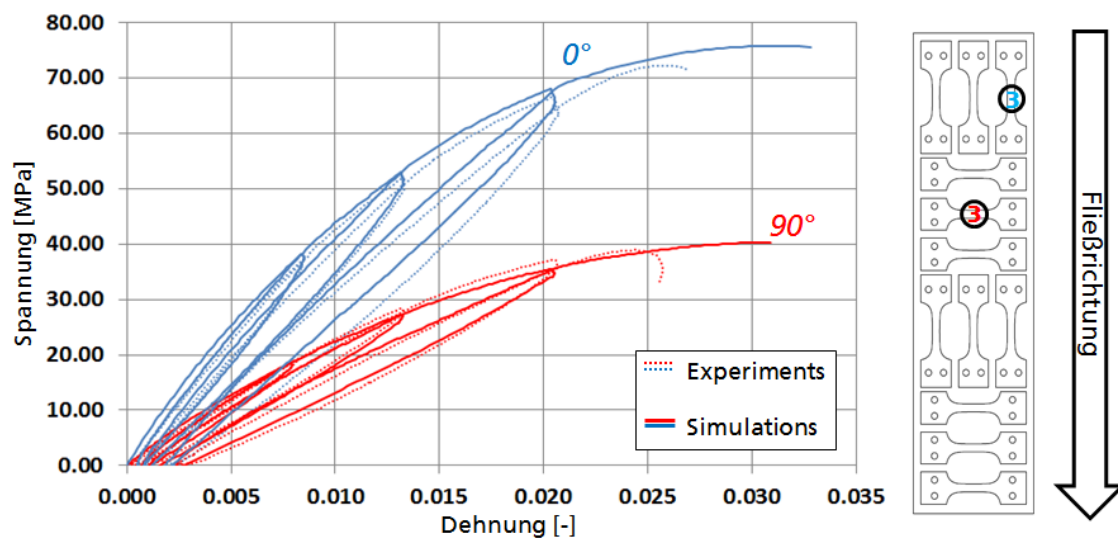


Bild 81: Vergleich zwischen Simulation und Experiment des Be- und Entlastungsversuchs. Anpassung von $E_{PP} = 1450 \text{ MPa}$, Parameter des 1. Maxwell-Elements: $\tau_0 = 10^2 \text{ s}^{-1}$, $w_0 = 0.3$.

Mit den ermittelten Parametern werden alle Positionen der 0° und 90° Zugversuche nachsimuliert. Wie in Bild 82 dargestellt lassen sich die Positionsabhängigkeiten im Rahmen der Versuchsstreuung gut wiedergeben. Die 90° -Zugversuche werden ebenfalls gut in der Simulation abgebildet. Die Position 6 der 90° -Zugversuche am Plattenende zeigte in den experimentellen Versuchen eine deutlich höhere Steifigkeit und Festigkeit (siehe Bild 32, Abschnitt 7.3.1). Diese Position kann in der Berechnung nicht wiedergegeben werden. Es ist wahrscheinlich davon auszugehen, dass der Randeffect am Plattenende im Spritzgussprozess, bei dem die Fasern 90° zur Fließrichtung liegen, sich nicht exakt in der Spritzgussimulation wiedergeben lässt.

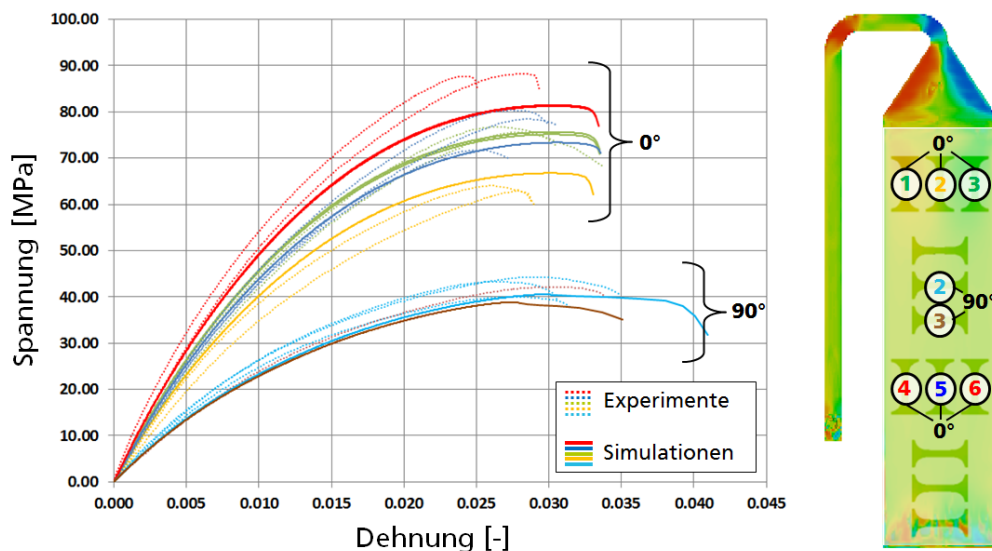


Bild 82: Vergleich zwischen Simulation und Experiment der quasistatischen Zugversuche mit gemappter Faserorientierung und Faservolumenkonzentration unterschiedlicher Positionen.

Die Parameter des 2. und 3. Maxwell-Elementes wurden durch inverse Simulation der dynamischen Zugversuche angepasst (Bild 83). Da die Positionsabhängigkeit experimentell nicht reproduzierbar war, wird auch in der Simulation lediglich eine zuvor berechnete und gemappte Position zur Anpassung der Parameter verwendet. Es ist zu erwähnen, dass für eine korrekte Materialparameter Anpassung immer die charakteristischen Dehnraten zu verwenden ist. Die charakteristische Dehnrade repräsentiert in diesem Zusammenhang eine gemessene und über den Belastungszeitraum bis zum Erreichen der Gleichmaßdehnung gemittelte Dehnrade im entsprechenden Messbereich. Die in Kapitel 7.4 meist angegebene nominelle Dehnrade bezieht sich, im Vergleich dazu, immer auf die angelegte Belastungsgeschwindigkeit geteilt durch die Länge des Nominalbereichs und stellt somit einen theoretischen und über das Volumen des Messbereichs örtlich gemittelten Wert dar, welcher von der tatsächlichen (lokalen) Dehnrade in der Regel abweicht, da in der Regel inhomogene Deformationen auftreten.

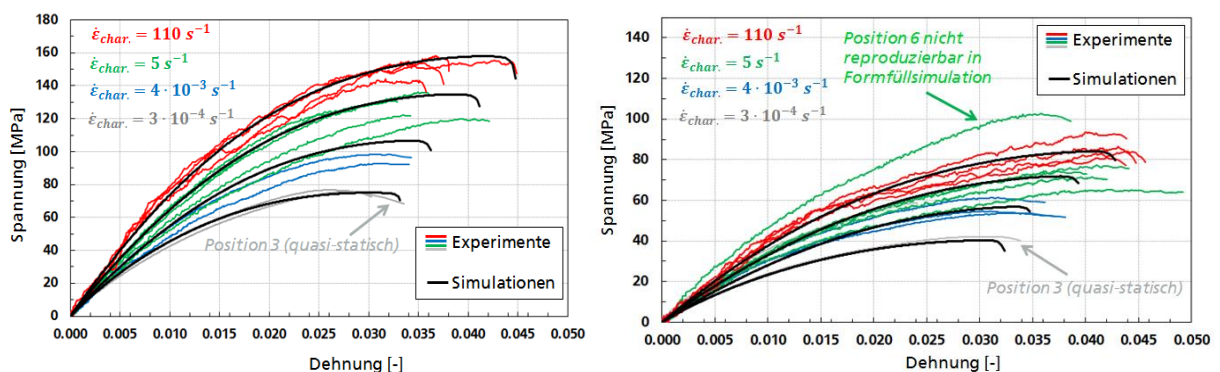


Bild 83: Vergleich zwischen Simulation und Experiment der dehnratenabhängigen Zugversuche in 0° (links) und 90° (rechts) zur Fließrichtung. Ermittelte Parameter für 2. und 3. Maxwell-Element: $\tau_1 = 0,08 \text{ s}^{-1}$, $w_1 = 0,25$, $\tau_2 = 10^{-3} \text{ s}^{-1}$, $w_2 = 0,3$.

Zur Berücksichtigung der Versagensdehnungen bei höheren Dehnraten wird der Parameter k des logarithmischen Ansatzes aus Gleichung (39) entsprechend Bild 84 so gewählt, dass die Versagensdehnungen der 90°-Versuche mit stärkerer Dehnratenabhängigkeit und der 0°-Versuche mit geringerer Dehnratenabhängigkeit gemittelt werden.

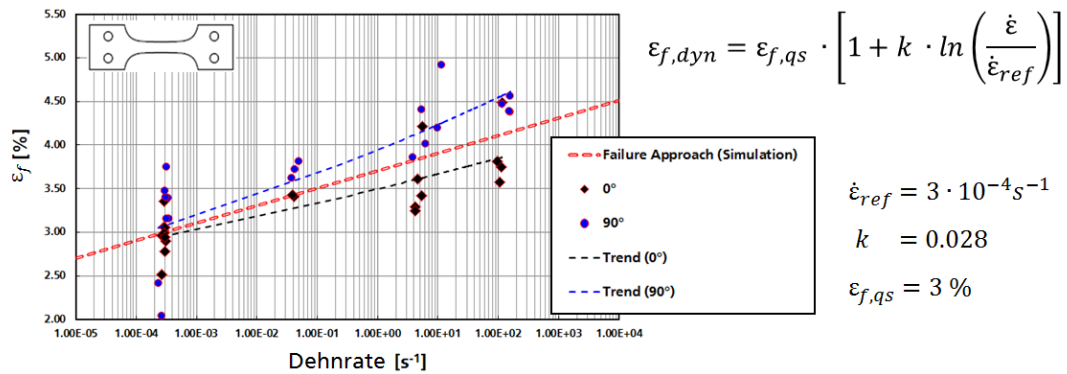


Bild 84: Kalibrierung des logarithmischen Ansatzes der dehnratenabhängigen Versagensdehnungen im uniaxialen Flachzugversuch.

11.1.3 Versuche bei unterschiedlichen Spannungsmehrsigkeiten

Es wurden alle experimentell durchgeführten Versuche aus Kapitel 7.3.3 nachsimuliert um die Versagenskurve (Bild 85) über der Spannungsmehrsichtigkeit ermitteln zu können. Dabei wurde in erster Linie das kritische und im Allgemeinen zuerst versagende Element (Versagensbeginn) betrachtet sowie der Zeitpunkt der Rissinitiierung im Experiment mit der Simulation verglichen. Die experimentell ermittelte Versagensdehnung aus der digitalen Bildkorrelation stimmte nur bedingt mit den durch inverse Simulation bestimmten Versagensdehnungen überein. Zu der erstellten Versagenskurve wurde eine weitere druckmodifizierte Versagenskurve angepasst, worauf noch gegen Ende dieses Abschnitts detailliertere Erläuterungen zu Bild 91 folgen.

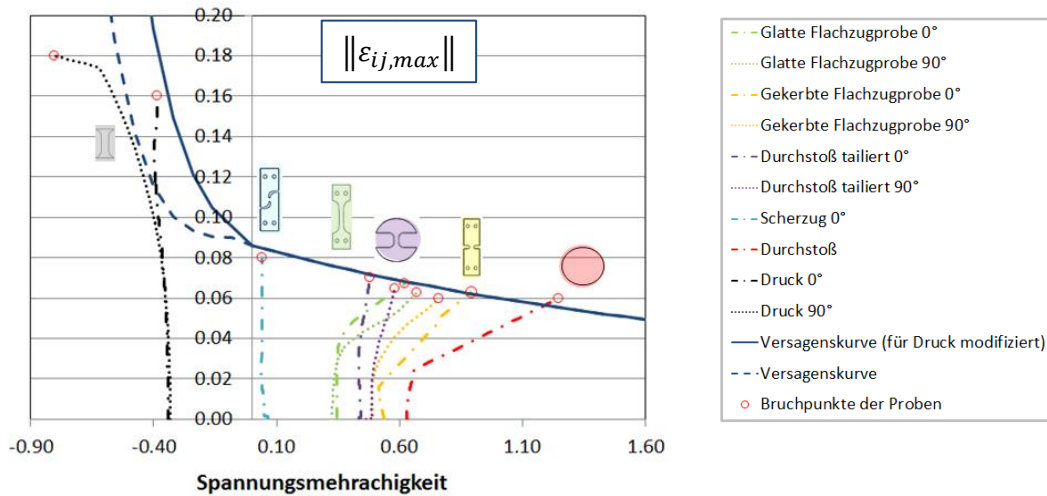


Bild 85: Versagensdehnungen in Abhängigkeit der Spannungsmehrachsigkeit im entwickelten anisotropen USER-Materialmodell für die FEM-Simulation mit Volumenelementen. Versuche zeigen jeweils die Dehnung des kritischen Elementes aus der Simulation. Ansätze nach Johnson-Cook zur Approximation zweier Versagenskurven, mit Druck-Modifikation (durchgezogene Kurve) und ohne Druck-Modifikation (gestrichelte Kurve).

In den dynamischen Kerbzugversuchen zeigt sich die Anisotropie bezogen auf das Versagen sowie der Dehnratenabhängigkeit stärker als in allen anderen Experimenten. Während die Simulation der 0°-Versuche mit den angepassten Parametern gut mit den Experimenten übereinstimmt (Bild 86), wird bei der Simulation von 90°-Versuchen (Bild 87) die Dehnratenabhängigkeit überschätzt, weshalb Versagen zu früh eintritt. Da das Versagensmodell die Anisotropie nicht berücksichtigt, zeigt sich hier, dass ein anisotropes Versagensmodell zu besseren Übereinstimmungen führen würde. Der anisotrope reduzierte und komplexitätsbegrenzende viskose Ansatz (Bequemlichkeitsansatz) zur Formulierung der Dehnratenabhängigkeit überschätzt die Spannungen in 90°-Richtung. Ein komplexerer Ansatz würde hier bessere Übereinstimmungen ermöglichen. Die Anisotropie im quasistatischen Fall lässt sich dagegen sehr gut abbilden.

Die Anisotropie wurde im Scherzugversuch nicht genauer untersucht und somit wurden auch lediglich Scherversuche in 0° zur Fließrichtung simuliert (Bild 88). Die Deformationen der quasistatischen Versuche sind im Vergleich zu den dynamischen Untersuchungen signifikant größer und konnten mit der Simulation nicht ausreichend abgebildet werden. Hierfür bietet der Modellansatz keine ausreichende Adaptivität. Die dynamischen Versagensdehnungen konnten dagegen sehr gut abgebildet werden. Für eine geeignete Beschreibung der unterschiedlichen Versagensarten sollten die Effekte der Dehnratenabhängigkeit noch detaillierter untersucht werden. Zudem ist eine Änderung der Anfangssteigung mit der Dehnratenrate auch schon bei den 90°-Kerbzugversuchen nicht zu erkennen. Daher überschätzt die viskoelastische Modellierung die dynamischen Schersteifigkeiten.

Die frühe Schädigungsinitiierung des Durchstoßversuches wurde in Abschnitt 7.4.4 genau erläutert. Ein sehr früher Schädigungsbeginn und eine langsame Schädigungsentwicklung bis zum Versagen zeigt sich visuell durch die frühe Rissinitiierung in der Mitte und das langsam fortschreitende Risswachstum von drei oder vier Rissen nach außen. Um ein frühes Versagen zu initiieren, sind die Versagensdehnungen (Bild 85) bei biaxialer Belastung geringer. Da nur ein sehr feines FE-Netz wäre in der Lage wäre dieses Risswachstum genau abzubilden, stimmen die Simulations- und Versuchskurven zwar nicht exakt überein, zeigen aber durchaus ein für die Praxis

verwendbares Verhalten, da das finale Versagen akzeptabel modellierbar ist, wenngleich die Kraftmaxima weniger befriedigend abgebildet werden können. Die Spannungen werden anfangs leicht überschätzt und im Nachbruchverhalten unterschätzt. Eine entsprechende Ersatzmodellierung, die das Risswachstum abbildet, wäre in diesem Fall hilfreich und würde zu Verbesserungen führen.

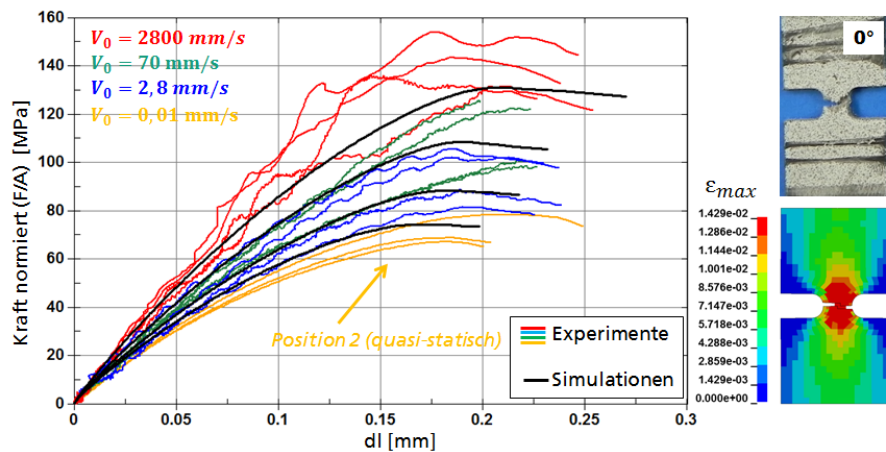


Bild 86: Vergleich zwischen Simulation und Experiment der Kerbzugversuche 0° zur Fließrichtung. Konturplot (rechts) zeigt die Hauptdehnungen der Simulation bei Versagen des quasistatischen Versuchs.

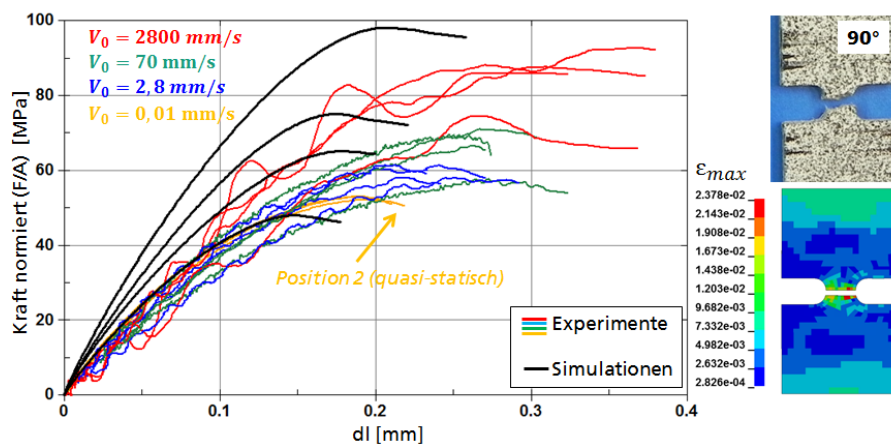


Bild 87: Vergleich zwischen Simulation und Experiment der Kerbzugversuche 90° zur Fließrichtung. Konturplot (rechts) zeigt die Hauptdehnungen der Simulation bei Versagen des quasistatischen Versuchs.

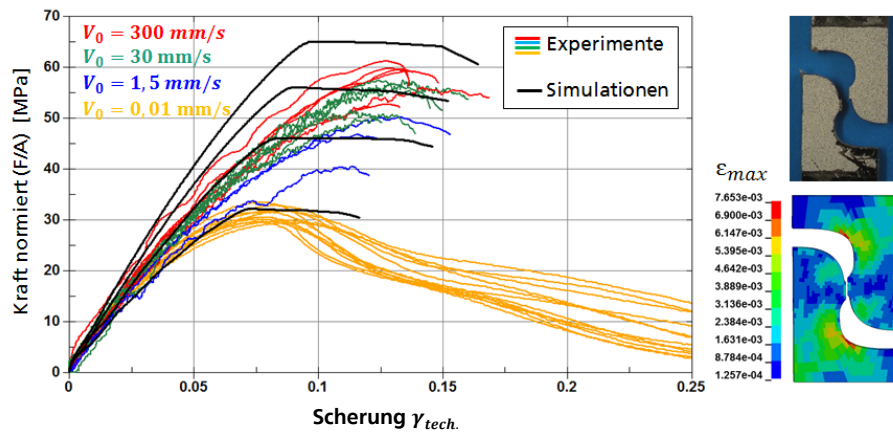


Bild 88: Vergleich zwischen Simulation und Experiment der Scherzugversuche. Konturplot (rechts) zeigt die Hauptdehnungen der Simulation bei Versagen des quasistatischen Versuchs.

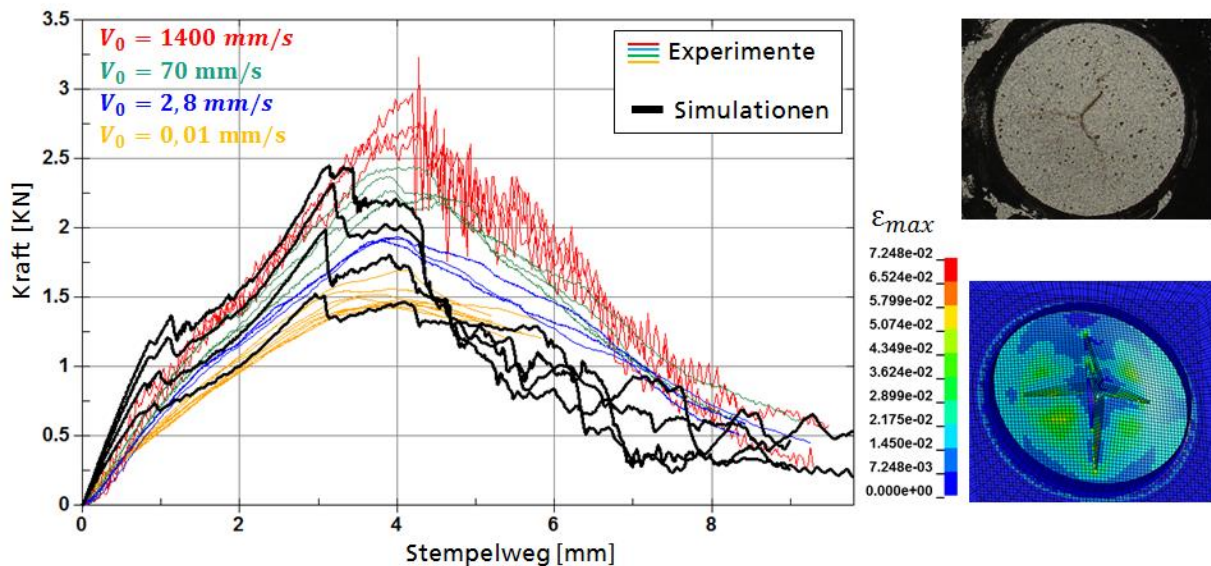


Bild 89: Vergleich zwischen Simulation und Experiment der Durchstoßversuche. Konturplot (rechts) zeigt die Hauptdehnungen der Simulation bei Versagen des quasistatischen Versuchs.

Bei der Simulation der Druckversuche kann mit einer erhöhten Versagensdehnung, die nur geringfügig größer ist als jene der anderen Lastfälle (gestrichelte Linie Bild 85), das gemessene Verhalten mittels Simulation bis kurz nach Maximalkraft gut abgebildet werden (Bild 92). Die Anisotropie sowie die Positionsabhängigkeiten lassen sich auch hier sehr gut wiedergeben. Verbesserungsfähig ist jedoch das fortlaufende Abscheren der Proben nach Kraftmaximum, sowie das konstante Kraftplateau, wobei das hier implementierte Modell durchaus befriedigende Resultate für viele Anwendungsfälle liefert. Es ist davon auszugehen, dass dieses Materialverhalten im Crashlastfall die Energieaufnahme eines Bauteils aus LFT begünstigt. Aus diesem Grund wurde eine zweite drucklastfallmodifizierte Versagenskurve (durchgezogene Linie Bild 85) mit deutlich höheren Versagensdehnungen im Druckbereich angepasst. Um ein duktileres Versagen in der Simulation abzubilden, wird die plastische Verfestigung gleichzeitig reduziert. Der Verfestigungsparameter h wird als Funktion der Spannungsmehrachsigkeit definiert (Bild 91). Die Energieaufnahme im Drucklastfall ist somit begünstigt, jedoch verschlechtern sich die anisotropen

Eigenschaften infolge der isotropen Formulierungen von Verfestigung und Versagen. Dennoch wurde diese Druckmodifizierte Versagenskurve für die weiteren Simulation, wie den taillierten Durchstoßversuch sowie bei den Bauteilversuchen verwendet, weil dadurch für alle Versuche im Durchschnitt verbesserte Simulationsergebnisse erzielbar sind.

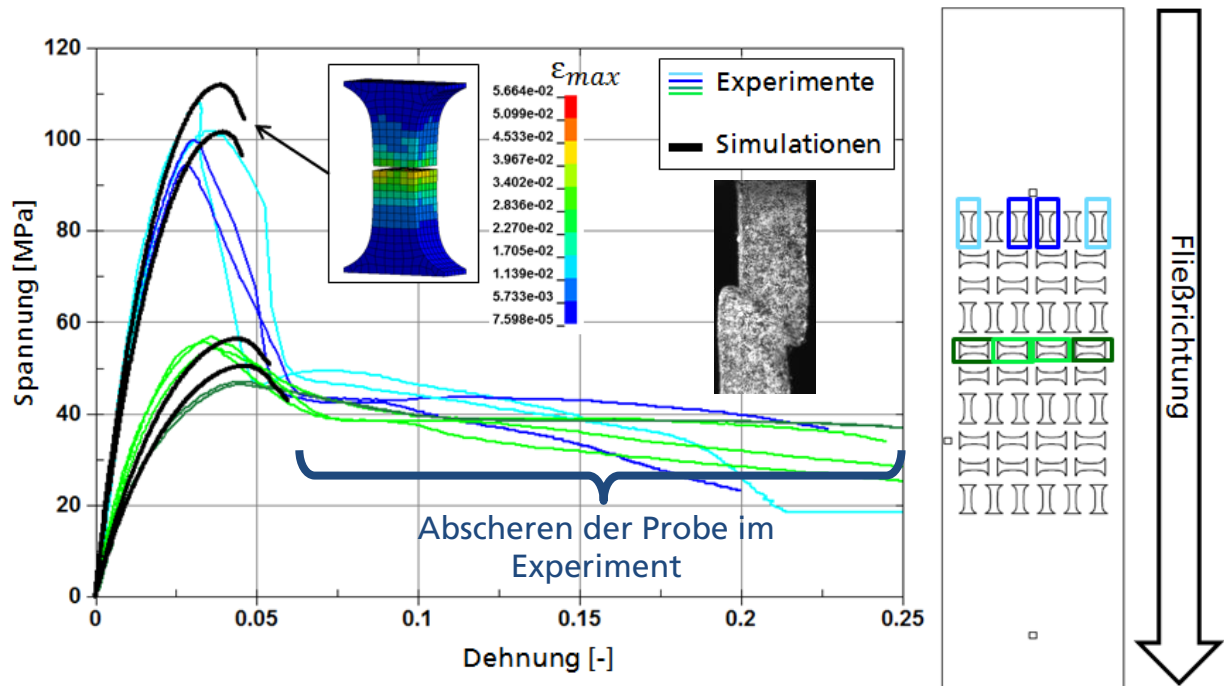


Bild 90: Vergleich zwischen Simulation und Versuch der positionsabhängigen Druckversuche. Die Verwendung der Versagenskurve ohne Druckmodifikation (gestrichelte Kurve in Bild 85) zeigt sprödes Versagen in dem hier gezeigten Simulationsergebnis.

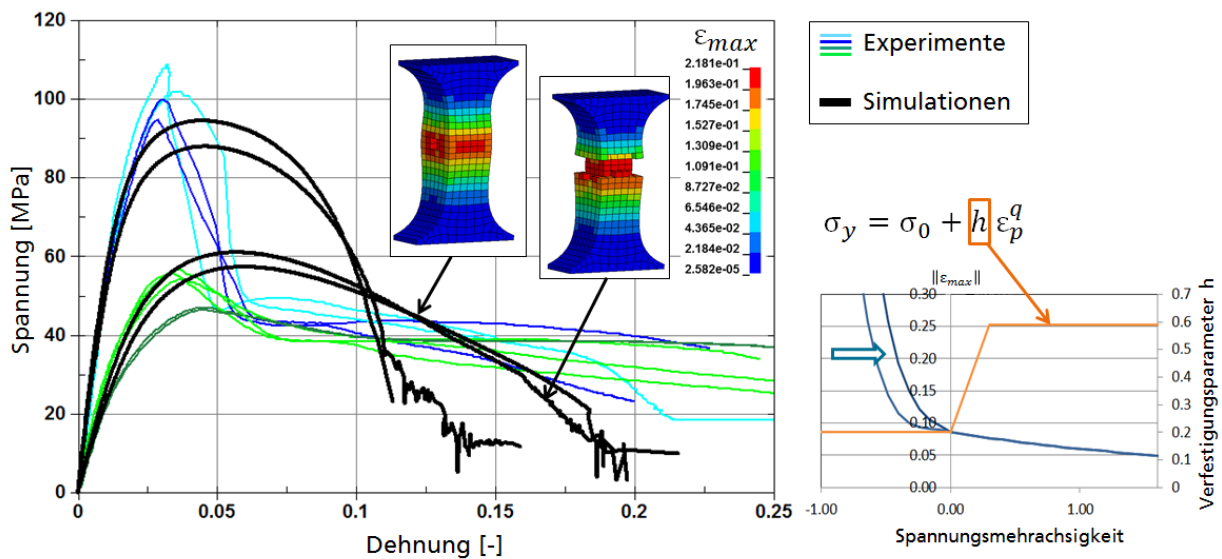


Bild 91: Vergleich zwischen Simulation und Versuch der Druckversuche mit duktilerem Versagen (links). Darstellung der modifizierten Versagenskurve bezüglich größerer Versagensdehnungen unter Druckbelastung bei gleichzeitiger Verringerung der plastischen Verfestigung (rechts).

Eine spezielle Anpassung der Versagenskurve am taillierten Durchstoßversuch wurde nicht durchgeführt. Das Simulationsergebnis ist in Bild 92 zu sehen. Die anisotrope Materialmodellierung wird deutlich und zeigt ein gutes Ergebnis. Die Steifigkeiten der 0°-Orientierungen werden in der Berechnung etwas überschätzt. Dieses Verhalten könnte zwei Ursachen haben. Zum einen werden die Faserorientierungen in den oberen Randschichten der Spritzgussimulation leicht überschätzt, was zu einer sehr steifen elastischen Approximation führen würde. Zum anderen zeigt sich auch für die taillierte Probenform, wie auch im Durchstoßversuch der Vollprobe, ein sehr früher Schädigungsbeginn, der sich mit dem Versagensmodell nur schwierig abbilden lässt. Zudem ist der weitere Versagensverlauf durch das zu spröde Versagen der einzelnen Elementreihen nur durch abrupten stufenförmigen Kraftabfall abgebildet. Auch hier würde eine feinere Vernetzung ein besseres Ergebnis ermöglichen.

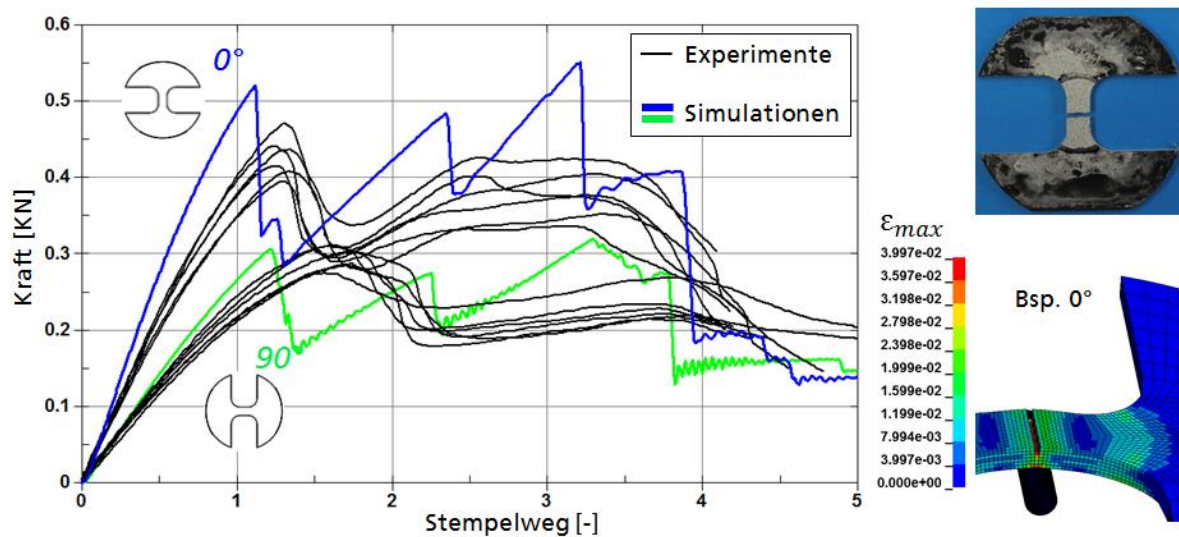


Bild 92: Vergleich zwischen den Simulationen 0° (blau) und 90° (grün) zur Fließrichtung und den Versuchen der taillierten Durchstoßproben. Konturplot (rechts) zeigt die Hauptdehnungen bei Versagen der Simulation des quasistatischen 0°-Versuchs.

11.2 Vergleichsrechnungen mit einem isotropen Materialmodell

Ein in der Praxis sehr häufig verwendetes Standard Materialmodell in der Crashsimulation mit LS-DYNA ist das isotrope elastisch-plastische Materialmodell MAT_024. Das hinzugeschaltete Versagensmodell GISSMO (Generalized Incremental Stress-State dependent damage Model) bietet durch die Beschreibung einer plastischen Versagensdehnung über der Spannungsmehrachsigkeit eine gute Adaptivität an unterschiedliche Versagensdehnungen verschiedener Lastpfade.

Da die Anisotropie infolge der Faserorientierungsverteilung nicht berücksichtigt wird, muss für die Anpassung dieses isotropen elastisch-plastischen Materialmodells ein Mittelwert für die Steifigkeiten sowie eine Mittelung der plastischen Verfestigung gewählt werden. Bild 93 beschreibt die Wahl einer mittleren Spannungs-Dehnungs-Kurve aus den Zugversuchen am Beispiel einer quasistatischen Belastungsgeschwindigkeit. Eine Mittelung zwischen 0° und 90° wird für alle Dehnraten durchgeführt. Die wahren Spannungen und Dehnung sind aus den gemittelten Versuchsergebnissen bis zur Gleichmaßdehnung elementar berechenbar. Der Fließbeginn wird ab der Spannung angenommen, ab der die Versuchskurve merklich von der linearen Anfangssteigung abweicht. Die Extrapolation der Fließkurven erfolgt mit Hilfe einer Voce-Approximation, deren Parameter iterativ durch inverse Simulation angepasst werden.

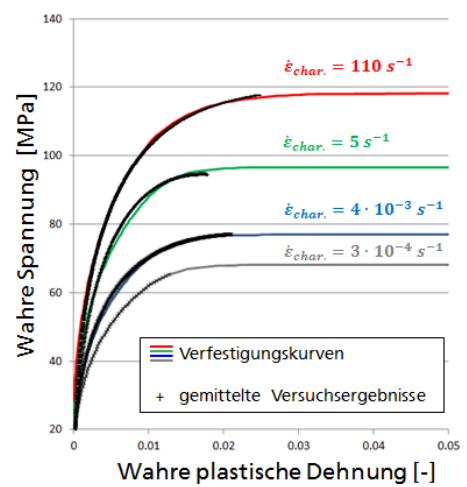
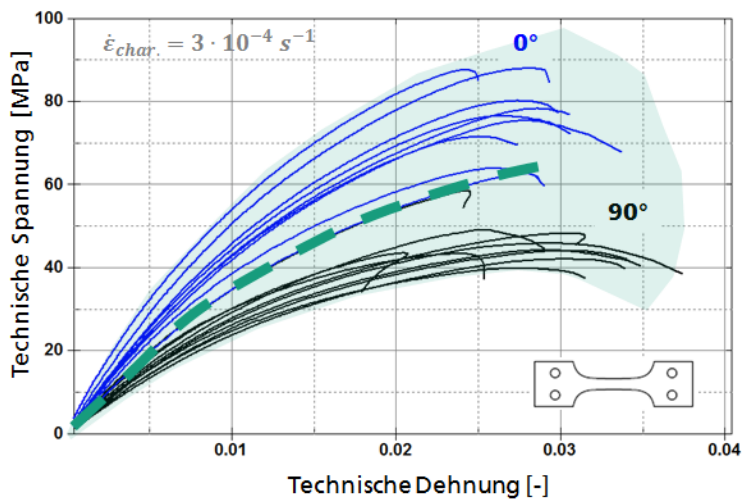


Bild 93: Zu mittlerer Bereich aller quasistatischen Zugversuche in 0° und 90° zur Fließrichtung und gewählter Mittelwert (links). Erzeugung dehnratenabhängiger wahrer Spannungs-Dehnungs-Kurven (Voce-Fitfunktion) aus orientierungsgemittelten Versuchsergebnissen zur Beschreibung der isotropen plastischen Verfestigung im LS-DYNA Standardmaterialmodell MAT_024 (rechts).

Die Versagenskurve wird ebenfalls durch inverse Simulation iterativ ermittelt und ist in Bild 94 dargestellt. Es wird die plastische Vergleichsdehnung über der Spannungsmehrschichtigkeit für die unterschiedlichen Probenformen abgebildet (Lastpfad). Gezeigt ist jeweils das kritische Element, also jenes Element, welches in der Simulation als erstes versagt.

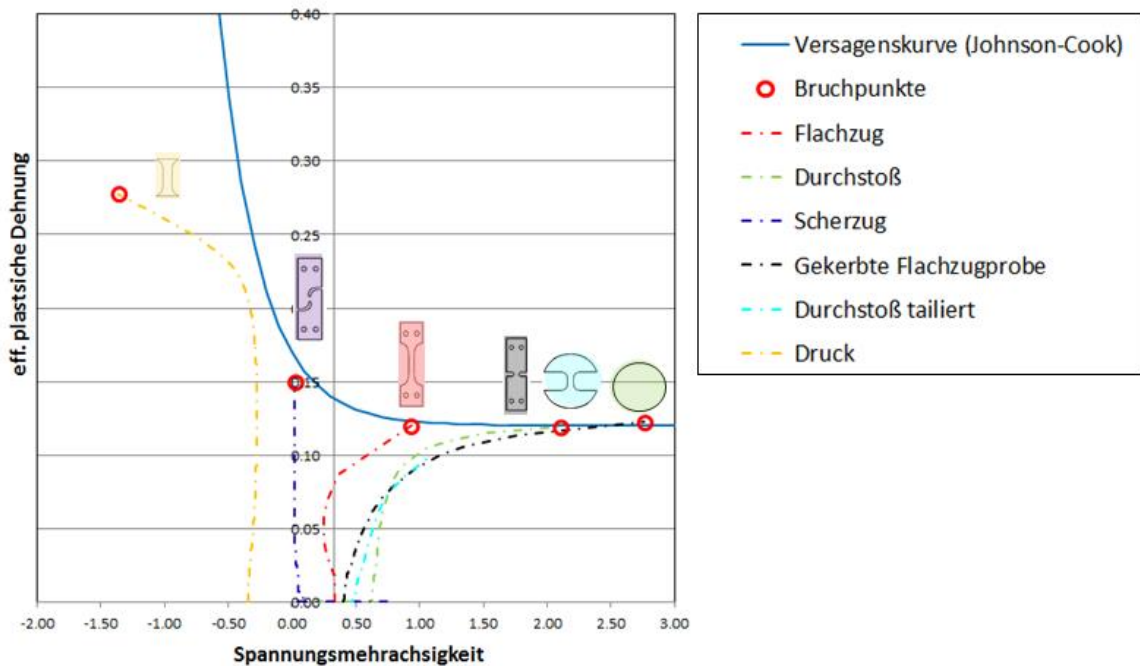


Bild 94: Plastische Versagensdehnungen in Abhängigkeit der Spannungsmehrschichtigkeit des Versagensmodells GISSMO für die FEM-Simulation mit Volumenelementen. Versuche zeigen jeweils die Dehnung des kritischen Elementes aus der Simulation, das als erstes versagt. Ansatz nach Johnson-Cook zur Approximation der Versagenskurve.

Die Simulationsergebnisse der Flachzugprobe sind in Bild 95 dargestellt. Im quasistatischen Fall wird die Mitte zwischen den experimentellen Ergebnissen in 0° und 90° zur Fließrichtung gut abgebildet. Bei der Simulation der dynamischen Flachzugversuche zeigt sich die elastisch-plastische Materialmodellierung mit schlechter Übereinstimmung. Eine Änderung der Anfangssteigung bei höheren Dehnraten ist mit diesem Modell nicht möglich. Hierfür wäre ein viskoelastischer Ansatz nötig.

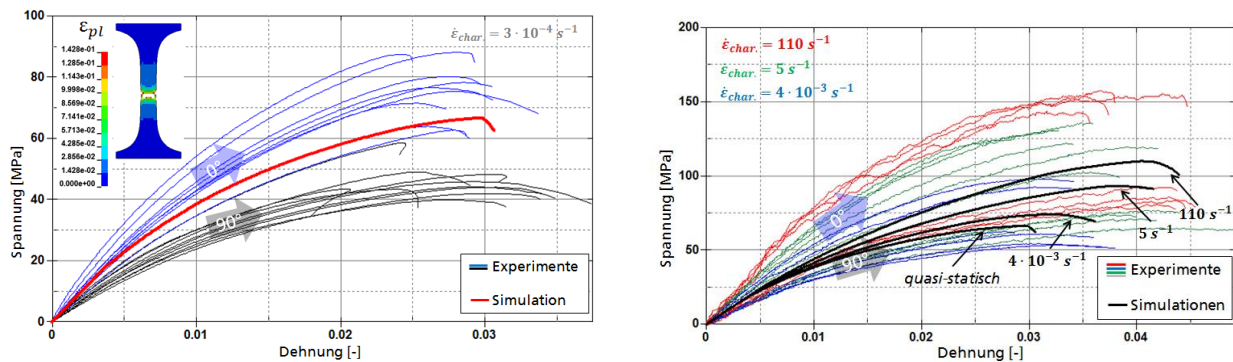


Bild 95: Simulationsergebnis des quasistatischen Flachzugversuchs im Vergleich mit den Experimenten (links). Simulation der Flachzugversuche bei unterschiedlichen Dehnraten im Vergleich mit den dynamischen Experimenten (rechts).

Vergleichbares Verhalten zeigt sich beim Kerbzugversuch (Bild 96). Die sich ändernde Anfangssteigung kann nicht abgebildet werden. Im Gegensatz dazu zeigte der Scherzugversuch keine sich ändernden Anfangssteigungen (Bild 97). Daher zeigt die Simulation mit dem isotropen elastisch-viskoplastischen Materialmodell ein besseres Ergebnis als das entwickelte anisotrope viskoelastisch-plastische Modell (Bild 88). Lediglich das Versagen im quasistatischen Fall wird in der Simulation leicht überschätzt. Auch der Durchstoßversuch (Bild 98) lässt sich bezüglich des Versagensverhaltens gut Anpassen.

Während beim quasistatischen Druckversuch (Bild 99) die Anfangssteifigkeiten gut nachsimuliert werden, und ein Mittelwert zwischen den 0° und 90° Orientierungen erreicht wird, zeigt sich im Durchstoßversuch der Vollprobe (Bild 98) eine leichte und im Durchstoßversuch der taillierten Probe (Bild 100) sogar eine deutliche Überschätzung der Anfangssteifigkeiten. Die Wahl eines mittleren E-Moduls und einer mittleren Verfestigungskurven aus den Flachzugversuchen in 0° und 90° zur Fließrichtung überschätzen demnach Steifigkeit und Festigkeit des Werkstoffes bei Lastpfaden abweichend vom uniaxialen Zug und Druck.

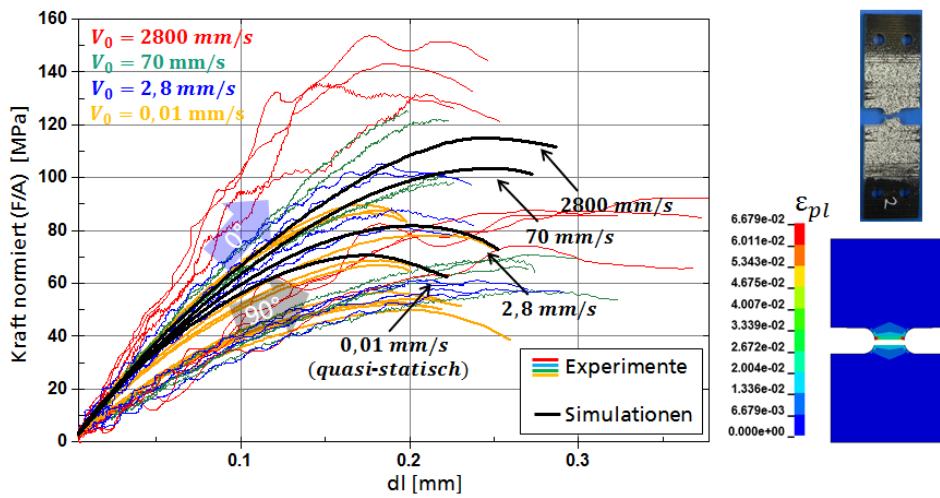


Bild 96: Simulation der Kerbzugversuche bei unterschiedlichen Dehnraten im Vergleich mit den dynamischen Experimenten.

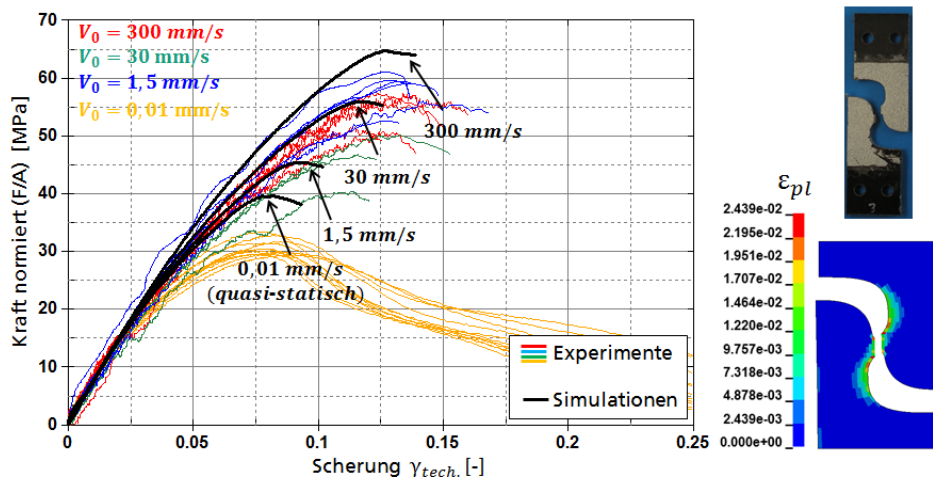


Bild 97: Simulation der Scherzugversuche bei unterschiedlichen Dehnraten im Vergleich mit den dynamischen Experimenten.

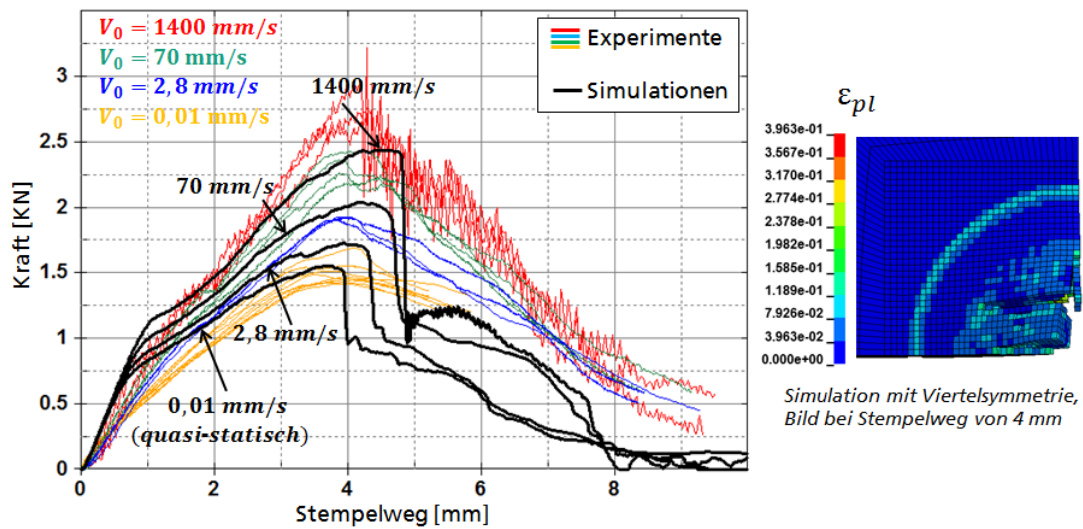


Bild 98: Simulation der Durchstoßversuche bei unterschiedlichen Dehnraten im Vergleich mit den dynamischen Experimenten.

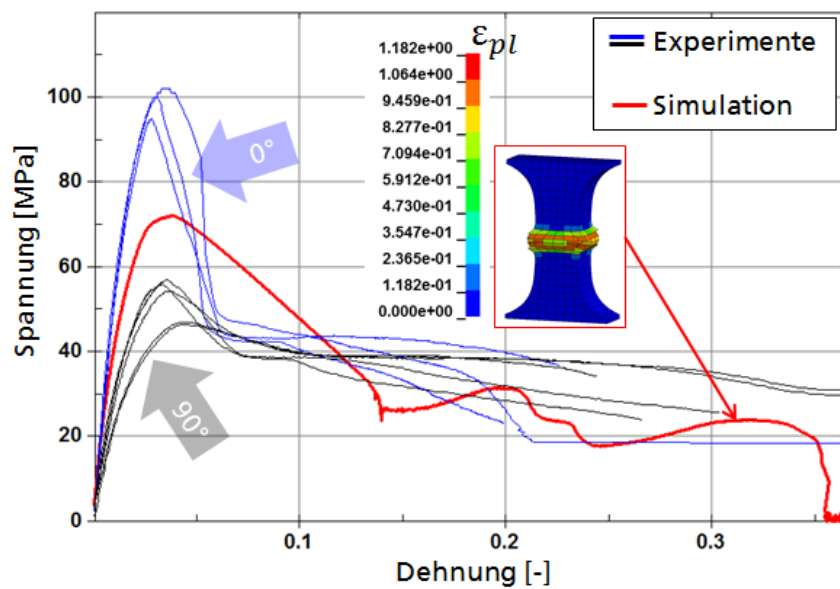


Bild 99: Simulation des quasistatischen Druckversuchs im Vergleich mit den Experimenten. Simulation zeigt unter Druck eine gute Mittelung zwischen den Orientierungen 0° und 90° zu Fließrichtung.

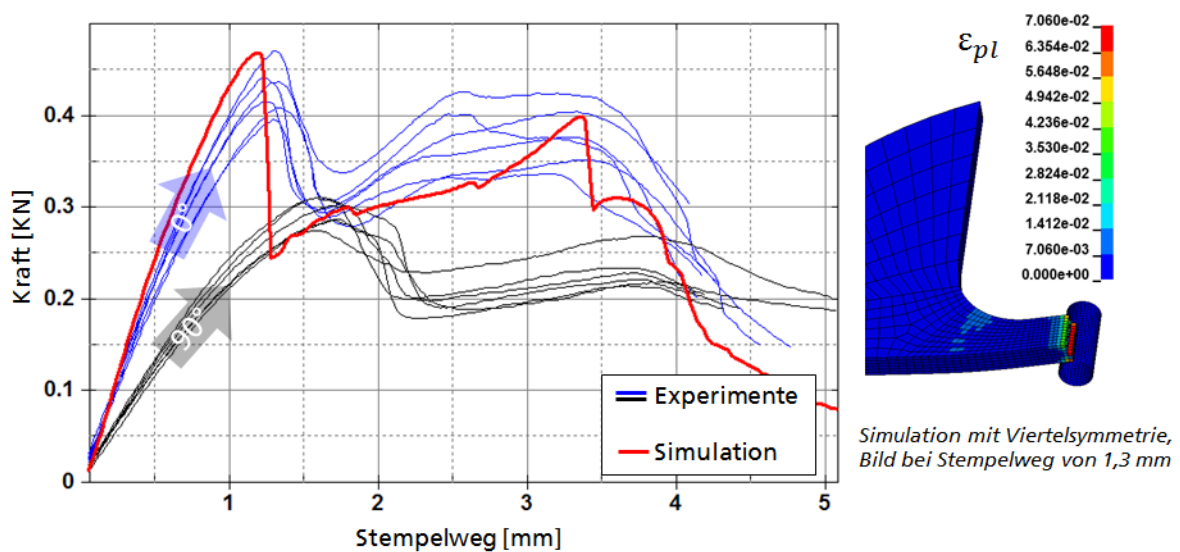


Bild 100: Simulation des quasistatischen taillierten Durchstoßversuchs im Vergleich mit den Experimenten. Simulation zeigt ein unerwartet steifes Verhalten. Simulationskurve liegt nicht mehr im Mittel der experimentellen Ergebnisse in 0° und 90° zur Fließrichtung.

11.3 Simulationsergebnisse mit Schalenelementen

Für die FEM-Modelle mit Schalenelementen werden die gleichen Elementkantenlängen verwendet wie in Bild 78 für die Volumenelemente. Es wird mit vollintegrierten linearen 4-Knoten-Schalenelementen und sieben Integrationspunkten über die Dicke gerechnet. Die Versagenskurven, ebenfalls durch inverse Simulation angepasst, unterscheiden von denen der Volumenelemente. Bei beiden Materialmodellen muss der Ansatz der Versagenskurve nach Johnson-Cook modifiziert werden. Im Vergleich zu Volumenelementen sind bei Schalenelementen größere Versagensdehnungen unter biaxialdominanten Belastungen anzusetzen um dadurch die Kerbzug-, Durchstoß- und taillierten Durchstoßversuche mit ausreichender Genauigkeit zu simulieren (Bild 101 und Bild 102).

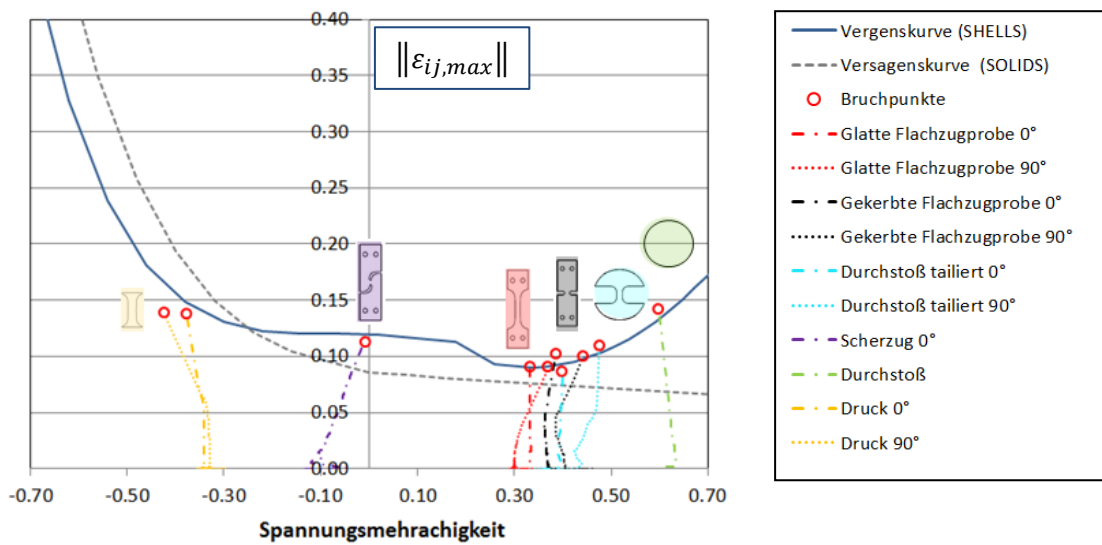


Bild 101: Versagensdehnungen in Abhängigkeit der Spannungsmehrschichtigkeit in der FEM-Simulation mit dem **entwickelten anisotropen USER-Materialmodell**. Es wird jeweils die maximale Dehnung des kritischen Elementes aus der Simulation gezeigt. Modifizierter Ansatz nach Johnson-Cook zur Approximation der Versagenskurven für Schalen (durchgezogene Kurve) und zum Vergleich für Volumenelemente (gestrichelte Kurve).

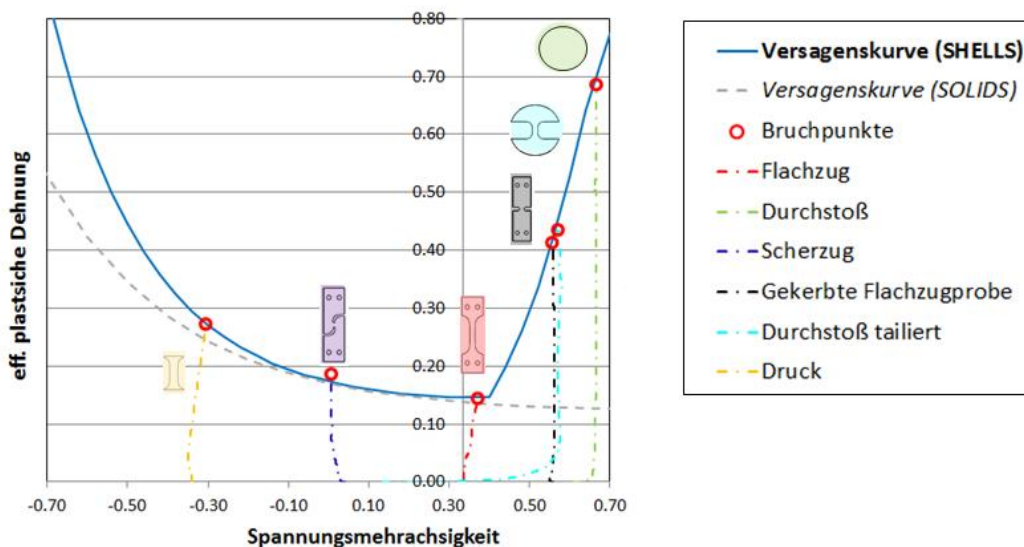


Bild 102: Plastische Versagensdehnungen in Abhängigkeit der Spannungsmehrschichtigkeit in der FEM-Simulation mit dem **isotropen Materialmodell (MAT_024) und dem Versagensmodell GISSMO**. Es wird jeweils die plastische Vergleichsdehnung des kritischen Elementes aus der Simulation gezeigt. Modifizierter Ansatz nach Johnson-Cook zur Approximation der Versagenskurven für Schalen (durchgezogene Kurve) und zum Vergleich für Volumenelemente (gestrichelte Kurve).

Speziell im Durchstoßversuch werden unterschiedliche Spannungsmehrschichtigkeiten erreicht. Der kreisförmige Mittelbereich der Durchstoßprobe über dem Stempel erreicht die größte Mehrschichtigkeit. Am Rand, wo die Probe an der Matrice anliegt ist die Mehrschichtigkeit deutlich geringer. Da das entwickelte anisotrope Usermaterialmodell bei der Simulation mit Schalen genau in diesem Bereich zu frühes Versagen zeigt, muss die Versagenskurve zu höheren Werten hin

verschoben sein als bei Volumenelementen. Da diese Vorgehensweise das Ergebnis im uniaxialen Zugversuch allerdings verschlechtern würde, muss im Bereich einer Mehrachsigkeit von 1/3 die Versagensdehnung wieder reduziert werden. Dass die Simulation der Zugversuche damit akzeptable Ergebnisse liefern zeigt Bild 103.

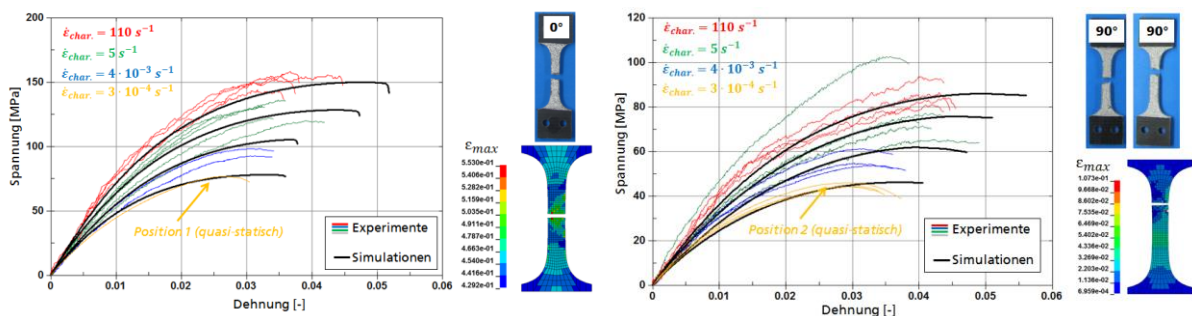


Bild 103: Simulation der Zugversuche mit dem entwickelten anisotropen Materialmodell und Schalenelementen im Vergleich mit den Experimenten in 0° (links) und 90° (rechts) zur Fließrichtung.

Das entwickelte anisotrope Materialmodell zeigt generell spröderes Versagen als das isotrope Modell. Somit versagt der Durchstoßversuch, auch mit verbesserter Versagenskurve, zu früh (Bild 104).

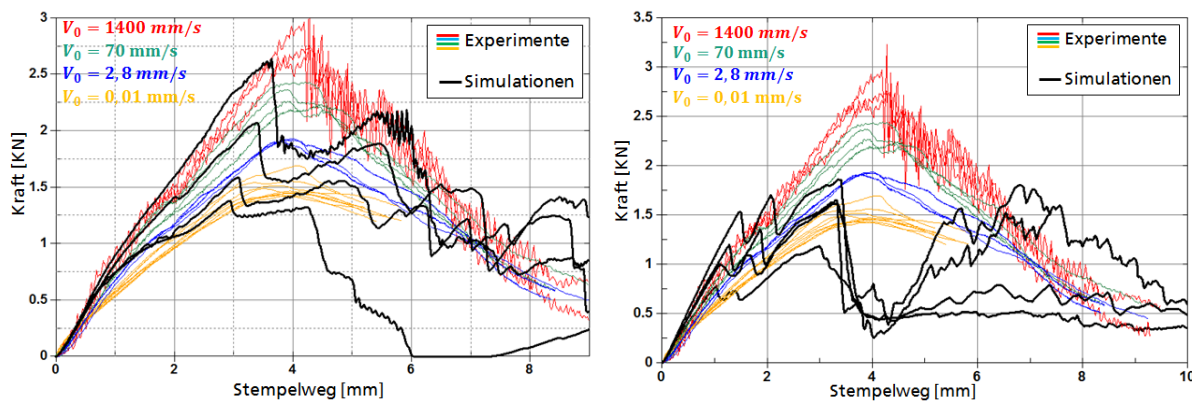


Bild 104: Simulation mit Schalenelementen des Durchstoßversuches mit dem isotropen Material- und Schädigungsmodell (links) und dem entwickelten anisotropen Materialmodell (rechts) verglichen mit den Experimenten.

Der Druckversuch stimmt sowohl mit Schalen- als auch Volumenelementen für beide Materialmodelle gleich gut überein (Bild 105). Eine druckmodifizierte Versagenskurve kann kein duktileres Versagen prognostizieren. Man sieht, dass beide Materialmodelle mit der Schalenformulierung spröderes Versagen als mit Volumenelementen prognostizieren.

Die Simulationen des taillierten Durchstoßversuchs (Bild 106) zeigen wiederum die zu steife Approximation des isotropen Materialmodells.

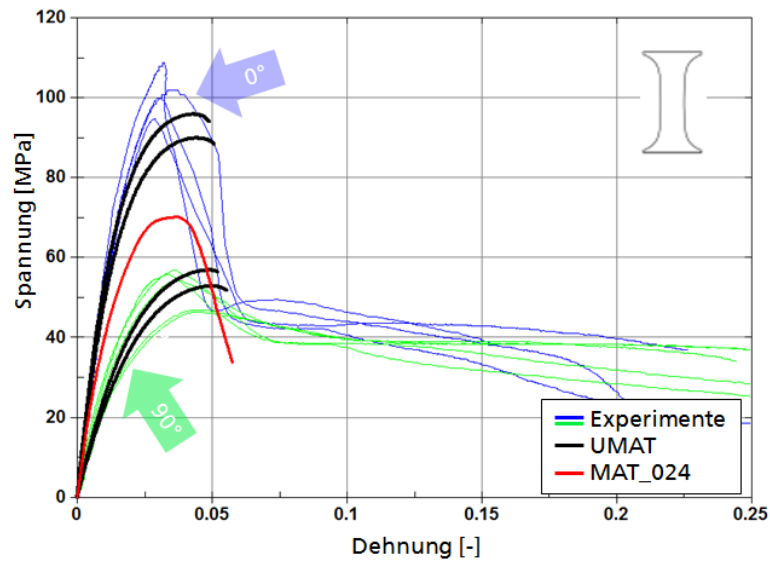


Bild 105: Simulation mit Schalenelementen des Druckversuches mit dem isotropen Material- und Schädigungsmodell (rote Kurve) und dem entwickelten anisotropen Materialmodell (schwarze Kurven) verglichen mit den Experimenten in 0° (blaue Kurve) und 90° (grüne Kurve) zur Fließrichtung.

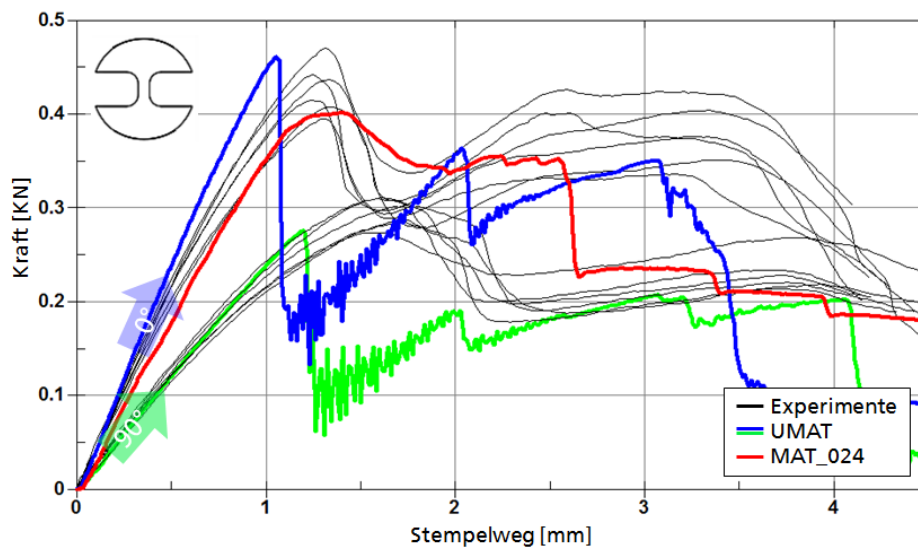


Bild 106: Simulation mit Schalenelementen des taillierten Durchstoßversuches mit dem isotropen Material- und Schädigungsmodell (rote Kurve) und dem entwickelten anisotropen Materialmodell in 0° (blaue Kurve) und 90° (grüne Kurve) zur Fließrichtung verglichen mit den Experimenten (schwarze Kurve).

11.4 Diskussion über die Anpassung des isotropen und des anisotropen Materialmodells

Das entwickelte Usermaterialmodell ist in der Lage die anisotropen Eigenschaften bis zum Beginn der Schädigung gut abzubilden. Die viskoelastischen Eigenschaften, die in den Flachzug- und Kerbzugversuchen ermittelt wurden, können nur mit dem Usermaterial abgebildet werden. Eine viskoplastische Formulierung, auf welcher das hier verwendete Materialmodell MAT_024 basiert, ist für eine genaue Beschreibung der rein elastischen und plastischen Deformationen nicht ausreichend. Denn weder die in Bild 81 gezeigten Hysteresen noch eine Änderung der rein elastischen Steifigkeit mit der Dehnrage (siehe z.B. Bild 83) sind mit einer viskoplastischen Formulierung abbildbar.

Besonders schwierig ist für die Anpassung eines isotropen Materialmodells eine repräsentative elastische Steifigkeit, Fließgrenze und Verfestigung zu wählen. In den experimentellen Untersuchungen zum mechanischen Verhalten (Kapitel 7.4.1, Bild 48) ist zu sehen, wie stark die Steifigkeiten abnehmen, sobald die Belastungsrichtung von der 0°-Orientierung zur Fließrichtung, und damit von der Hauptfaserorientierung, abweicht. In diesem Fall der Modellanpassung wurde der arithmetische Mittelwert aus der 0° und 90° Orientierung für den Elastizitätsmodul, die Fließgrenze und die Verfestigung gewählt. Diese Annahmen führen zu sehr steifem und stark verfestigendem Materialverhalten und sind kein repräsentativer Mittelwert. Zu hohe Steifigkeiten sind sowohl in den Simulationen der Durchstoßversuche von Vollproben (Bild 98) als auch in jenen von taillierten Proben (Bild 100) bei Verwendung des isotropen Materialmodells (MAT_024) deutlich zu erkennen. Es ist davon auszugehen, dass auch die Simulationen des Bauteilversuchs mit dem isotropen Materialmodell zu hohe Steifigkeiten und Festigkeiten abbilden. Bei einer ausgeprägten annähernd unidirektionalen Faserorientierungsverteilung kann bei Belastung 90° zur Hauptfaserorientierung die Kraft deutlich überschätzt werden.

Große nichtlineare Verformungen des Werkstoffes und entfestigendes Schädigungsverhalten werden besser mit dem isotropen Materialmodell abgebildet. Das anisotrope Usermaterialmodell zeigt spröderes Versagen. Eine modifizierte Anpassung des Usermodells duktileres Versagen abzubilden, führt dazu, dass sich die Anisotropie verschlechtert (Bild 91). Der Grund ist, dass das entwickelte Modell sowohl eine isotrope Verfestigung als auch eine isotrope Schädigungsformulierung beinhaltet.

Mit Schalenelementen, lassen sich die Probenversuche mit beiden Materialmodellen schlechter als mit Volumenelementen abbilden. Das sprödere Versagensverhalten des entwickelten Usermodells zeigt sich dabei nachteilig gegenüber dem MAT_024.

12 Formfüllsimulation auf Bauteilebene

Zur Füllsimulation der Demonstratorbauteils, also des Airbaggehäuses, wurden die gleichen Materialdatenspezifikationen verwendet wie für die Sabic Probenplatten (siehe Abschnitt 5), da das gleiche Material benutzt wurde. Entsprechend wurden keinerlei Veränderungen oder Anpassungen an den vorab bestimmten Modellparametern durchgeführt. Die Füllzeit für das Airbaggehäuse beträgt 3,6 s, das Material ist auf 250 °C aufgeschmolzen und die Form wurde auf 40°C temperiert.

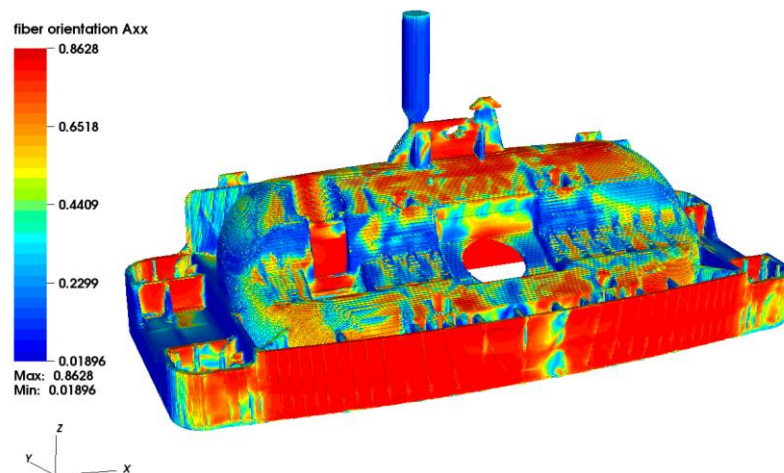


Bild 107: A_{xx} Komponente des Faserorientierungstensors nach der Füllung des Airbaggehäuses.

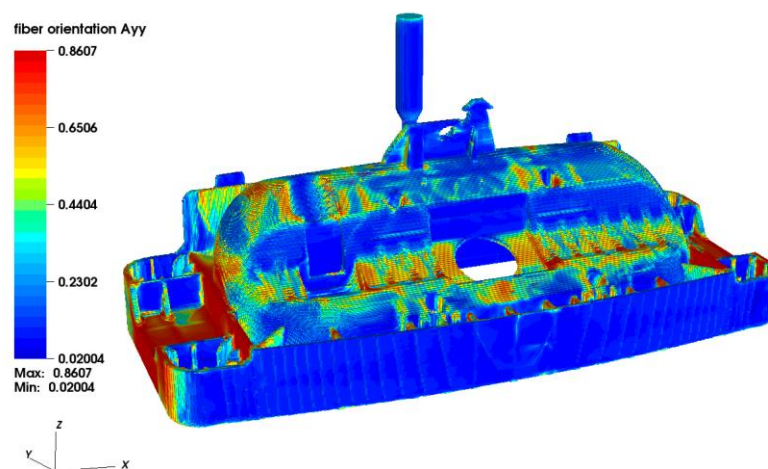


Bild 108: A_{yy} Komponente des Faserorientierungstensors nach der Füllung des Airbaggehäuses.

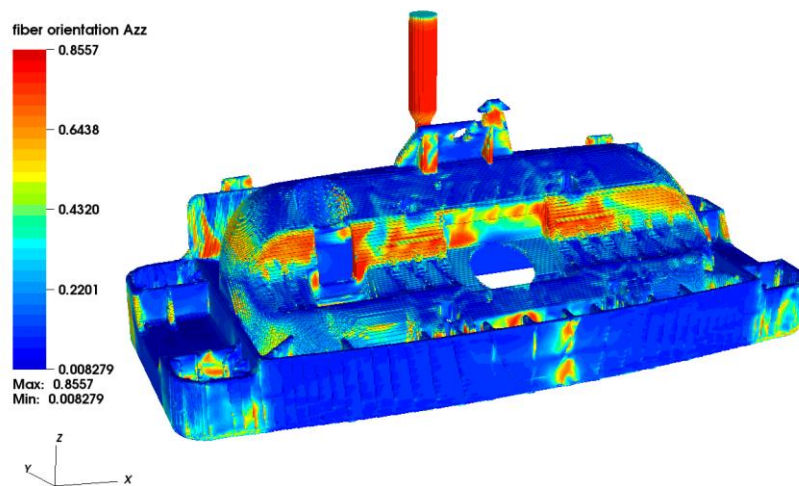


Bild 109: A_{zz} Komponente des Faserorientierungstensors nach der Füllung des Airbaggehäuses.

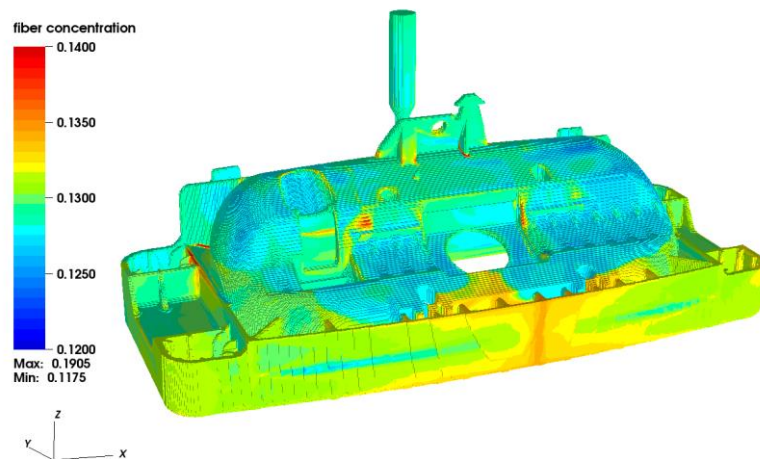


Bild 110: Faserkonzentrationsverteilung nach der Füllung des Airbaggehäuses.

An vorab definierten kritischen Stellen wurden am realen gespritzten Bauteil zwei Probekörper entnommen und μ CT-Tomographien erstellt und analysiert. Die Stelle F liegt nahe der Position des Aufpralls beim Fallturmversuch, die Position G liegt in einer komplexen Verrippungsstelle (siehe Bild 111). Genau wie bei den Probenplatten wurde auch hier über die Bauteildicke die Faserorientierung ausgewertet. Die folgenden Abbildungen zeigen die Vergleiche der lokalen Faserorientierungen für die beiden Probekörper F und G.

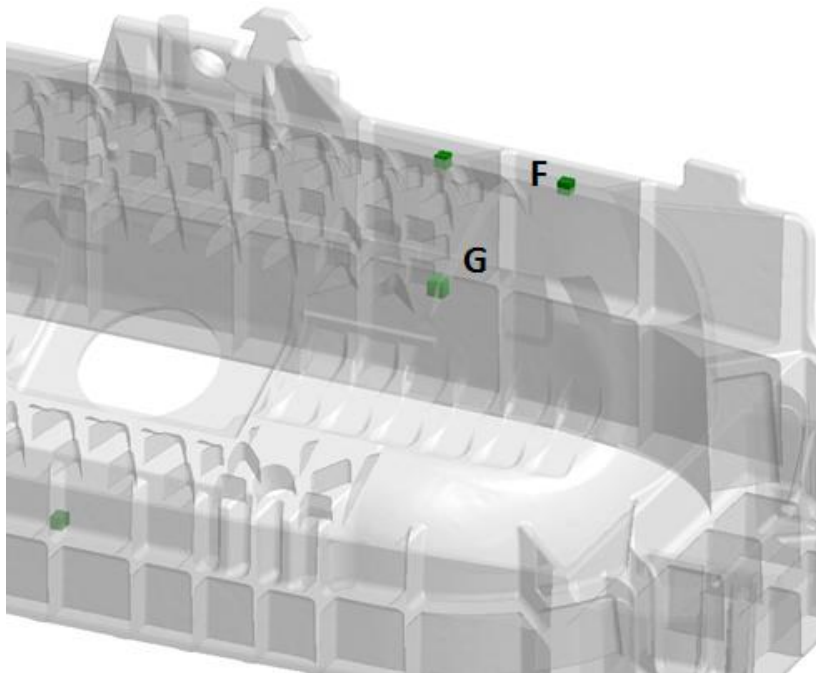


Bild 111: Positionen der Probenentnahme für die μ CT-Tomographieuntersuchungen

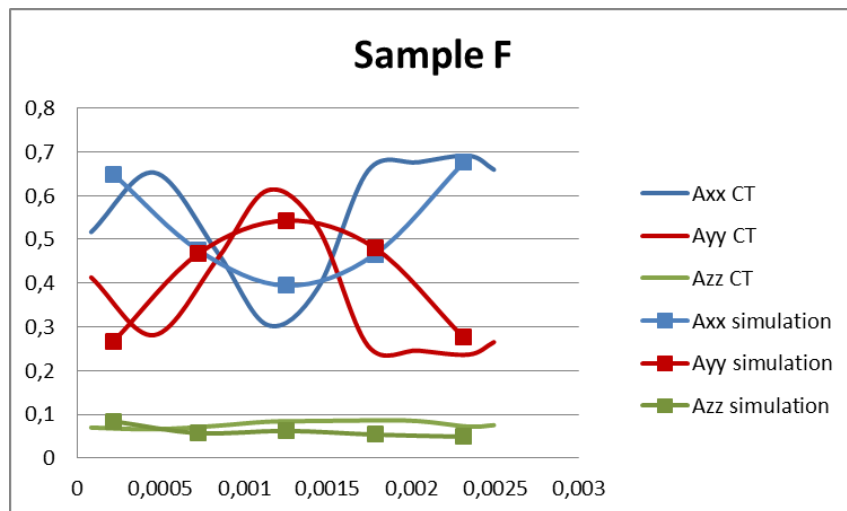


Bild 112: Vergleich der Faserorientierungskomponenten von μ CT-Aufnahmen und Berechnungen im Airbaggehäuse an der Probenstelle F.

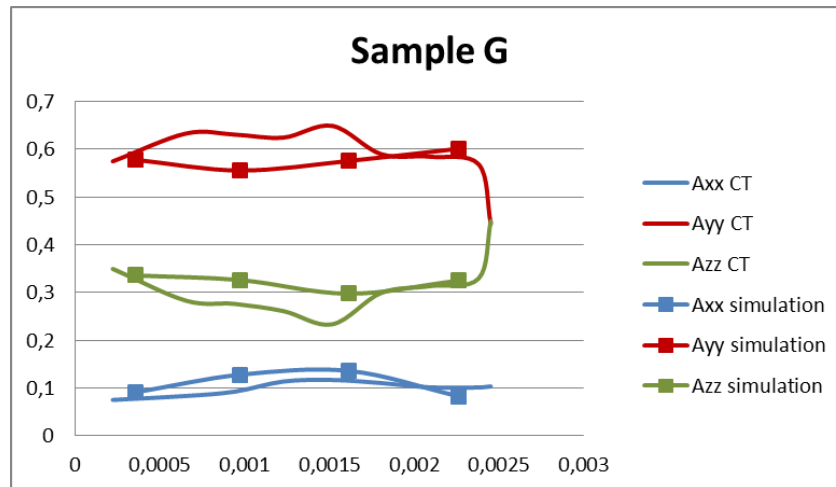


Bild 113: Vergleich der Faserorientierungskomponenten von μ CT-Aufnahmen und Berechnungen im Airbaggehäuse an der Probenstelle G.

Die Firma *Celanese* hat unter anderem am Demonstratorbauteil die Faserkonzentrationsunterschiede an 8 Positionen experimentell ermittelt. Dazu wurde an einem Bauteil an den in den folgenden Bildern gezeigten Positionen die Proben entnommen und das Material verascht und gewogen.



Bild 114: Position der Proben 3,5,7 zur Ermittlung der Faserkonzentrationen.

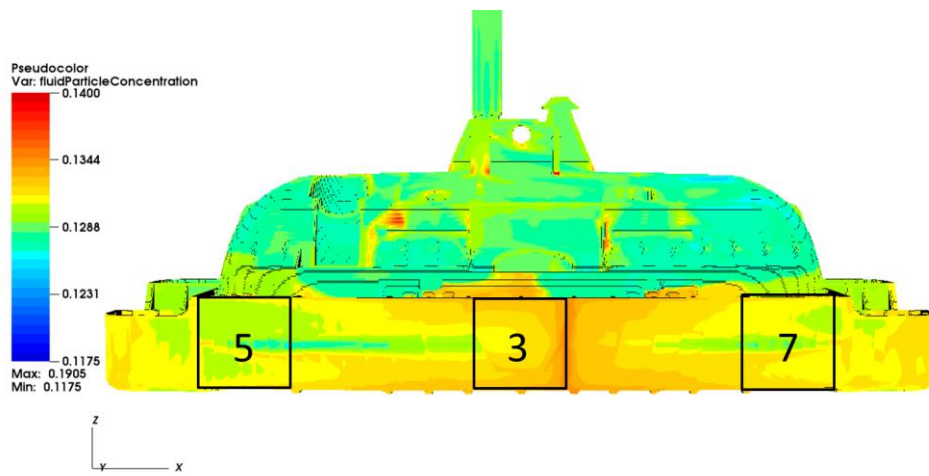


Bild 115: Berechnete Faserkonzentrationen an den Positionen 3,5,7.



Bild 116: Position der Proben 1,2 zur Ermittlung der Faserkonzentrationen.

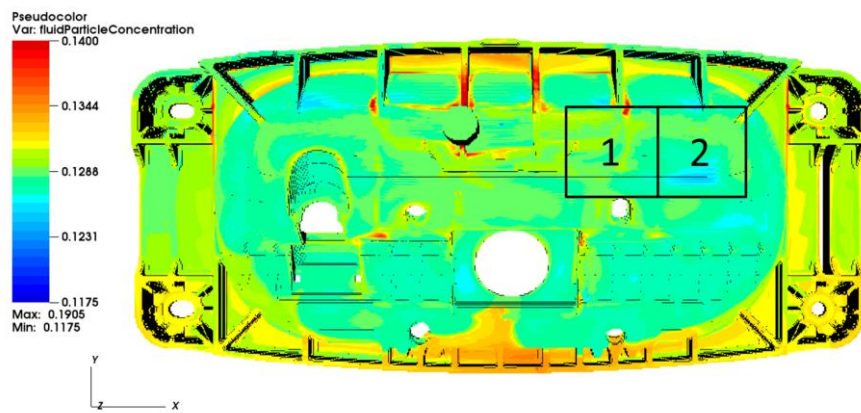


Bild 117: Berechnete Faserkonzentrationen an den Positionen 1,2.



Bild 118: Position der Proben 4,6,8 zur Ermittlung der Faserkonzentrationen.

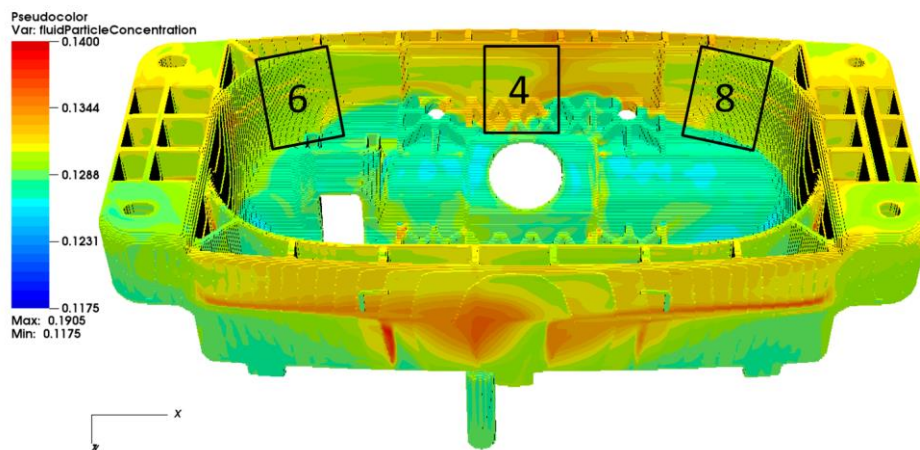


Bild 119: Berechnete Faserkonzentrationen an den Positionen 4,6,8.

Der Vergleich von Messung und Simulation kann nur qualitativ erfolgen, da die Messung nur beispielhaft an einem Bauteil durchgeführt wurde. Wie bei den Messungen zeigen die Positionen 1,2 die geringste Konzentration, die höchsten Werte sind bei Positionen 3 und 5. Die Simulationsergebnisse wie auch die Messwerte variieren maximal um 1% bezogen auf den Gewichtsanteil von 30%.

Tabelle 5: Messwerte (Celanese) - Massenanteile der Fasern an den 8 Probenentnahmestellen am Bauteil.

Position	Masse [%]
1	29,9
2	29,9
3	31,2
4	30,7
5	31,3
6	30,6
7	30,3
8	29,9

Die Simulationsergebnisse zeigen sowohl qualitativ im Vergleich mit den Konzentrationsmessungen bei Celanese als auch quantitativ durch den Vergleich mit den Tomographien eine sehr gute Übereinstimmung und dienen somit als verlässliche Eingangsdaten für die Crashsimulation beim IWM.

13 Bauteilcrashversuche am Airbaggehäuse

13.1 Versuchsdurchführung

Prüfmaschine

Die eingesetzte Prüfmaschine für die Versuchsreihe ist eine Fallgewichtsanlage des Unternehmens DYNATUP vom Typ 8100SA. Mit einer Fallhöhe von bis zu 2,28 m bietet diese Prüfmaschine eine maximal mögliche Aufprallgeschwindigkeit von $6,8 \text{ m s}^{-1}$. Des Weiteren wird durch die Masse des Impaktors von 263 kg eine Aufprallenergie von bis zu 6250 Joule erreicht.

Einspannvorrichtung

Bild 120 zeigt das CAD-Modell der konstruktiven Ausarbeitung der Einspannvorrichtung (blau, rot) mit dem dort fixierten Airbaggehäuse (grün) sowie dem Impaktor (grau). Diese Lösungsvariante wurde aufgrund ihres einfachen Aufbaus und der hohen Variabilität gewählt.

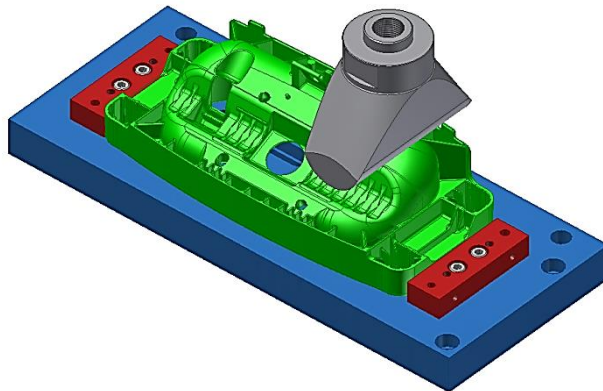


Bild 120: Konstruktive Ausarbeitung der Einspannvorrichtung mit eingespanntem Bauteil.

Versuchsaufbau

In Bild 121 ist der experimentelle Aufbau der dynamischen Bauteilprüfung an der Dynatup Fallgewichtsanlage dargestellt.

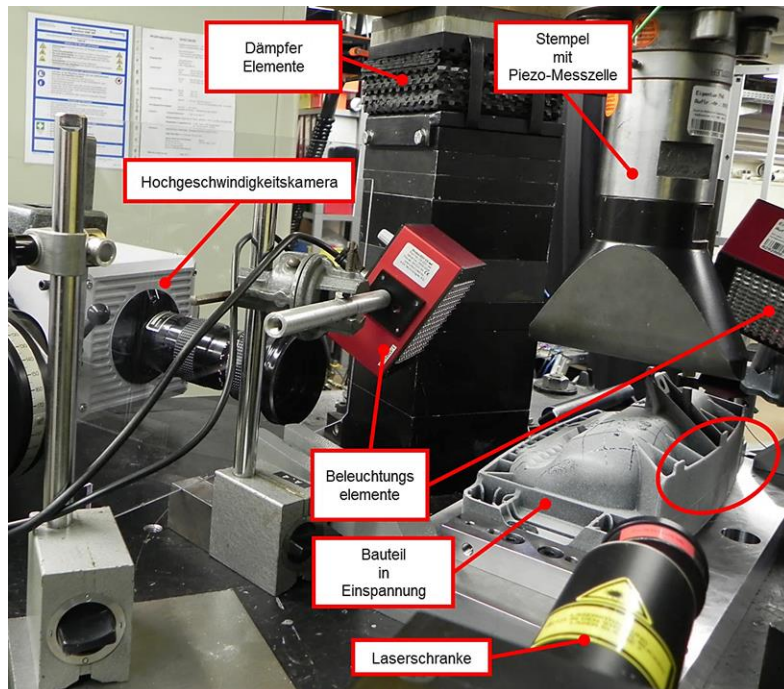


Bild 121: Versuchsaufbau an der Prüfmaschine

Der Versuchsaufbau besteht aus der fixierten und ausgerichteten Einspannvorrichtung mit dem dort fixierten Bauteil, der darüber liegenden Stempel-Messzellen-Einheit, zwei Hochgeschwindigkeitskameras sowie weiterer Versuchstechnik, die nachfolgend erläutert wird.

Für die Aufnahme, Auswertung und Dokumentation des Versuches werden zwei Hochgeschwindigkeitskameras des Herstellers Photron vom Typ „Fastcam SA1.1“ eingesetzt und wie folgt konfiguriert:

- **Bildfrequenz:** 30000 fps
- **Belichtungszeit:** 1/30000 s
- **Bildausschnitt:** 448x348 Pixel

Die Kamera auf dem Bildausschnitt (Bild 121) ist für die Aufnahme der Frontseite des Bauteils installiert. Eine zweite Kamera deckt den markierten Bereich der Rückseite ab. Die Abtastrate (Häufigkeit der Umwandlung) bei dieser Versuchsreihe beträgt je nach Versuchsgeschwindigkeit 1 MHz / 2 MHz wodurch jede 1 ms / 0,5 ms ein Signal aufgezeichnet wird. Die Auswertung der lokalen Wegmessung erfolgt mittels der Software ARAMIS.

Versuchsparameter

Für die Wahl geeigneter Versuchsparameter wurde die dynamische Bauteilprüfung mittels FEM-Berechnung mit dem isotropen Materialmodell aus Kapitel 11.2 vorab simuliert. Die nachfolgenden Werte bilden die Rahmenbedingungen für die Durchführung dieser Versuchsreihe.

Position des Aufpralls:

Bild 122a) zeigt das eingespannte Bauteil mit darüber liegendem Stempel der Fallgewichtsanlage. Für den Abstand von der Bauteilmitte bis zur Mitte des Stempels wurden nachfolgend 2

Aufprallpositionen definiert. Der strukturelle Aufbau des Airbaggehäuses weist in Abhängigkeit zur Aufprallposition Unterschiede auf. Zum besseren Verständnis zeigt Bild 122b) die Innen- und Bild 122c) die Außenansicht des Bauteils.

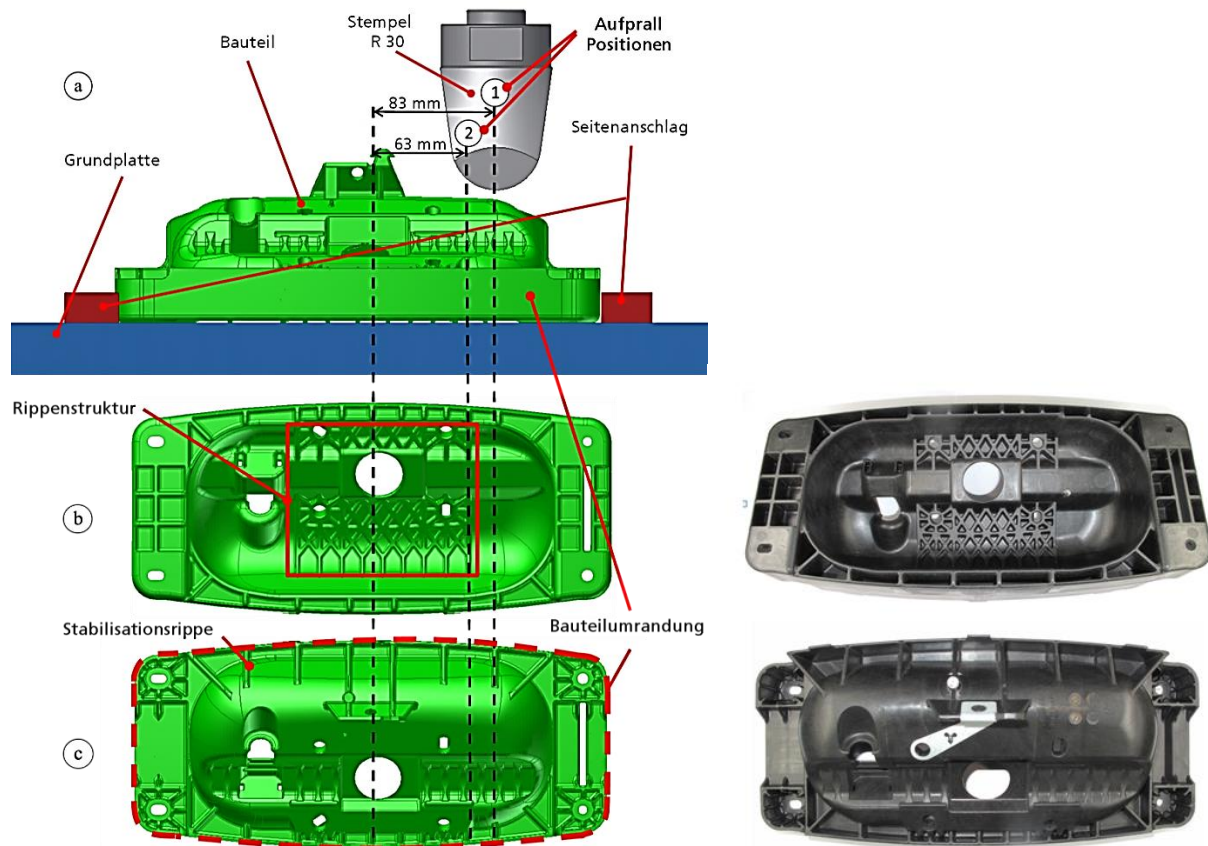


Bild 122: Versuchskonfigurationen des Bauteilversuchs (links). Foto des ungeprüften Bauteils (rechts). a) Seitenansicht des Versuchsaufbaus, b) Innenansicht Bauteil, c) Außenansicht Bauteil von oben.

Position 1 (äußere Stempelposition):

83 mm aus der Bauteilmitte versetzt. In diesem Bereich weist das Bauteil auf der Rückseite der Aufprallfläche keine versteifende Rippenstruktur auf.

Position 2 (innere Stempelposition):

63 mm aus der Bauteilmitte versetzt. Diese Aufprallposition weist im Gegensatz zu Position 1 eine versteifende Rippenstruktur am innenliegenden Rückseitenbereich auf.

Eindringtiefe:

Die Eindringtiefe beträgt für einen Vorversuch 18 mm sowie in den restlichen Versuchen jeweils 38 mm. Der Vorversuch mit 18 mm wird durchgeführt, da die zu erwartenden Schädigungen gering sind und eine gute Vergleichsbasis für die Analyse der Schadensbilder der weiteren Versuche bildet.

Aufprallgeschwindigkeit:

Zum Zeitpunkt des Stempelaufpralls auf das Bauteil wird die Finne des Fallwerks eine Geschwindigkeit von 2 m s^{-1} beziehungsweise 6 m s^{-1} betragen.

13.2 Ergebnisse

Vergleich der Kraft/Weg Kurven

Position 1 (äußere Stempelposition):

Bild 123 zeigt die ermittelten Kraft-Weg-Verläufe der dynamischen Bauteilprüfung von Position 1 bei einer Stempelaufprallgeschwindigkeit von 2 m s^{-1} . Die Eindringtiefen dieser Versuche betragen bei Bauteil 7 18 mm sowie bei Bauteil 5 und 6 38 mm. Der Kurvenverlauf bis zum Kraftmaximum zeigt bei allen drei dynamischen Bauteilprüfungen eine gute Reproduzierbarkeit. Darüber hinaus weist der Anfangsbereich von 0 mm bis 6 mm Eindringtiefe einen identischen Verlauf der Kraft-Weg-Kurven auf. Die minimalen Schwankungen sind auf Schädigungen der Bauteilstruktur sowie Schwingungen im Kraftsignal zurückzuführen. Die erreichten Kraftmaxima liegen im Bereich von 13,6 kN bis 14 kN. Der weitere Kraftverlauf von Bauteil 5 und 6 bis zum Erreichen der maximalen Eindringtiefe ist gekennzeichnet durch einen nicht linearen schwankenden Verlauf. Die Werte für die Kraft erreichen in diesem Bereich zwei Peaks.

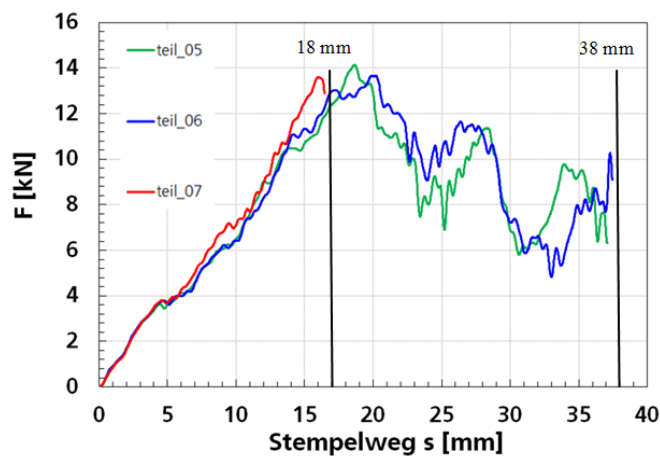


Bild 123: Kraft-Weg-Kurven Position 1 (äußere Stempelposition) bei 2 m s^{-1}

Eine weitere Versuchsreihe der dynamischen Bauteilprüfung von Position 1 wurde bei einer Prüfgeschwindigkeit von 6 m s^{-1} durchgeführt. Bild 124 zeigt den Vergleich beider Kraft-Stempelweg-Kurvenverläufe für die Geschwindigkeiten von 2 m s^{-1} und 6 m s^{-1} . Die Gegenüberstellung der Kraft-Weg-Kurven von 2 m s^{-1} und 6 m s^{-1} zeigt gleiches Anfangssteigungsverhalten. Durch die Erhöhung der Geschwindigkeit werden bei den Versuchen mit 6 m s^{-1} höhere maximale Lasten bei größeren Eindringtiefen erreicht. Die Ergebnisse zeigen eine Dehnratenabhängigkeit des Bauteils. Darüber hinaus wird eine starke Zunahme der Kraftsignalschwingungen, aufgrund dynamischer Effekte beobachtet.

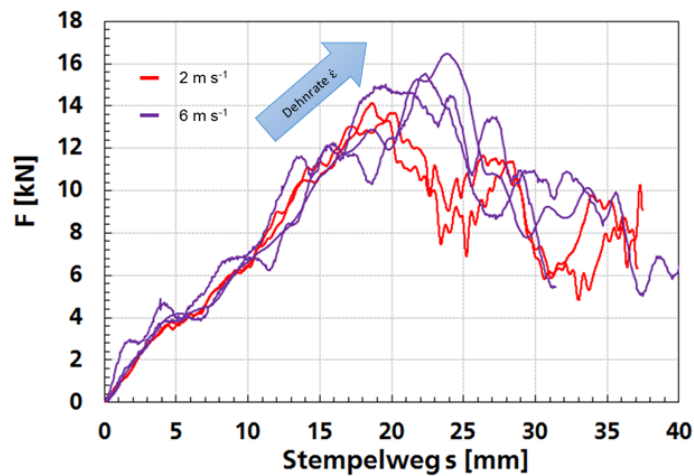


Bild 124: Vergleich Kraft-Weg-Kurven Position 1 (äußere Stempelposition) bei 2 m s^{-1} und 6 m s^{-1}

Bild 125 zeigt die Kennwerte der Maximalkraft sowie der Eindringtiefen aufgetragen über den nominellen Prüfgeschwindigkeiten von 2 m s^{-1} und 6 m s^{-1} . Die Streuungen von F_{max} sind sowohl bei 2 m s^{-1} als auch bei 6 m s^{-1} sehr gering. Darüber hinaus ist der minimale Wert des Kraftmaximums bei 6 m s^{-1} größer als der maximale Wert bei 2 m s^{-1} . Daraus folgt, dass die Streubereiche sich nicht überlappen und es daher signifikante Unterschiede gibt. Aufgrund dieser Beobachtung kann von einer Abhängigkeit in Bezug auf die Prüfgeschwindigkeit ausgegangen werden, wodurch eine Bewertung der Dehnratenabhängigkeit möglich ist. Die Auswertung des Stempelwegs s bei Kraftmaximum weist sowohl eine Überlappung gemessenen Bereiche als auch größere Streuung der Messwerte auf. Daher ist eine zuverlässige Aussage in Bezug auf die Abhängigkeit der Datenpunkte zur nominellen Prüfgeschwindigkeit und daraus folgend zur Dehnrates nur tendenziell bzw. bedingt möglich.

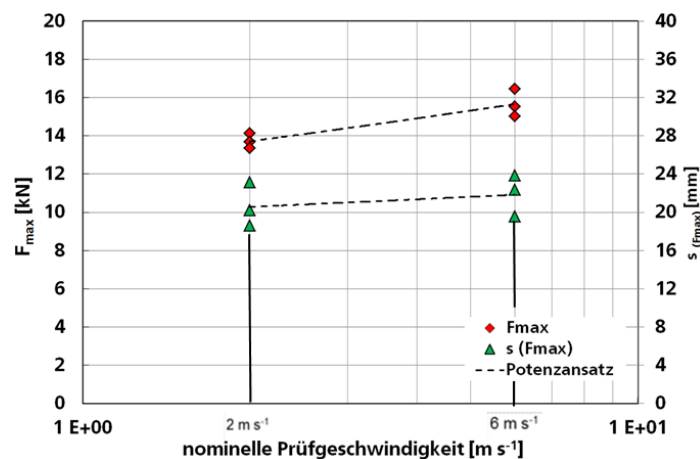


Bild 125: Vergleich Dehnratenabhängigkeit zwischen 2 m s^{-1} und 6 m s^{-1}

Position 2 (innere Stempelposition):

Bild 126 zeigt die ermittelten Kraft-Weg-Verläufe der dynamischen Bauteilprüfung von Position 2 bei einer Prüfgeschwindigkeit des Stempels von 2 m s^{-1} . Die maximale Eindringtiefe dieser Versuche betrug 38 mm . Die Kurvenverläufe der drei Bauteilversuche zeigen eine gute Reproduzierbarkeit, vor allem im Anfangsbereich von 0 mm bis 4 mm Stempelweg. Der Kurvenverlauf bis zum Kraftmaximum weist zwei Abflachungen auf. Die maximal erreichten

Werte für die Kraft liegen zwischen 15,2 kN (Bauteil 10) und 16,1 kN (Bauteil 13). Im Bereich nach dem Kraftmaximum ist ein deutlich abgestufter Lastabfall erkennbar.

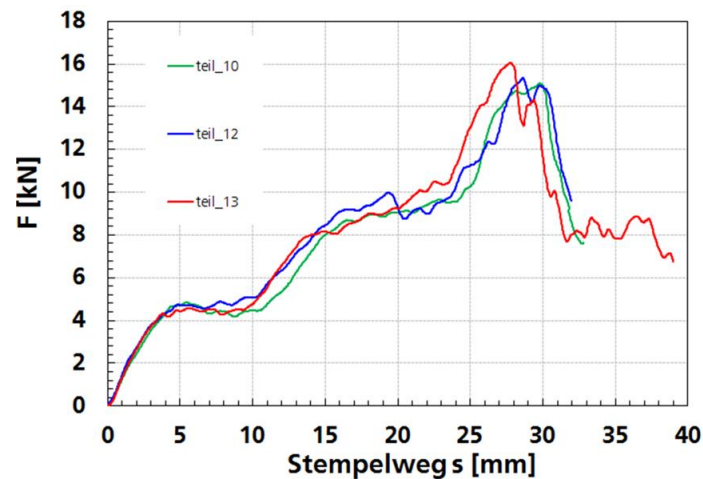


Bild 126: Kraft-Weg-Kurve Position 2 (innere Stempelposition) bei 2 m s⁻¹

Vergleich Position 1 (äußere Stempelposition) und Position 2 (innere Stempelposition)

Bild 127 zeigt zum Vergleich von Position 1 und Position 2 jeweils einen Kraft-Weg-Verlauf bei einer Prüfgeschwindigkeit von 2 m s⁻¹. Der anfängliche Kraftverlauf von Position 2 zeigt eine deutlich höhere Steigung als bei Position 1. Die höhere Anfangssteifigkeit für die Position 2 ist auf die Rippenstruktur an der Bauteilinnenseite des Aufprallbereichs zurückzuführen (siehe Bild 122b). Im weiteren Verlauf flacht die Kraft-Weg-Kurve von Position 2 deutlich ab und befindet sich unterhalb der aus Position 1 resultierenden (gemessenen) Kurve. Der Vergleich der maximalen Kräfte sowie der dazugehörigen Eindringtiefen zeigt eine deutliche Zunahme dieser Werte bei Position 2. Das Kraftmaximum beträgt bei Position 1 14,1 kN nach einem Stempelweg von circa 19 mm, bei Position 2 hingegen 16 kN bei rund 28 mm.

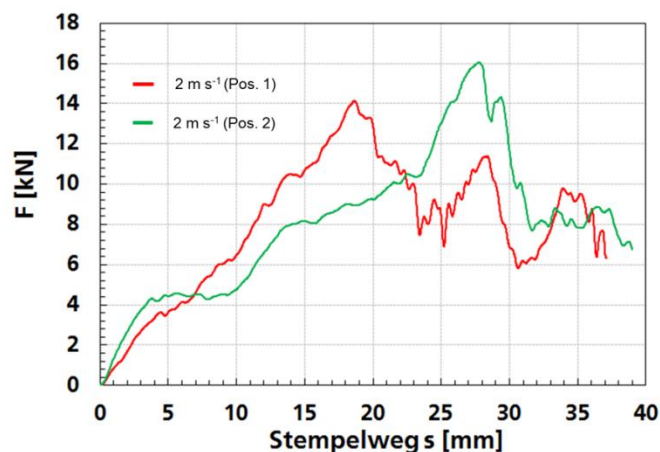


Bild 127: Vergleich der Kraft-Weg-Kurven Position 1, äußere und Position 2, innere Stempelposition bei 2 m s⁻¹

Schadensanalyse

In diesem Abschnitt wird das Fortschreiten der Schädigung im Verlauf eines Versuchs anhand signifikanter Ereignisse auf einer ausgewählten Kraft-Weg-Kurve für Position 1 und Position 2 analysiert. Für die Untersuchung dieser markanten Punkte wurde das Aufzeichnungsmaterial der Hochgeschwindigkeitskamera genutzt und den Messdaten aus der Kraftmessung gegenübergestellt. Für ein besseres Verständnis und zur übersichtlichen Illustration enthalten die jeweiligen Schadensanalysen eine Darstellung der Vorgänge. Die charakteristischen Punkte sind auf der Kraft-Weg-Kurve dieser Grafik markiert. Das dazugehörige Schädigungsereignis wird stichpunktartig erläutert und mit Hilfe einer Einzelaufnahme aus der Videosequenz der Hochgeschwindigkeitskamera visualisiert. Abschließend werden die Untersuchungsergebnisse aus der Schadensanalyse detailliert beschrieben.

Position 1 (äußere Stempelposition)

Die Schadensanalyse von Position 1 wurde durch die Untersuchung des Kraft-Weg-Verlaufs von Bauteil 5 durchgeführt. Bild 128 zeigt die drei ermittelten und analysierten markanten Punkte.

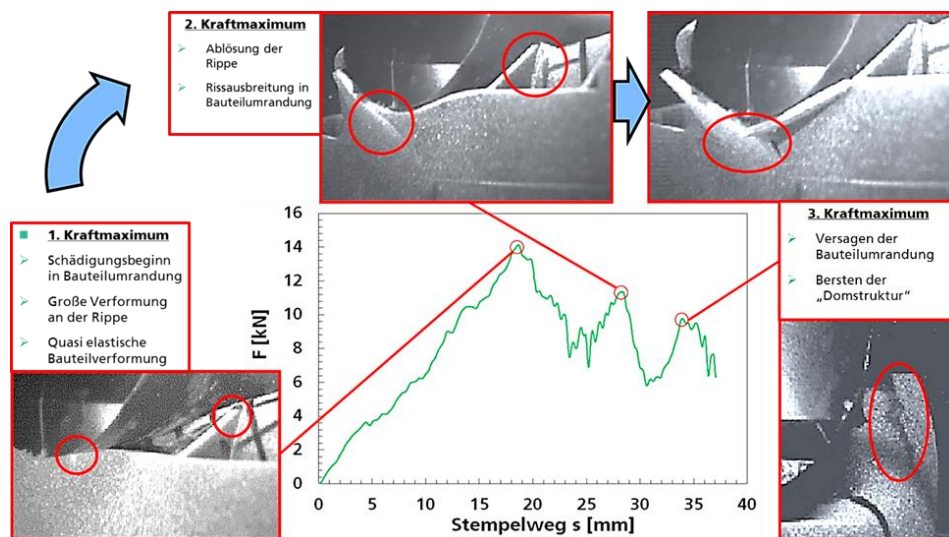


Bild 128: Übersicht des Schädigungsfortgangs an Stempelposition 1 (äußere Stempelposition).

Position 2 (innere Stempelposition)

Die Schadensanalyse von Position 2 wurde durch die Untersuchung des Kraft-Weg-Verlaufs von Bauteil 12 durchgeführt. Der Grund für die Betrachtung des Schädigungsfortschritts von Bauteilen, welche unter Position 2 geprüft wurden, ist, dass die Verläufe der Kraft-Weg-Kurven deutliche Unterschiede aufweisen. Bild 129 zeigt die fünf analysierten markanten Schädigungsereignisse.

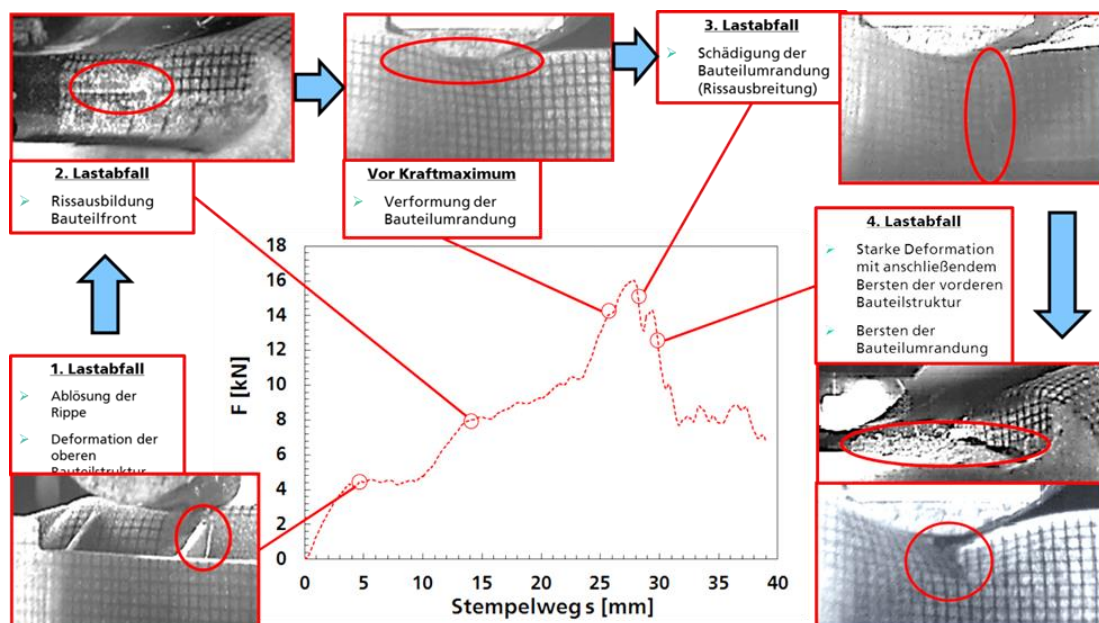


Bild 129: Übersicht des Schädigungsfortgangs an Stempelposition 2 (innere Stempelposition).

Schadensdokumentation

Das Ausmaß der Schädigung ist im folgenden Abschnitt anhand der Bilder der fragmentierten Bauteile dokumentiert und dient dem Vergleich zwischen Simulation und Experiment. Die Bilderserien bestehen jeweils aus vier Aufnahmen (1x Innenansicht, 3x Außenansicht).

Position 1 (äußere Stempelposition)

Bild 130 zeigt die Bruchbilder von Bauteil 7. Diese weisen aufgrund der kleinsten Eindringtiefe von 18 mm das geringste Schadensausmaß auf. Der Außen- und Innenbereich der Bauteilstruktur ist von vielen Rissen unterschiedlicher Größe durchzogen. Der Aufprallbereich der Finne ist geprägt durch einige größere Risse sowie leichten Deformationen, welche lokal zu Faser- und Matrixbrüchen führten. Das Schadensausmaß von Bauteil 5 (Bild 132) ist ausgeprägter. Die Rückseite (Bauteilumrandung) weist starke Deformationen und einen bis zur Bauteilunterseite führenden Riss auf. Auf der Bauteiloberseite sind zwei große Fragmente zu sehen, die nur noch partiell mit der Struktur des restlichen Bauteils verbunden sind. Bauteil 14 (Bild 132) wurde im Aufprallbereich des Stempels großflächig beschädigt. Die hohe Aufprallgeschwindigkeit von 6 m s⁻¹ führte auf der Bauteiloberseite zum Wegbrechen mehrerer Strukturteile. Vorder- und Rückseite des Bauteils wurden sehr stark deformiert und weisen einige ausgeprägte Brüche auf.

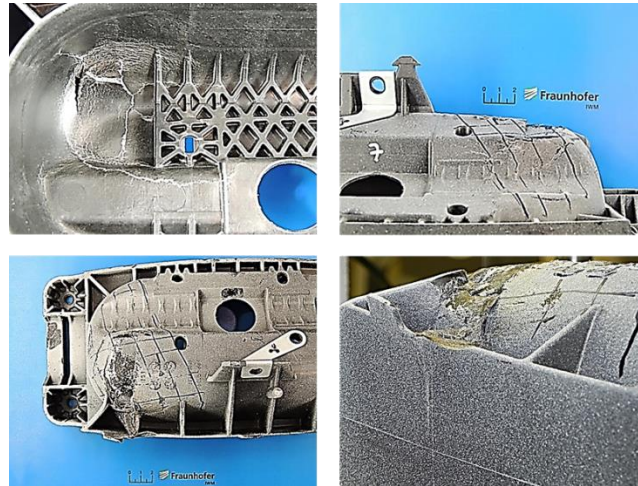


Bild 130: Bruchbilder Position 1 (äußere Stempelposition) bei 2 m s-1, Eindringtiefe: 18 mm (Bauteil 7)

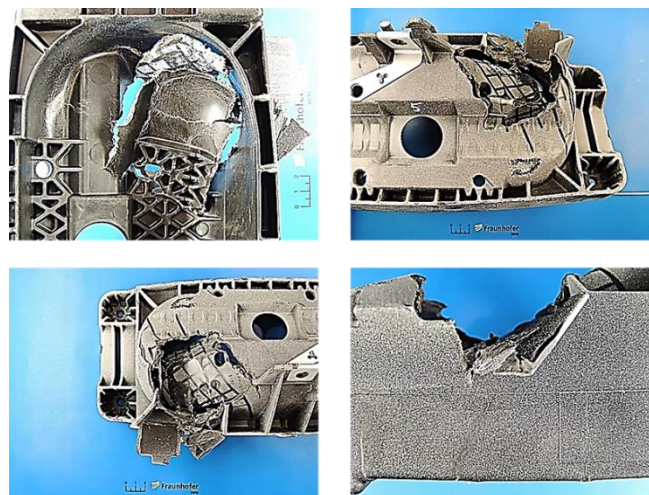


Bild 131: Bruchbilder Position 1 (äußere Stempelposition) bei 2 m s-1, Eindringtiefe: 38 mm (Bauteil 5)

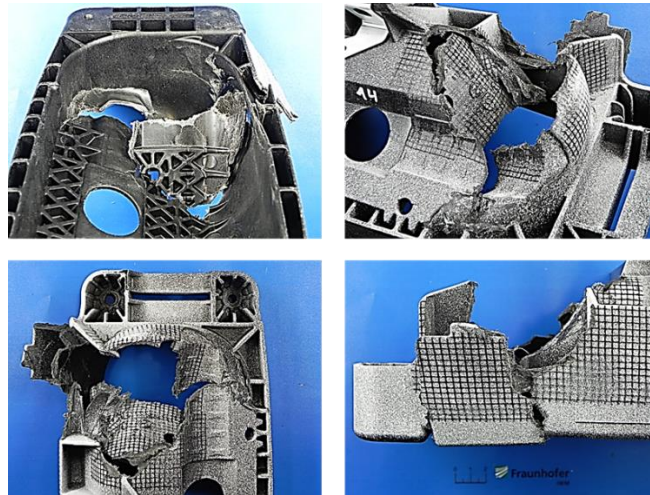


Bild 132: Bruchbilder Position 1 (äußere Stempelposition) bei 6 m s⁻¹, Eindringtiefe: 38 mm (Bauteil 14).

Position 2 (innere Stempelposition)

Die Schädigungen an Bauteil 13 (Bild 133) weisen starke Fragmentierungen auf. Durch die versetzte Aufprallposition ist die Bauteiloberseite entlang der Rippenstruktur geborsten. Der Vergleich für eine Aufprallgeschwindigkeit von 2 m s⁻¹ mit Position 1, zeigt eine stärkere Schädigung der Rückseite. Geprägt ist das Schadensausmaß an der Bauteilumrandung von erheblichen Deformationen des oberen Bereichs und einem deutlich sichtbaren Riss bis zur Bauteilunterseite.

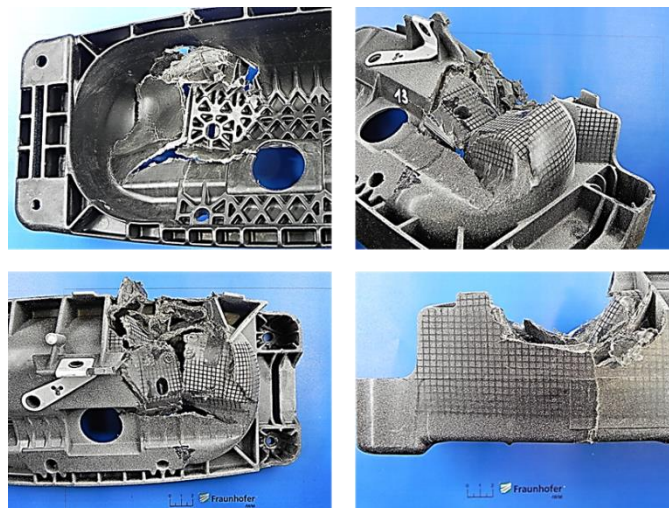


Bild 133: Bruchbilder Position 2 (innere Stempelposition) bei 2 m s⁻¹, Eindringtiefe: 38 mm (Bauteil 13)

Rissausbreitung

Bild 134 zeigt die Rissbildung bzw. -ausbreitung bei der dynamischen Bauteilprüfung an Position 1 mit zunehmender Geschwindigkeit und Eindringtiefe. Im linken Bild (Bild 134a) ist ein repräsentativer Riss auf der Bauteiloberseite bei einer Geschwindigkeit von 2 m s⁻¹ und einer Eindringtiefe von 18 mm gut zu erkennen. Die Erhöhung der Eindringtiefe auf 38 mm bewirkt eine

Ausbreitung des Risses entlang der Bauteilvorderseite (Bild 134b). Die dritte Aufnahme zeigt die Rissbildung und das Bersten in Richtung der vorderen Bauteilumrandung bei einer Erhöhung der Prüfgeschwindigkeit auf 6 m s^{-1} .

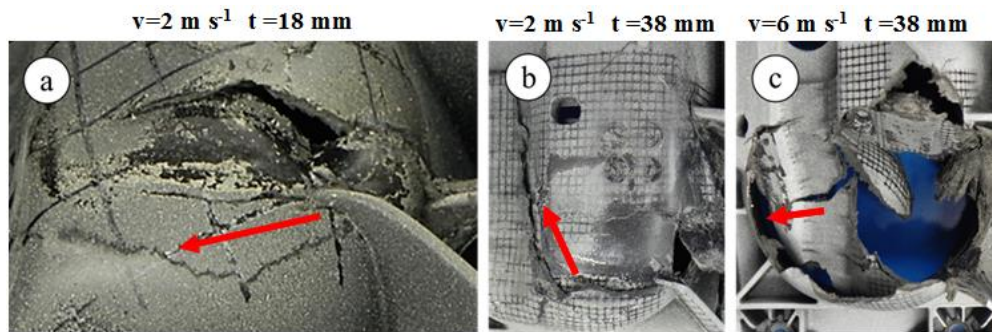


Bild 134: Bruchverlauf mit zunehmender Geschwindigkeit und Eindringtiefe (Draufsicht).

Die Bild 135 a), b) und c) zeigen die Rissbildung und –ausbreitung an der Position 1 bei dynamischer Bauteilprüfung mit unterschiedlichen Geschwindigkeiten und Eindringtiefen aus der Innenansicht. Die markierten Bereiche weisen auf Rissverzweigungen hin, die mit zunehmender Geschwindigkeit und Eindringtiefe wiedererkennbar sind. Darüber hinaus können die Schädigungen der Außenansicht jenen in der Innenansicht zugeordnet werden und sind darüber hinaus nachverfolgbar.

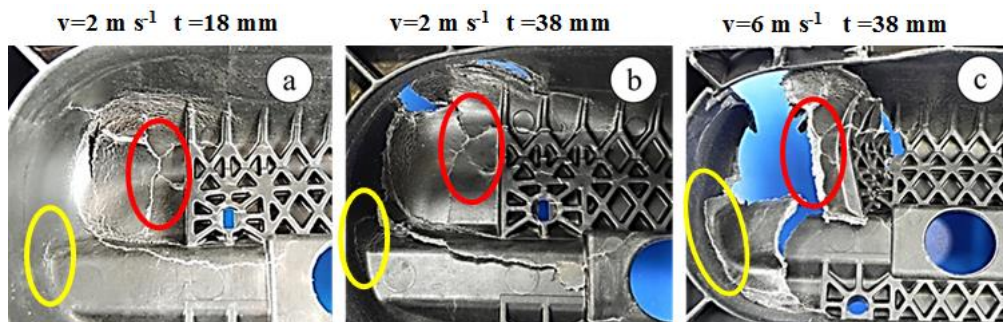


Bild 135: Bruchverlauf mit zunehmender Geschwindigkeit und Eindringtiefe (Innenseite).

14 Crashesimulation des Airbaggehäuses

Die durchgeführten Bauteilversuche werden zur Validierung mit Hilfe der entwickelten Methode nachsimuliert. Dabei kommen sowohl das neue anisotrope Materialmodell mit Berücksichtigung der Faserorientierungen und Faservolumenkonzentrationen aus der Formfüllsimulation, als auch das kalibrierte isotrope Materialmodell zur Anwendung. An unterschiedlichen FE-Modellen werden die Einflüsse von Materialmodell und Diskretisierung gegenübergestellt und analysiert.

14.1 FE-Modelle

Für die Crashesimulation des Airbaggehäuses werden FE-Modelle mit drei unterschiedlichen Diskretisierungen (Bild 136) erstellt. Dabei ist zu erwarten, dass bei einer sehr feinen genauen Diskretisierung mit Tetraeder-Elementen die lokalen Heterogenitäten am besten berücksichtigt werden können und somit das beste Simulationsergebnis erzielt wird. Ein gröberes zweites Tetraeder-Netz vereinfacht nicht nur die Geometrie, es stehen zudem weniger lokale Informationen aus der Spritzgussimulation zur Verfügung. Somit wird zum Beispiel die Faserorientierungsverteilung über die Dicke auf lediglich zwei Elementen gemittelt.

Ein Schalenmodell, wie es in der Crashesimulation am häufigsten zur Anwendung kommt, wird ebenfalls mit beiden Materialmodellen simuliert. Auch wenn hierbei die Faserorientierungsverteilung über maximal 7 Gauß-Punkte in Dickenrichtung und 4 in der Schalenebene recht gut aufgelöst wird, ist die Geometrie nur noch sehr vereinfacht darstellbar.

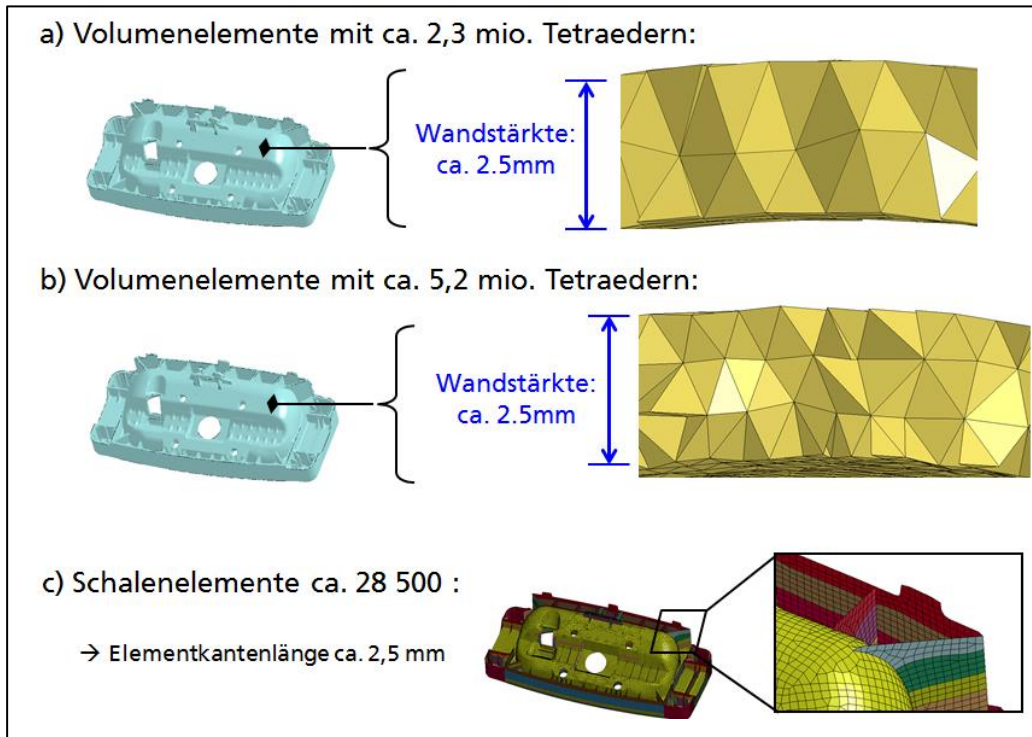


Bild 136: Diskretisierung der FE-Modelle des Bauteils. Unterintegrierte lineare Tetraeder-Volumenelemente (a und b). Voll integrierte lineare Schalenelemente mit 7x4 Integrationspunkten (c).

14.2 Äußere Stempelposition (Position 1)

Die berechneten Kraft-Weg-Kurven mit den drei FEM-Modellen und den zwei Materialmodellen für die äußere Stempelposition (Position 1) sind in Bild 137 gegenübergestellt. Die darunter gezeigten Kurven stellen die Wegintegrale der Kraftverläufe als Funktion des Stempelbewegung dar und zeigen somit die Energieaufnahme dieser Crashbelastung. Wie zu erwarten wird mit der feinsten Diskretisierung und dem Usermodell, das die Faserorientierungsverteilung berücksichtigt, die beste Übereinstimmung gegenüber den Versuchen erzielt. Das grobe Tetraeder Netz (2 Elemente über Wanddicke) überschätzt die Kraft im Nachbruchverhalten für beide Materialmodelle. Mit der Schalenformulierung wird die Kraft stark unterschätzt.

Die Anfangssteifigkeiten und die Versagensinitiierung werden im Usermodell leicht überschätzt. Dafür zeigt dieses Modell jedoch eine gute Approximation des Nachbruchverhaltens. Im Gegensatz dazu wird beim isotropen Materialmodell zwar die Rissinitiierung auf der Kraft-Weg-Kurve gut abgebildet, jedoch ist die Übereinstimmung im weiteren Verlauf schlechter, was in der deutlich geringeren Energieaufnahme erkennbar ist.

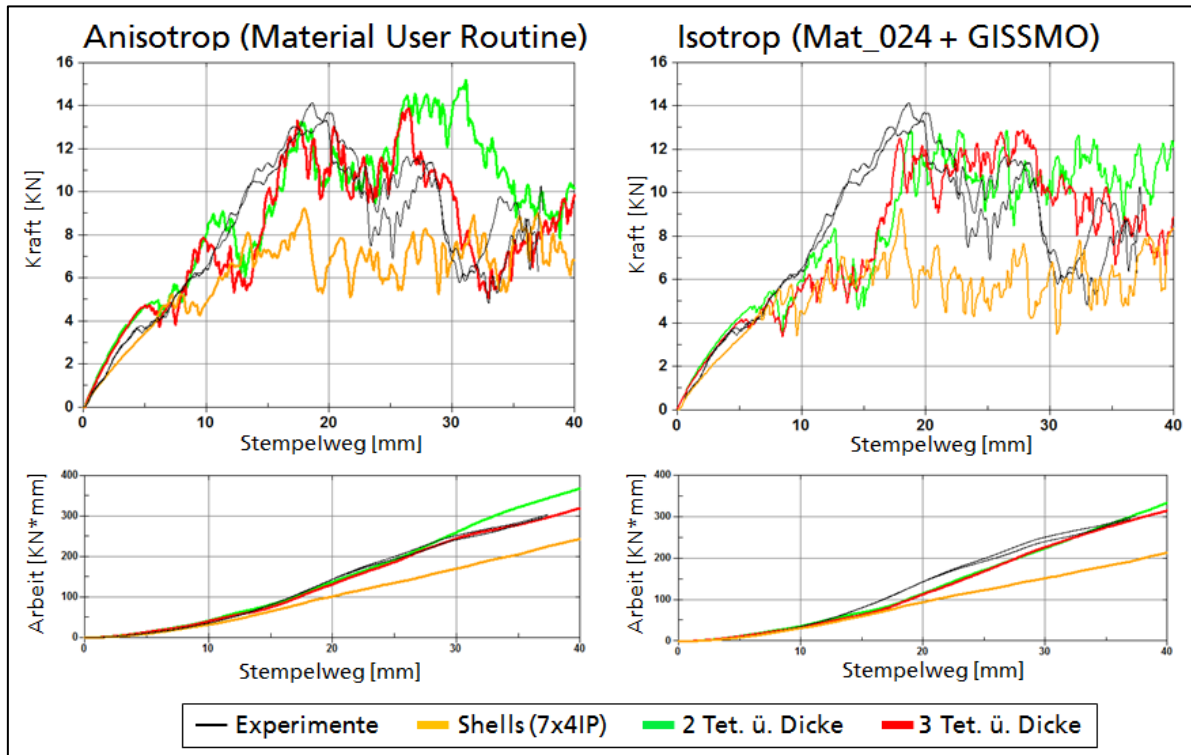


Bild 137: Oben: Kraft-Weg-Kurven aus den Simulation der 3 FE-Modelle des entwickelten anisotropen Materialmodells mit Berücksichtigung der Faserorientierungsverteilung (links) und des isotropen Materialmodells (rechts) verglichen mit den experimentellen Versuchen. Unten: Integral der Kraft-Weg-Kurven zum Vergleich der Crash-Energie-Aufnahme.

14.2.1 Rissbildanalyse

Im Folgenden werden die Simulationsergebnisse den Versuchen an der äußeren Stempelposition 1 gegenübergestellt und die Versagensbilder visuell verglichen. Es werden die Versagensbilder der Versuche für einen Stempelweg 18mm und 38mm herangezogen.

Volumenelemente

In der Simulation des Versuchs zeigt sich für einen Stempelweg von 18mm (Bild 138) ein erster offener Riss an der Außenseite der Domstruktur des Bauteils, welcher ebenfalls im Experiment zu beobachten ist. Zudem sind weitere Anrisse erkennbar. Alle vier Simulationsergebnisse (anisotropes Usermaterialmodell und isotropes Materialmodell mit je zwei verschiedenen Tetraeder Netzen) zeigen deutliches Versagen mit großen Rissen durch die komplette Wanddicke. Die Übereinstimmungen können bei allen Modellen in gleicher Weise gut beurteilt werden.

Bei einem Stempelweg von 38mm (Bild 139) hat sich im Experiment ein deutlich erkennbares Bruchstück heraus gelöst. Alle Simulationsergebnisse zeigen deutlich feiner Bruchstücke. Es ist schwer zu beurteilen, welches Modell eine konsistentere Übereinstimmung mit den Experimenten liefert.

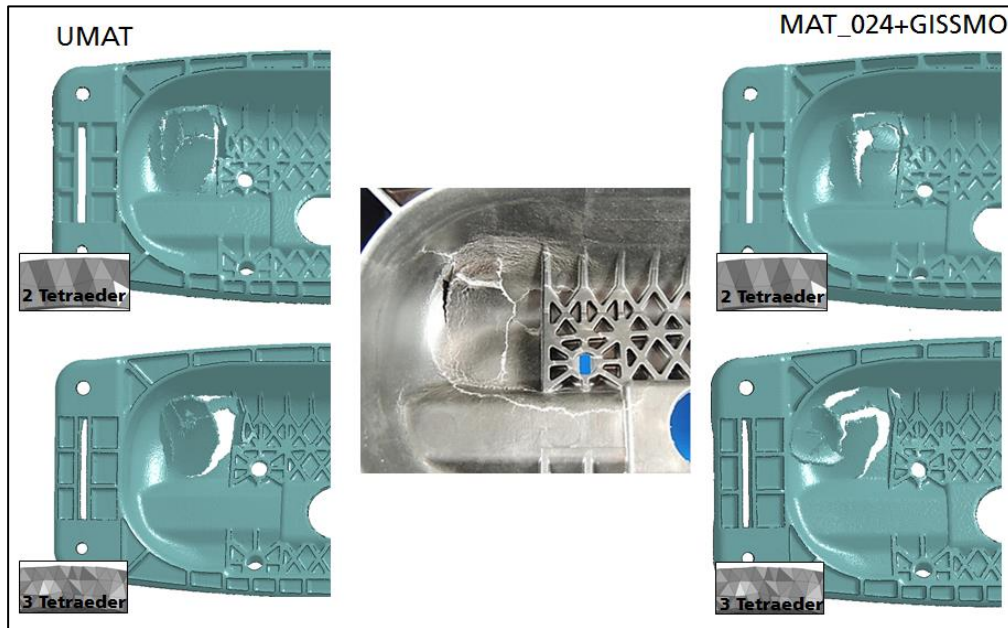


Bild 138: Vergleich der Versagensbilder unter dem Stempel auf Bauteilinnenseite bei einem Stempelweg von 18mm. Simulationsergebnisse mit Tetraeder-Elementen und dem Usermodell (links) sowie dem isotropen Materialmodell (rechts).

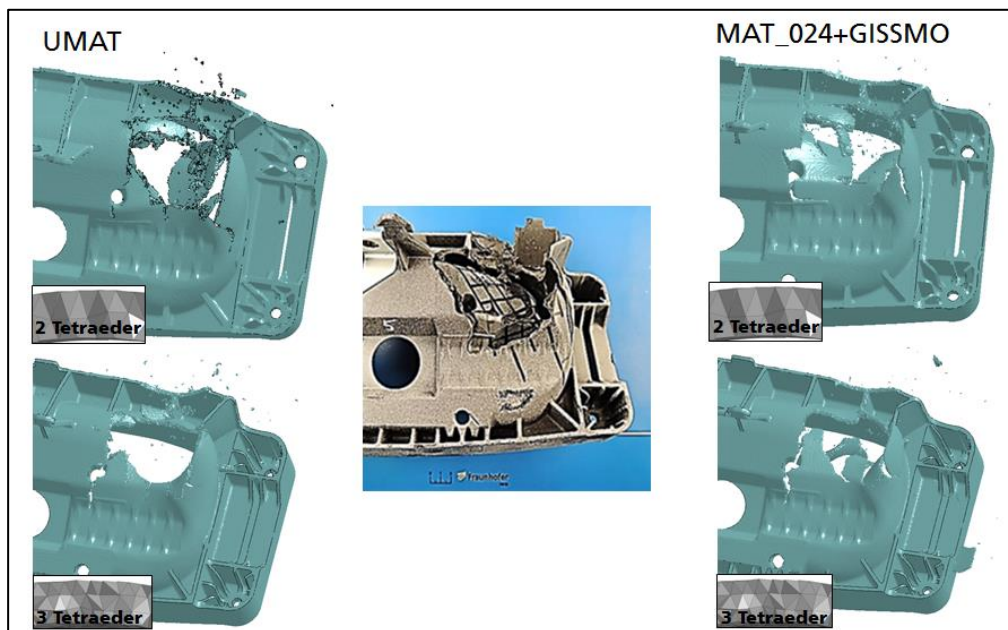


Bild 139: Vergleich der Versagensbilder unter dem Stempel auf der Außenseite des Bauteils bei einem Stempelweg von 38mm. Simulationsergebnisse mit Tetraeder-Elementen und dem Usermodell (links) sowie dem isotropen Materialmodell (rechts).

Schalenelemente

In Bild 140 sind die Experimente beider Stempelwege (18mm und 38mm) im Vergleich zu den Simulationsergebnissen beider Materialmodelle unter Verwendung von Schalenelementen dargestellt. Wiederum ist eine gute Übereinstimmung bei der Rissinitiierung mit beiden Modellen zu erkennen. Im weiteren Versagensverlauf ist die Beurteilung hinsichtlich eines zu präferenzierenden Materialmodells schwierig einzuschätzen.

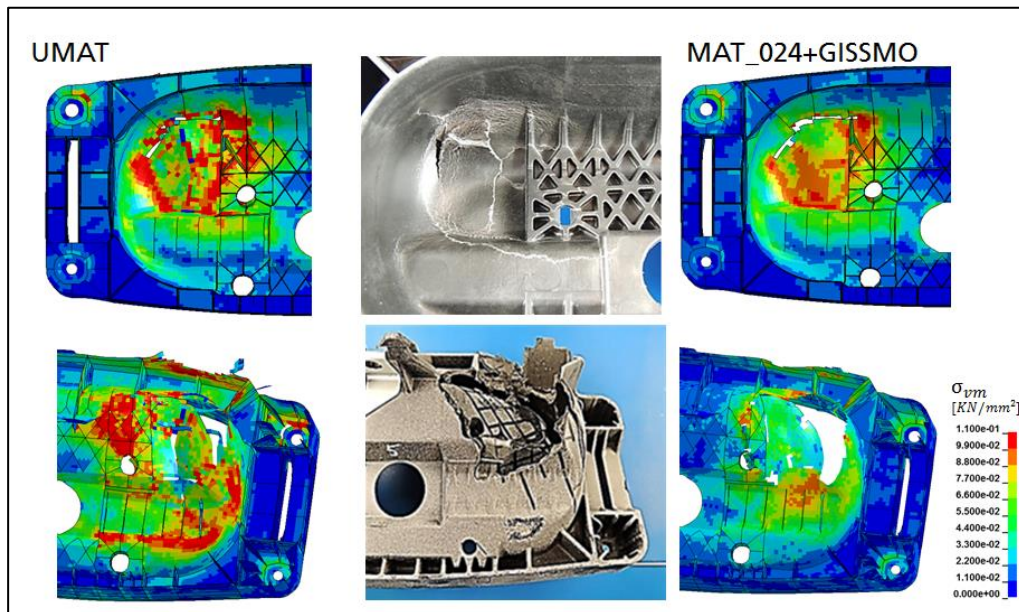


Bild 140: Vergleich der Versagensbilder unter dem Stempel. Innenseite des Bauteils bei einem Stempelweg von 18mm (oben). Außenseite des Bauteils bei einem Stempelweg von 38mm (unten). Simulationsergebnisse mit Schalenelementen und dem Usermaterialmodell (links) sowie dem isotropen Materialmodell (rechts).

14.2.2 Variation der Kontaktformulierung

Da im Bauteilversuch ein signifikanter Anteil des Materials fragmentiert ist, wurden zusätzliche rechenaufwendigere Kontaktformulierungen getestet und in der Simulation mit beiden Materialmodellen verglichen. Die rechenaufwendigere Kontaktformulierung „AUTOMATIC_SINGLE_SURFACE“ in LS-DYNA beinhaltet den Kontakt des Bauteils mit sich selbst. Dadurch konnte ein marginal besseres Ergebnis erzielt werden (Bild 141). Die Rechnungen mit dem feinen Tetraeder Netz wurden aufgrund der langen Rechenzeiten nicht vollständig durchgeführt.

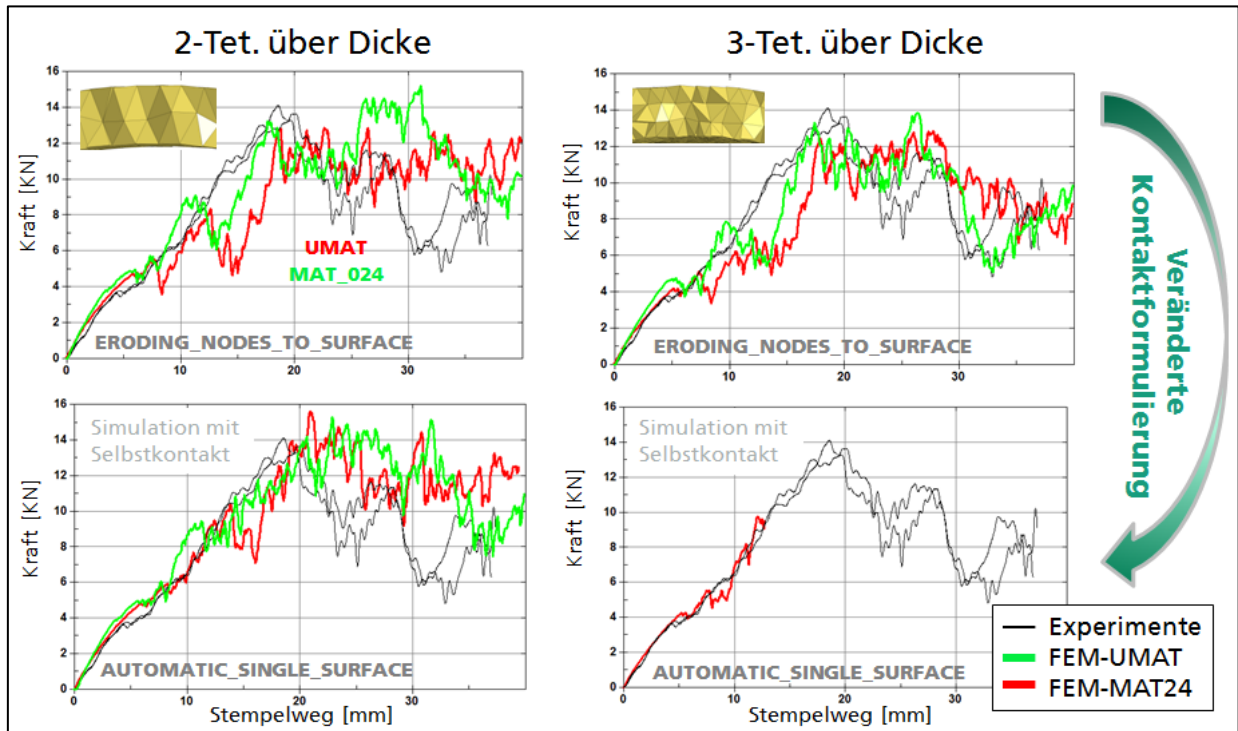


Bild 141: Variation der Kontaktformulierung bei der Simulation mit Tetraederelementen.

14.3 Innere Stempelposition (Position 2)

Analog zu Abschnitt 14.2 werden die Simulationsergebnisse den Experimenten an der inneren Stempelposition (Position 2) gegenübergestellt. Die Kraft-Weg-Kurven der drei unterschiedlichen Diskretisierungen und beider Materialmodelle sind in Bild 142 dargestellt. Vergleicht man die Materialmodelle untereinander sieht man in den integrierten Kraft-Weg-Verläufen ein deutlich besseres Energieabsorptionsvermögen beim Crash unter Verwendung des Usermaterialmodells, das die Faserorientierungsverteilung mitberücksichtigt (Bild 142 links). Allerdings wird die Kraft anfangs leicht überschätzt.

Bezogen auf die Diskretisierung zeigt, wie auch bei der Stempelposition 1, das Schalenmodell die die größte Abweichung zum Experiment. Es ist zu beobachten, dass nicht mit dem feinsten Tetraeder-Netz, sondern mit dem gröberen Tetraeder-Netz unter Verwendung des Usermaterialmodells das beste Simulationsergebnis erzielt wird. Daher ist zu vermuten, dass in diesem Lastfall das steifere Verhalten der gröberen Diskretisierung ausschlaggebend ist und sich deutlicher als in dem anderen Lastfall (Abschnitt 14.2) bemerkbar macht.

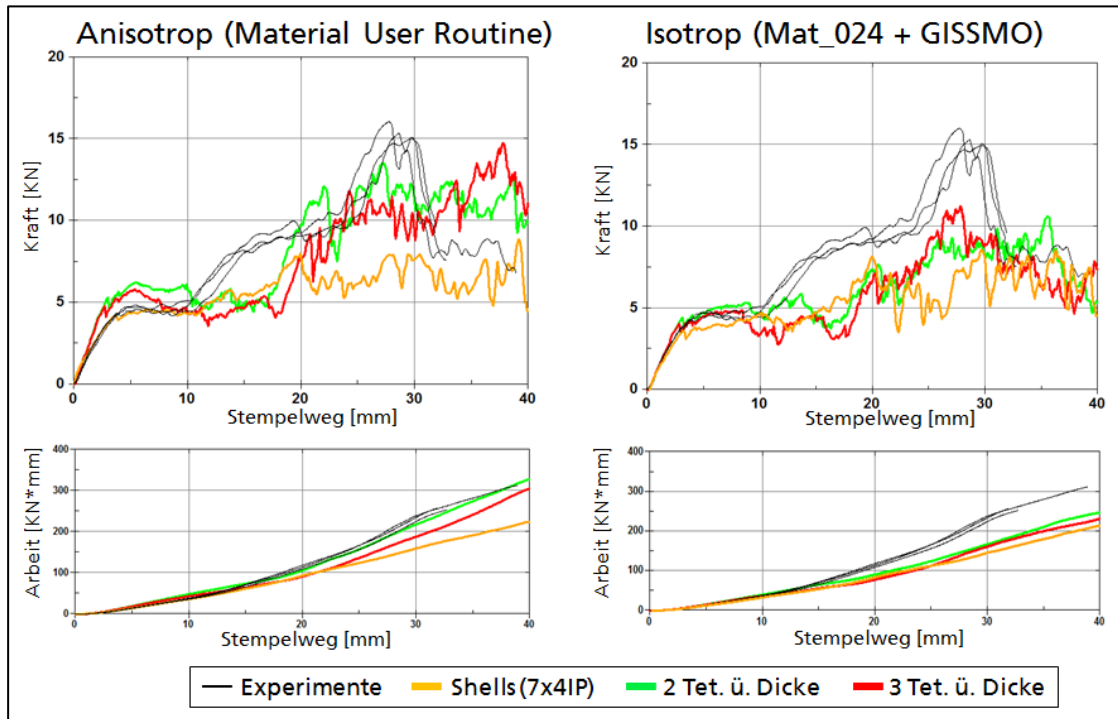


Bild 142: Oben: Kraft-Weg-Kurven aus den Simulation der 3 FE-Modelle des entwickelten anisotropen Materialmodells mit Berücksichtigung der Faserorientierungsverteilung (links) und des isotropen Materialmodells (rechts) verglichen mit den experimentellen Versuchen. Unten: Integral der Kraft-Weg-Kurven zum Vergleich der Crash-Energie-Aufnahme.

14.3.1 Rissbildanalyse

Eine anhand der Rissbilder adäquate Beurteilung der Materialmodelle im Vergleich zu den Experimenten ist auch in diesem Lastfall schwierig. Nachfolgende Bilder zeigen die Simulationen mit unterschiedlichen Diskretisierungen und den beiden Materialmodellen im Vergleich zu den Experimenten.

Volumenelemente

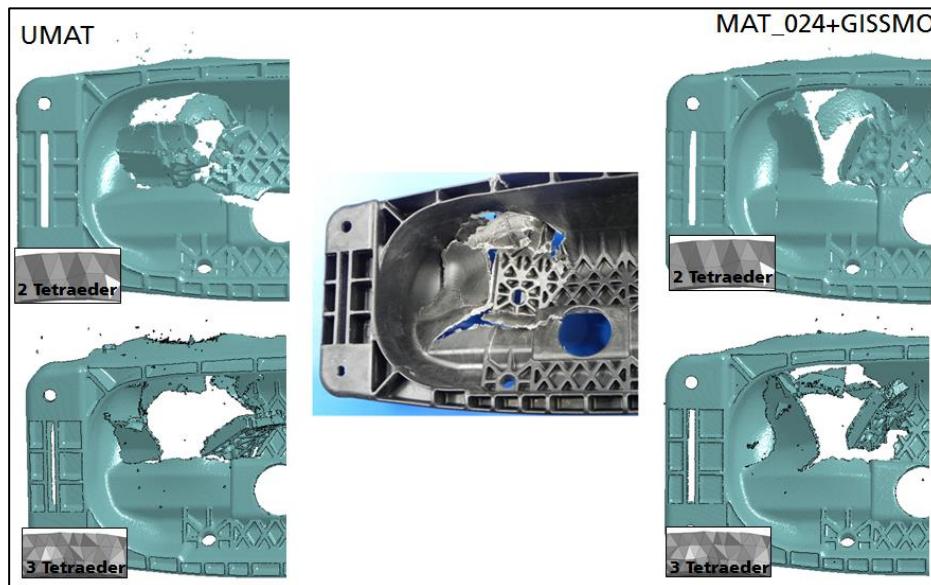


Bild 143: Vergleich der Versagensbilder unter dem Stempel auf Bauteilinnenseite bei einem Stempelweg von 38mm. Simulationsergebnisse mit Tetraeder-Elementen und dem Usermodell (links) sowie dem isotropen Materialmodell (rechts).

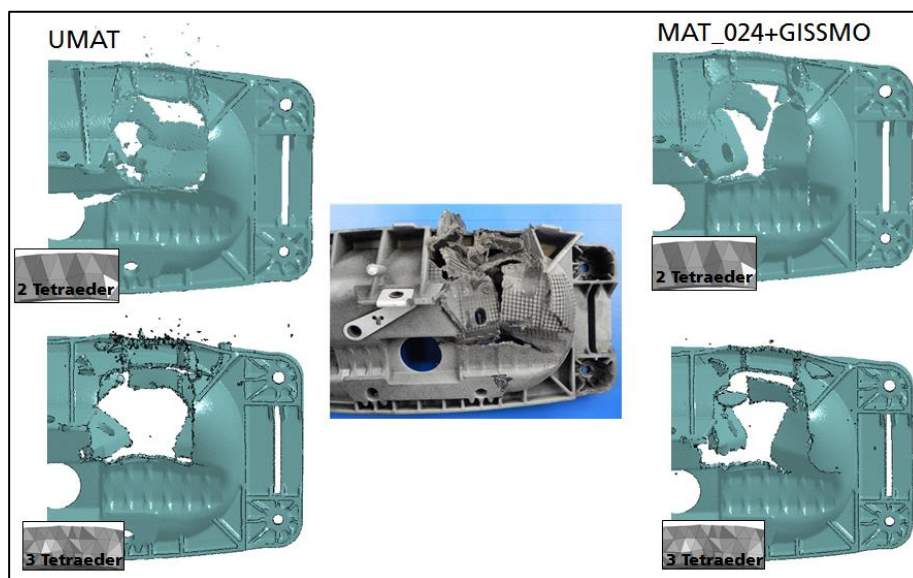


Bild 144: Vergleich der Versagensbilder unter dem Stempel auf Bauteilaußenseite bei einem Stempelweg von 38mm. Simulationsergebnisse mit Tetraeder-Elementen und dem Usermodell (links) sowie dem isotropen Materialmodell (rechts).

Schalenelemente

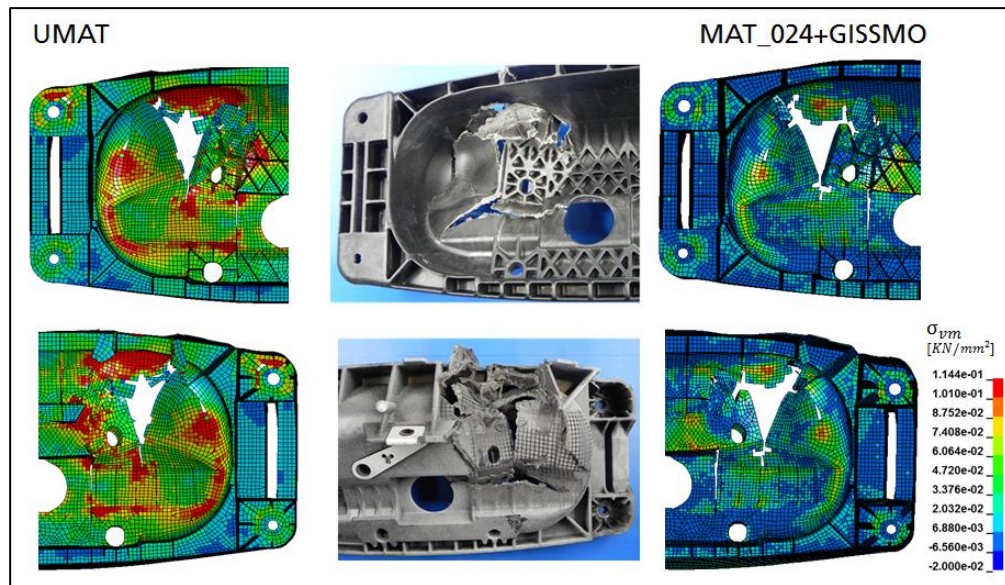


Bild 145: Vergleich der Versagensbilder unter dem Stempel bei einem Stempelweg von 38mm auf der Innenseite des Bauteils (oben) und der Außenseite des Bauteils (unten). Simulationsergebnisse mit Schalen-Elementen und dem Usermaterialmodell (links) sowie dem isotropen Materialmodell (rechts).

14.3.2 Variation der Kontaktformulierung

Analog zum Abschnitt 14.2.2 wurde auch in diesem Lastfall die rechenaufwendigere Kontaktformulierung „AUTOMATIC_SINGLE_SURFACE“ getestet. Auch für diesen Lastfall ist ein marginal besseres Ergebnis erreichbar (Bild 146). Die Rechnungen mit dem feinen Tetraedernetz waren aufgrund der langen Rechenzeiten leider nicht vollständig durchführbar.

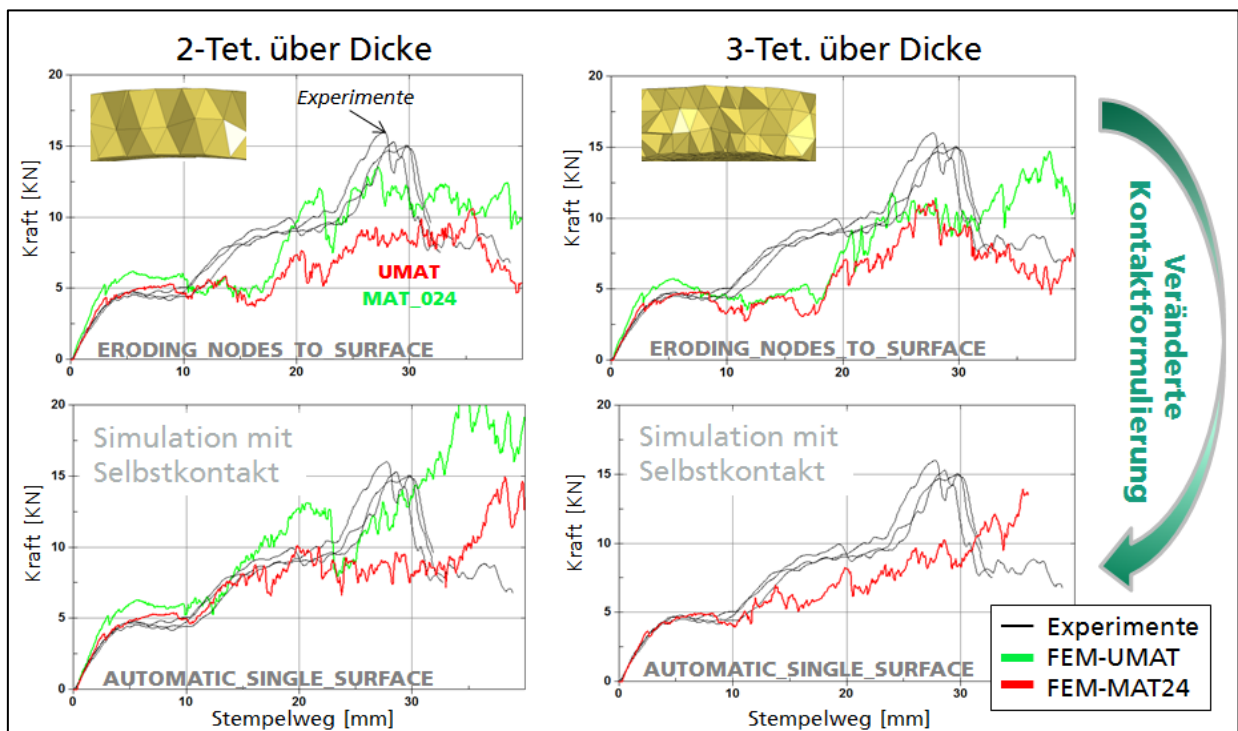


Bild 146: Variation der Kontaktformulierung bei der Simulation mit Tetraederelementen.

14.4 Diskussion der Bauteilsimulationsergebnisse

Es wurden zwei Bauteilversuche mit jeweils drei FE-Modellen und zwei unterschiedlichen Materialformulierungen simuliert, wobei ein isotropes und ein anisotropes Modell verwendet wurde, wobei letzteres die lokale Faserorientierungsverteilung berücksichtigt. Grundsätzlich zeigen alle Simulationsergebnisse akzeptable Übereinstimmungen mit den Experimenten.

Die vergleichsweise guten Ergebnisse des isotropen Materialmodells sind auf die Anpassung im oberen Festigkeitsbereich der orientierungsabhängigen Streuung des Werkstoffs zurückzuführen und wurden im Abschnitt 11.4 ausführlich diskutiert. Die Problematik in der isotropen Anpassung ist die Überschätzung der Bauteilfestigkeit an jenen Stellen im Bauteil, wo die Fasern 90° zur Belastung liegen und somit kaum mehr zur Festigkeit beitragen, also lediglich das Matrixmaterial die Werkstoffeigenschaften bestimmt. Auch wenn die Simulationen dieser speziellen Bauteilversuche vergleichsweise gute Übereinstimmungen mit den Experimenten zeigen, bleibt offen, ob nicht andere Lastfälle ein deutlich schlechteres Ergebnis liefern und die Kraft in der Simulation mit dem kalibrierten isotropen Materialmodell überschätzt wird. Somit würde auch das Energieabsorptionsvermögen bei Crash überschätzt werden. Für eine Bauteilauslegung wäre dieses Ergebnis nicht akzeptabel.

Das entwickelte Materialmodell, welches die lokalen Unterschiede in den Steifigkeiten und Festigkeiten aufgrund der Faserorientierungsverteilung berücksichtigt, zeigt in allen Simulationen eine bessere Übereinstimmung für das Energieabsorptionsvermögen bei Crash. Es wird lediglich die Kraft bei Rissinitiierung leicht überschätzt. Auch die Anfangssteigung in dem simulierten Kraftwegsignal ist mit dem Usermaterialmodell geringfügig steiler als in den Experimenten.

Diese Tatsache ist darauf zurück zu führen, dass die als viskoelastisch approximierte Dehnratenabhängigkeit nicht korrekt abgebildet wird. Der komplexe und vom Spannungszustand abhängige Zusammenhang zwischen Dehnratenabhängigkeit und Schädigung sowie der Einfluss der Faserorientierungsverteilung auf das Materialverhalten konnte in diesem umfangreichen Projekt nur annähernd untersucht und deshalb nicht vollständig verstanden werden. Nur eine systematische Trennung der wesentlichen Effekte und experimentelle Untersuchung jedes einzelnen Einflussfaktors kann detaillierten Aufschluss über die Werkstoffmechanismen geben um damit eine korrekte Modellierung des Materialverhaltens zu entwickeln, womit ein besseres Versagensbild simuliert werden kann.

15 Zusammenfassung

Im Vorhaben konnten die notwendigen modelltechnischen Erweiterungen für eine Spritzgussimulation von LFT durchgeführt werden, um eine konsistente Formulierung der gekoppelten Füllsimulation mit der Faserorientierungsdynamik und der Konzentrationsverteilung zu erhalten womit wesentliche Effekte beim LFT-Spritzguss beschreibbar sind. Für dieses System konnte darüber hinaus der wesentliche Modelleinfluss, nämlich die Rheologie, also das verallgemeinerte Viskositätsgesetz, das neben der üblichen Temperatur- und Scherratenabhängigkeit auch über den Faserorientierungstensor und die Faserkonzentration abhängt, analytisch ermittelt werden. Die prototypische Implementierung des Modells in CoRheoS konnte u.a. anhand von lokalen Tomographieaufnahmen validiert werden. Die Komplexität des voll gekoppelten Systems und der damit verbundene Aufwand bei der Berechnung kann gegebenenfalls durch eine geeignete Entkopplung von Füllsimulation, Faserkonzentration und Faserorientierung in zukünftigen Arbeiten untersucht werden.

Für das konsistente und robuste Mapping der erweiterten Ergebnisdaten (lokale Faserkonzentration und Faserorientierungstensor) auf verschiedene FE-Gitter zur nachfolgenden Crashsimulation wurde eine Mappingprozedur entwickelt und realisiert.

Des Weiteren wurde ein Materialmodell entwickelt und im FE-Code LS-DYNA implementiert, das die lokalen Faserorientierungsverteilungen und Faservolumenkonzentrationen berücksichtigt. Die durchgeführten Materialcharakterisierungsversuche unterschiedlicher Belastungsarten für verschiedene crashrelevante Dehnraten wurden mit diesem Usermaterialmodell erfolgreich nachsimuliert. Alle Probensimulationen konnten mit dem entwickelten Materialmodell deutlich besser abgebildet werden als mit dem bisher verwendeten isotropen Materialmodell.

In den Simulationen des Bauteilcrashes zeigten sich nur geringe Unterschiede zwischen dem isotropen Materialmodell und dem neu entwickelten anisotropen Usermaterialmodell, was auf eine ungeeignete Mittelung der anisotropen Kennwerte zurückzuführen ist. Das isotrope Materialmodell überschätzt die Festigkeiten einer Belastung unter 90° zur Faserorientierung erheblich.

Das komplexe Schädigungsverhalten des Werkstoffes konnte in diesem Projekt nur ansatzweise verstanden werden. Somit war es ebenfalls nicht möglich, ein auf Anisotropie erweitertes Schädigungsmodell zu kalibrieren. Erweiterte Untersuchungen zum Schädigungsverhalten in Abhängigkeit von Faserorientierung und Dehnrates sind notwendig um ein besseres Materialverhalten simulieren zu können.

16 Wissenschaftlich-technischer und wirtschaftlicher Nutzen

Die hier entwickelte Methode für die Crashsimulation mit Einbeziehung von inhomogen verteilten lokalen Faserorientierungsverteilungen und Faservolumenkonzentrationen durch die Kopplung zur Spritzgussimulation ermöglicht eine bessere Optimierung von Komponentenverhalten und Fertigungsprozessen. Der Einsatz der in diesem Projekt entwickelten numerischen Methode wird in der Kunststoff- und Automobilindustrie unmittelbar zur deutlichen Verkürzung der Entwicklungsprozesse und Steigerung der Crashesicherheit neuer Komponenten führen. Die Vorhersage von möglichen Streuungen von lokalen Eigenschaften wird einen wesentlichen Beitrag zur Verbesserung der Auslegung von neuen Strukturkomponenten bzgl. Sicherheit und Leichtbau leisten.

Die deutschen Hersteller von spritzgegossenen Faserverbundwerkstoffen und daraus gefertigten Komponenten stehen zunehmend unter einem weltweiten Wettbewerbsdruck. Die Einführung einer neuen Methode zur Entwicklung von maßgeschneiderten Produkten, zur Effizienzsteigerung und Kostenreduzierung ist für die Bewahrung bzw. den Ausbau der bisher führenden Position von substanzieller Bedeutung. Bei der Entwicklung von neuen Fahrzeugen ist die Einhaltung der europäischen Crashkriterien bei der Bewertung diverser Crashtoleranzen erforderlich. Die Anwendung der neuen numerischen Methode einschließlich der Werkstoffmodellierung, Ermittlung von Modellparametern für die Spritzgussimulation und Crashberechnung wird die Qualität der virtuellen Entwicklung, welche für Konstruktion von neuen Fahrzeugen immer wichtiger wird, deutlich verbessern. Davon werden die Dienstleistungsgruppen für Konstruktion und Software stark profitieren.

In Deutschland beschäftigen sich zahlreiche kleine und mittlere Unternehmen mit der Fertigung von Automobilkomponenten aus Kunststoff für Interieur, Fußgängerschutz und Strukturbauteile, die den hohen Anforderungen der Crashesicherheitskriterien genügen müssen und wegen steigenden Anforderungen an Leichtbau, komplexeren Geometrien und neuen Werkstoffvarianten ständig verbessert werden müssen. Wie bereits im Abschnitt 14.4 dargestellt, wird der Einsatz der Simulationsmethode bei diesen Unternehmen zu einer deutlichen Verbesserung von Produktqualität, Fertigungseffizienz, Sicherheitsbewertung und Wettbewerbsfähigkeit führen.

Die Ergebnisse beruhen auf einer Verknüpfung von tiefgehenden Erfahrungen und fundierten Kenntnissen der beiden Institute IWM und ITWM auf verschiedenen Gebieten wie der Materialcharakterisierung bei hochdynamischen Belastungen, der Spritzgussimulation und der numerischen Simulation mit übertragbaren Werkstoffmodellen und deren Verifizierung durch Bauteilversuche.

Die Notwendigkeit der neuen numerischen Methode für die Verbesserung der Fertigungstechnik und die Bewertung der Crashesicherheit ist von vielen kleinen und mittelständigen Unternehmen wie z.B. Dienstleistungsgruppen für Spritzgieß- und Crashsimulation erkannt. Trotzdem können die kleinen und mittleren Unternehmen aus Kosten- und Kapazitätsgründen diese Technik nicht selbst entwickeln und die vor einer Umsetzung in die Praxis notwendigen Erfahrungen sammeln. Die hier entwickelte Methode mit einer definierten Vorgehensweise und die aufgezeigte Nutzung

werden den kleinen und mittleren Unternehmen entscheidend helfen und ihnen einen Wettbewerbsvorteil auch international liefern.

17 Ergebnistransfer

	Zeitraum	Maßnahme	Ziel/Bemerkung
Während der Laufzeit (05/2013-10/2015)	jährlich	Präsentation im AK 27 von VDA/FAT	Fortschrittsbericht, Diskussion, Abstimmung, Festlegungen, Maßnahmen
	halbjährlich	Treffen des projektbegleitenden Ausschusses	Beratung, Fortschrittsbericht, Diskussion, Abstimmung, Festlegungen, Maßnahmen
	05.-09.05.2014	Vortrag auf dem "2nd Seminar on the Mechanics of Multifunctional Materials"	Vermittlung von wissenschaftlichen Kenntnissen, Austausch mit internationalen Experten
	24.-27.06.2014 Merseburg	Vortrag bei dem „14. Problemseminar zum Deformation und Bruchverhalten von Kunststoffen“	Vermittlung von neuen Kenntnissen und numerischen Methoden, Austausch mit internationalen Experten
	27.-29.09.2014 Göteborg	Vortrag bei "14th European Mechanics of Materials Conference"	Vermittlung von neuen Kenntnissen und numerischen Methoden, Austausch mit internationalen Experten
	07.11.2014 Rüsselsheim	Vortrag auf der "Opel Innovation Conference"	Vermittlung von neuen Kenntnissen und numerischen Methoden, Expertenaustausch
	11.-12.12.2014 Bad Herrenalb	Vortrag bei "27th International Workshop Research in Mechanics of Composites"	Vermittlung von neuen Kenntnissen und numerischen Methoden, Darstellung der Anwendung
	21.-22.04.2015 Freiburg	Vortrag bei "CrashMAT 2015", 7. Workshop zum Werkstoff- und Strukturverhalten bei Crashvorgängen	Vermittlung von neuen Kenntnissen und numerischen Methoden, Darstellung der Anwendung
	29.-30.04.2015 Kaiserslautern	Vortrag zum 3rd DVM/SF2M-Seminar on Structural Durability under specific Material Aspects	Vermittlung von wiss. Kenntnissen, Austausch mit deutschen und französischen Experten
	06.-10.06.2015 Madrid	Vortrag auf der „9th European Solid Mechanics Conference“	Austausch mit internationalen Experten
	19.-24.07.2015 Kopenhagen	Vortrag bei "20th International Conference on Composite Materials"	Vermittlung von neuen Kenntnissen und numerischen Methoden, Austausch mit internationalen Experten
	17.-27.09.2015 Frankfurt	Internationale Automobil-Ausstellung (IAA)	Vermittlung von neuen Kenntnissen und numerischen Methoden, Darstellung der Anwendung

	01-02.10. 2015 Chemnitz	2nd International MERGE Technologies Conference	Vermittlung von neuen Kenntnissen und numerischen Methoden, Austausch mit internationalen Experten
	Zeitraum	Maßnahme	Ziel/Bemerkung
Nach Abschluss des Vorhabens	Nov. 2015	Abschlussbericht	Bereitstellung von Ergebnissen und numerischen Methoden für Anwendungen in der Wirtschaft
	09.-10.12. 2015 Paderborn	Vortrag bei „28. Workshop zu Composite Forschung in der Mechanik“	Vermittlung von wissenschaftlichen Kenntnissen
	Ende 2015	Veröffentlichung der Experimentellen Ergebnisse in Fachzeitschrift (z.B. Composite Science)	Vermittlung von neuen experimentellen Erkenntnisse aus umfangreicher Charakterisierung
	10.-11.11. 2015 Kaiserslautern	Veranstalter des “9th GAMM Seminar on Multiscale Material Modeling”	Vermittlung von wissenschaftlichen Kenntnissen und numerischen Methoden, Austausch mit internationalen Experten
	25.-26. 02. 2016 Schladming	„4A-Technologietag: Kunststoffe auf dem Prüfstand - Testen und Simulieren“	Vermittlung von neuen Kenntnissen und numerischen Methoden, Expertenaustausch
	9. -10.03. 2016 Mannheim	40. Internationaler Kongresses „Kunststoffe im Automobilbau 2016“	Vermittlung von neuen Kenntnissen und numerischen Methoden, Austausch mit internationalen Experten

Die Ergebnisse des Forschungsvorhabens wurden im projektbegleitenden Ausschuss und im UAK 27 von VDA/FAT regelmäßig den Industriepartnern vorgestellt. Darüber hinaus wurden bisher folgende Publikationen erstellt:

- L. Schulenberg, D.-Z. Sun, Th. Seelig: *Numerical modelling of damage initiation and failure of long fiber reinforced thermoplastics*. 14. Problemseminar Deformation und Bruchverhalten von Kunststoffen, June 25th-27th, 2014, Merseburg, Germany.
- V. Müller, M. Kabel, H. Andrä und T. Böhlke: *Homogenization of linear elastic properties of discontinuous reinforced composites - A comparison of mean field and voxel-based methods*. International Journal of Solids and Structures, 67–68(0):56–70, 2015, ISSN 0020-7683.
- M. Kabel, T. Böhlke und M. Schneider: *Efficient fixed point and Newton-Krylov solvers for FFT-based homogenization of elasticity at large deformations*. Computational Mechanics, 54(6):1497–1514, 2014, ISSN 0178-7675.
- M. Kabel, D. Merkert und M. Schneider: *Use of composite voxels in FFT-based homogenization*. Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering, 294(0):168–188, 2015, ISSN 0045-7825

Darüber hinaus sind die folgenden Publikationen in Fachzeitschriften in Planung:

- D, Niedziela, M. Schneider, U. Strautins, K. Steiner: *Modeling and simulation of fiber concentration evolution during injection molding of long fiber reinforced thermoplastics*, in Vorbereitung

18 Förderhinweis und Danksagung

Das IGF-Vorhaben 17334 N der Forschungsvereinigung Automobiltechnik e.V. (FAT) wurde über die AiF im Rahmen des Programms zur Förderung der industriellen Gemeinschaftsforschung und -entwicklung (IGF) vom Bundesministerium für Wirtschaft und Technologie aufgrund eines Beschlusses des Deutschen Bundestages gefördert.

Für diese Förderung sei gedankt.

Außerdem bedanken wir uns für die unterstützenden Sach- und Dienstleistungen, sowie den interessante Diskussionen und Anregungen aus dem projektbegleitenden Ausschuss, dessen Mitglieder im Folgenden aufgeführt sind:

- | | |
|---------------------|-------------------------------------|
| - Thomas Baranowski | Ford-Werke GmbH |
| - Horst Boveleth | Faurecia |
| - Marian Bulla | Altair Engineering GmbH |
| - Richard Einsporn | Zegla-plast |
| - Markus Feucht | Daimler AG |
| - Markus Franzen | Ford-Werke GmbH |
| - André Haufe | Dynamore |
| - Michael Heitzer | MAGMA Gießereitechnologie GmbH |
| - Olaf Herd | Celanese Engineered Materials |
| - Cristoph Hinse | SimpaTec GmbH |
| - Andreas Hirth | Daimler AG |
| - Kurt Hornberger | Robert Bosch GmbH |
| - J. Irslinger | Daimler AG |
| - Armin Kech | Robert Bosch GmbH |
| - Dietmar Krase | Dr. Ing h.c. F. Porsche AG |
| - Stefan Kühne | Autodesk |
| - Beate Lauterbach | Adam Opel AG |
| - Richard Luijkx | AUDI AG |
| - Uwe Marlok | Key Safety Systems Deutschland GmbH |
| - Maximilian Müller | Dr. Ing h.c. F. Porsche AG |
| - Jens Neumann | TRW Automotive GmbH |
| - Roland Peter | Roof Systems Germany GmbH |
| - Thomas Rahenkamp | Volkswagen AG |
| - Peter Reithofer | 4a Engineering GmbH |
| - F. Reuter | Celanese Engineered Materials |
| - Matthieu Riolet | Faurecia |

- Frank Rosen Volkswagen AG
- Wolfgang Schlögl Autoliv B.V. & Co. KG
- Julian Schöpfer Dr. Ing h.c. F. Porsche AG
- Thomas Schöttker Daimler AG
- Holger Schroth Behr GmbH & Co. KG
- Maren Stange GNS mbh
- Bernd Stangenberg SABIC
- Markus Ternette Johnson Controls GmbH
- Timo Gebauer SIGMA Engineering GmbH
- G. Weber Celanese Engineered Materials
- Ruud Winters SABIC Innovative Plastics
- Recep Yaldiz SABIC

19 Referenzen

- [ACBR07] ALCOCK, B.; CABRERA, N. O.; BARKOULA, N. M.; REYNOLDS, C. T.; GOVAERT, L. E.; PEIJS, T.: The effect of temperature and strain rate on the mechanical properties of highly oriented polypropylene tapes and all-polypropylene composites. In: Composites Science and Technology Vol. 67 (2007), S. 2061–2070 — ISBN 0266-3538
- [AdTu87] ADVANI, S. G.; TUCKER, C. L.: The Use of Tensors to Describe and Predict Fiber Orientation in Short Fiber Composites. In: Journal of Rheology Vol. 31 (1987), Nr. 8, S. 751–784
- [ARAM10] Manual, Aramis Users. "Gom (GOM-Gesellschaft für Optische Messtechnik mbH), Gom mbH." (2010).
- [Arav92] ARAVAS, N.: Finite elastoplastic transformations of transversely isotropic metals. In: International Journal of Solids and Structures Vol. 29 (1992), S. 2137–2157
- [BaPa89] BAKHVALOV, N.; PANASENKO, G.: Homogenisation: Averaging Processes in Periodic Media, Mathematical Problems in the Mechanics of Composite Materials, Mathematics and its Application, Vol. 36, Springer 1989
- [BBMM15] BUCK, F.; BRYLKA, B.; MÜLLER, V.; MÜLLER, T.; WEIDENMANN, K.; HRYMAK, A. N.; HENNING, F.; BÖHLKE, T.: Two-scale structural mechanical modeling of long fiber reinforced thermoplastics. In: Composites Science and Technology Vol. 117 (2015), S. 159–167
- [CiTu95] CINTRA, J.S.; TUCKER, C.L.: Orthotropic Closure Approximations for Flow-Induced Fiber Orientation. Journal of Rheology, Vol. 39 (6) S. 1095-1122, 1995
- [DaMi03] DASARI, A.; MISRA, R.: On the strain rate sensitivity of high density polyethylene and polypropylenes. In: Materials Science and Engineering A Vol. 358 (2003), S. 356–371

- [DBAG11] DOGHRI, I.; BRASSART, L.; ADAM, L.; GÉRARD, J. S.: A second-moment incremental formulation for the mean-field homogenization of elasto-plastic composites. In: *International Journal of Plasticity* Vol. 27 (2011), Nr. 3, S. 352–371
- [DeVF89] DENAULT, J.; VU-KHANH, T.; FOSTER, B.: Tensile properties of injection molded long fiber thermoplastic composites. In: *Polymer Composites* Vol. 10 (1989), Nr. 5, S. 313–321 — ISBN 0272-8397
- [DoFr05] DOGHRI, I.; FRIEBEL, C.: Effective elasto-plastic properties of inclusion-reinforced composites. Study of shape, orientation and cyclic response. In: *Mechanics of Materials* Vol. 37 (2005), S. 45–68
- [DoOu03] DOGHRI, I.; OUAAR, A.: Homogenization of two-phase elasto-plastic composite materials and structures study of tangent operators, cyclic plasticity and numerical algorithms. In: *International Journal of Solids and Structures* Vol. 40 (2003), S. 1681–1712
- [DoTi05] DOGHRI, I.; TINEL, L.: Micromechanical modeling and computation of elasto-plastic materials reinforced with distributed-orientation fibers. In: *International Journal of Plasticity* Vol. 21 (2005), S. 1919–1940
- [DoTi06] DOGHRI, I.; TINEL, L.: Micromechanics of inelastic composites with misaligned inclusions: Numerical treatment of orientation. In: *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering* Vol. 195 (2006), S. 1387–1406
- [Eshe57] ESHELBY, J. D.: The Determination of the Elastic Field of an Ellipsoidal Inclusion, and Related Problems. In: *Proceedings of the Royal Society. Series A, Mathematical, Physical and Engineering Sciences* Vol. 241 (1957), Nr. 1226, S. 376–396 — ISBN 00804630
- [FMJH05] FITOUSSI, J.; MERAGHNI, F.; JENDLI, Z.; HUG, G.; BAPTISTE, D.: Experimental methodology for high strain-rates tensile behavior analysis of polymer matrix composites. In: *Composites Science and Technology* Vol. 65 (2005), S. 2174–2188 — ISBN 0266-3538
- [Frit12] FRITSCH, J.: *Charakterisierung und Modellierung eines glasfaserverstärkter Thermoplaste unter dynamischen Lasten*: Fraunhofer Verlag, 2012 — ISBN 978-3-8396-0333-8
- [KaSi92] KANDER, R.G.; SIEGMANN, A.: The Effect of Strain Rate on Damage Mechanisms in a Glass/Polypropylene Composite. In: *Journal of Composite Materials* Vol. 26 (1992), Nr. 10, S. 1455–1473
- [KHTG03] KRAUSE, W.; HENNING, F.; TROSTER, S.; GEIGER, O.; EYERER, P.: LFT-D – A Process Technology for Large Scale Production of Fiber Reinforced Thermoplastic Components. In: *Journal of Thermoplastic Composite Materials* Vol. 16 (2003), S. 289–302 — ISBN 0892705703016
- [KrOl10] KROCHAK; OLSEN, MARTINEZ: *J. Fluid. Mech.* Vol. 653 (2010)

- [LaSt10] LATZ; STRAUTINS; NIEDZIELA: Journal of non-Newtonian fluid mechanics 165 (2010), Nr.13-14, S.764-781.
- [MaGr05] MA; GRAHAM: Physics of Fluid 17 (2005)
- [MoFa15] MORTAZAVIAN, S.; FATEMI, A.: Effects of fiber orientation and anisotropy on tensile strength and elastic modulus of short fiber reinforced polymer composites. In: Composites Part B Eng. Vol. 72 (2015), S. 116–129
- [MoTa73] MORI, T.; TANAKA, K.: Average stress in matrix and average elastic energy of materials with misfitting inclusions. In: Acta metallurgica Vol. 21 (1973), Nr. 5, S. 571–574
- [Mura12] MURAKAMI, S.: Continuum Damage Mechanics. Heidelberg, London, New York : Springer, 2012 — ISBN 9781118097298
- [Mura82] MURA, T.: Micromechanics of Defects in Solids: Martinus Nijhoff Publishers, Dordrecht, 1982
- [NBHS08] NGUYEN, B. N.; BAPANAPALLI, S. K.; HOLBERY, J. D.; SMITH, M. T.; KUNC, V.; FRAME, B. J.; PHELPS, J. H.; TUCKER, C. L.: Fiber Length and Orientation in Long-Fiber Injection-Molded Thermoplastics - Part I: Modeling of Microstructure and Elastic Properties. In: Journal of Composite Materials Vol. 42 (2008), S. 1003–1029
- [NBKP08] NGUYEN, B. N.; BAPANAPALLI, S. K.; KUNC, V.; PHELPS, J. H.; TUCKER, C. L.: Prediction of the Elastic-Plastic Stress/Strain Response for Injection-Molded Long-Fiber Thermoplastics. In: Journal of Composite Materials Vol. 43 (2008), S. 217–246
- [Neit04] NEITZEL, M.: Handbuch Verbundwerkstoffe, 2004 — ISBN 3446220410
- [NgKu10] NGUYEN, B. N.; KUNC, V.: An Elastic-plastic Damage Model for Long-fiber Thermoplastics. In: International Journal of Damage Mechanics Vol. 19 (2010), S. 691–725
- [Phil92] PHILLIPS, A.: Physics of Fluids A 4 (1), 1992
- [RJHE15] REITHOFER, P.; JILKA, B.; HARTMANN, S.; ERHART, T.; HAUFE, A.: Short and long fiber reinforced thermoplastics – material models in LS-DYNA. In: 10th European LS-DYNA Conference. Würzburg, 2015
- [SeLS08] SEELIG, T.; LATZ, A.; SANWALD, S.: Modelling and crash simulation of long-fibre-reinforced thermoplastics. In: LS-DYNA Forum. Bamberg, 2008, S. 33–40
- [SmMo09] SMITH, D.E.; MONTGOMERY-SMITH, S.; Jack, D.: Modeling Orientational Diffusion in Short Fiber Composite Processing Simulations", Proceedings of 2009 NSF CMMI Research and Innovation Conference, Honolulu, HI
- [SLSS12] STEINER, K.; LATZ, A.; SCHLADITZ, K.; STAUB, S.; ANDRÄ, H.; NIEDZIELA, D.; GODEHARDT, M.; KABEL, M.; ET AL.: Forschungsvorhaben 03x0513F MISES-FOK:

Multiskalenintegrierende Struktureigenschaftssimulation der Faserorientierung für faserverstärkte Kunststoffe im Automobil- und Flugzeugbau. Kaiserslautern, 2012

- [Thom02] THOMASON, J. L.: The influence of fibre length and concentration on the properties of glass fibre reinforced polypropylene: 5. Injection molded long and short fibre PP, In: Composites Part A Vol. 33 (2002), S. 1641–1652 — ISBN 1359-835X
- [TuLi99] TUCKER, C. L.; LIANG, E.: Stiffness predictions for unidirectional short- fiber composites: Review and evaluation. In: Composites Science and Technology Vol. 59 (1999), S. 655–671
- [TVSK96] THOMASON, J. L.; VLUG, M. A.; SCHISER, G.; KRIKOR, H.: Influence of fibre length and concentration on the properties of glass fibre-reinforced polypropylene: Part 3. Strength and strain at failure. In: Composites Part A Vol. 27 (1996), S. 1075–1084 — ISBN 1359-835
- [VoKH07] VOGLER, M.; KOLLING, S.; HAUFE, A.: A Constitutive Model for Plastics with Piecewise Linear Yield Surface and Damage. In: LS-DYNA Anwenderforum (2007), S. 13–30
- [WaLi15] WAGNER, M.; LIEBOLD, C.: A Graphical User Interface for Simulating Resin-Transfer-Molding Combining LS-DYNA and OpenFOAM (2015), S. 1–2
- [WGSW14] WIRJADI, O.; GODEHARDT, M.; SCHLADITZ, K.; WAGNER, B.; RACK, A.; GURKA, M. ET AL.: Characterization of multilayer structures in fiber reinforced polymer employing synchrotron and laboratory X-ray CT. In: International Journal of Materials Research (früher Zeitschrift für Metallkunde) Vol. 105 (7) (2014), S. 645–654. DOI: 10.3139/146.111082.
- [Werk08] FAT-Richtlinie: Dynamische Werkstoffkennwerte für die Crashsimulation Vol. 50 (2008), S. 199–205

20 Anhang

A. Benutzeranleitung des Mapping-Tools FMapper

Das Programm liest aus einer VTK-Datei, die eine Platte, und aus einer K-Datei, die eine Probe beinhaltet. Diese wandelt es in Netze um (fortan Vmesh und Kmesh genannt). Anschließend werden auf den Netzen verschiedene Transformationen ausgeführt, wie in einer DAT-Datei angegeben. Danach werden für alle Elemente in den Netzen deren Zentren berechnet. Jedes Zentrum im Kmesh bekommt ein nahe gelegenes Zentrum im Vmesh zugewiesen. Von dem zugehörigen Element werden die Daten über Tensoren und Volumenfasergehalt dem passenden Element im Kmesh zugewiesen. Die errechneten Tensoren des Kmesh werden später gedreht, invers zur Drehung des Kmesh.

Das Programm kann dies auf drei verschiedene Arten machen:

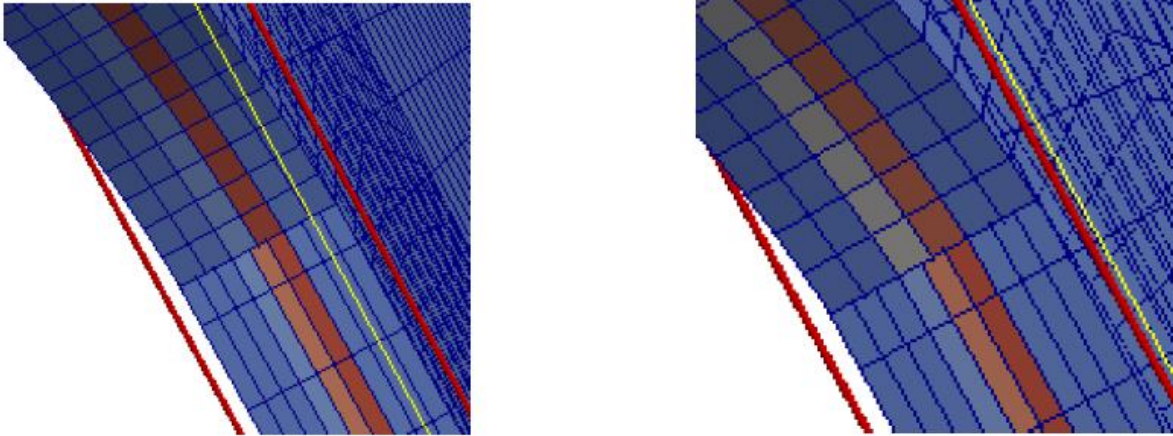
- die naive Methode, in welcher alle Zentren des Kmesh mit allen des Vmesh verglichen werden
- ein Algorithmus, der Octrees verwendet
- ein Algorithmus, der ein reguläres Grid verwendet

Dieser zweite Algorithmus ist deutlich schneller, wird jedoch nur einen *nahen* Punkt finden, nicht notwendigerweise den *nächstgelegenen* Punkt. Der erste Algorithmus würde diesen finden. Der dritte Algorithmus ist nochmal schneller, verlangt aber, dass das Vmesh in einem regulären Gitter ist, siehe unten.

Eine weitere Entscheidung ist, ob Dualisierung verwendet werden soll. Bei der Dualisierung werden vom Vmesh statt den Zentren die Punkte genommen und der Wert einer Zelle im Kmesh wird aus dem Abstand deren Zentren zu denen der Zentren der zum gefundenen Punkt inzidenten Zellen und deren Werte berechnet.

Für die Laufzeit bedeutet das einen starken Faktor. Die Komplexitätsklasse bleibt sozusagen erhalten – ein Faktor wird durch einen anderen ausgetauscht (Nummer der Zellen durch Nummer der Punkte).

Mehr zu dieser Methode findet sich in der Dokumentation.

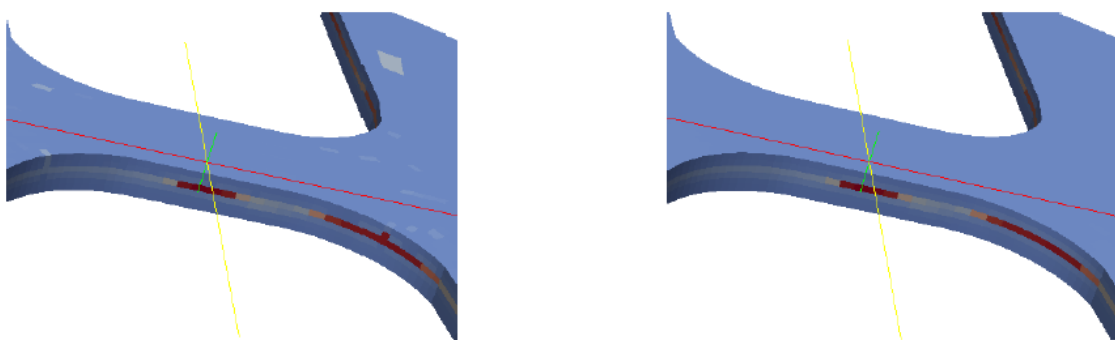


Links: ohne Dualisierung, rechts: mit Dualisierung.

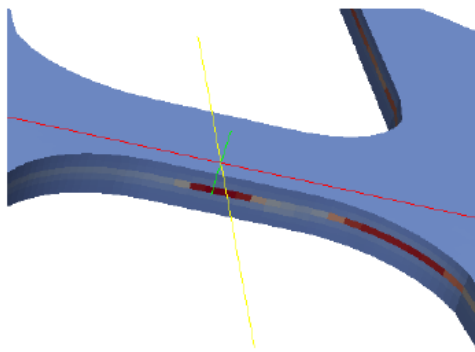
Die Platte befindet sich jeweils unten rechts, die angepasste Probe oben links. Ohne Dualisierung wird die hellorange gezeichnete Schicht komplett ignoriert da die Probe weniger Zellen in der Dicke hat als die Platte. Mit Dualisierung werden die beiden mittleren Zellen der Probe aus den drei mittleren Zellen der Platte erzeugt.

Die Ausgabe ist eine INC-Datei. Außerdem werden zwei weitere Dateien erzeugt, eine LOG und eine VTK-Datei, jeweils mit demselben Namen wie die INC-Datei plus Erweiterung. Die LOG-Datei beinhaltet die Abstände der benutzten Zentren (Punkt bei der Dualisierung), die VTK-Datei das Kmesh, passend auf die Koordinaten des Vmesh verschoben.

Das Octree-Verfahren verfügt über einen Parameter, die Toleranz. Eine hohe Toleranz sorgt dafür, dass in einer größeren Umgebung gesucht wird und die Genauigkeit steigt. Allerdings steigt dabei auch die Laufzeit. Mit größerer Toleranz wird das Ergebnis immer ähnlicher zum Ergebnis des naiven Algorithmus. Genauer findet sich in der Dokumentation.



Ergebnisse mit Octree-Algorithmus, Toleranz links 0.8, rechts 2.5. (ohne Dualisierung)



Ergebnis des naiven Algorithmus. (ohne Dualisierung)

Rechenzeit und Qualität der Interpolation

In den Tests wurden eine Platte mit ungefähr 160 000 Punkten und 140 000 Zellen und eine Probe mit ungefähr 40 000 Punkten und 12 000 Zellen verwendet.

Die folgenden Zeiten wurden nicht isoliert erfasst sondern auf Rechnern gemessen, die sich in regulärem Betrieb befanden. Daher werden auch nur ungefähre Zeiten angegeben.

Für die Dauer erwies sich die Dualisierung als nahezu unerheblich. Man muss aber auch bedenken, dass die Anzahl an Punkten der Platte nahezu jene der Zellen war.

Der naive Algorithmus benötigte etwa 5 Minuten. Der Octree-Algorithmus mit einer Toleranz von 0.8 war nach etwa 4 Sekunden fertig, bei einer Toleranz von 1.1 waren es 5 Sekunden, bei 2.5 Toleranz 10 Sekunden und eine Toleranz von 8.0 benötigte 1½ Minuten.

Das Ergebnis war bei der Toleranz von 2.5 optisch nicht mehr von dem Ergebnis des naiven Algorithmus zu unterscheiden (abgesehen von Stellen, an denen die Probe außerhalb der Platte liegt).

Entsprechend ist 2.5 die Standardtoleranz des Programms.

Eine weitere Testreihe hatte einen weitaus größeren Datensatz mit Tetraedern in der LS Dyna-Datei.

Der naive Algorithmus hat hier auf einem schnellen Rechner 105 Stunden benötigt, der Octree-Algorithmus lediglich 1:40 Stunden.

Aufgrund der langen Zeiten wurden die Algorithmen parallelisiert, auf einem vergleichsweise langsamen Rechner kam der Octree-Algorithmus danach mit 20 Minuten aus.

Der Grid-Algorithmus schafft parallelisiert die Aufgabe in unter 5 Minuten, die längste Zeit benötigt hier Einlesen und Ausgeben von Dateien.

Programmaufruf

Die meisten Argumente werden benötigt. Ein Aufruf des Programms sieht wie folgt aus:

```
vtk2inc -v data3/output_40.vtk -k data3/D-Hantel_SOLID.k -d data3/druck_p1-1.dat -i data3/druck_p1-1.inc
```

oder

```
vtk2inc -v data3/output_40.vtk -k data3/D-Hantel_SOLID.k -d data3/druck_p1-1.dat -i data3/druck_p1-1.inc oct
```

oder

```
vtk2inc -v data3/output_40.vtk -k data3/D-Hantel_SOLID.k -d data3/druck_p1-1.dat -i data3/druck_p1-1.inc oct nd -t 8.0
```

oder

```
vtk2inc -v data3/output_40.vtk -k data3/D-Hantel_SOLID.k -d data3/druck_p1-1.dat -i data3/druck_p1-1.inc nd -c 32
```

oder

```
vtk2inc -v data8/output_52.vtk -k data8/fat_lft_airbaggehaeuse_2tet.k -d data8/trans.dat -i data8/paratest_airbag_0.8.inc nd tetrahedron
```

oder

```
vtk2inc -v data3/output_40.vtk -k data3/D-Hantel_SOLID.k -d data3/druck_p1-1.dat -i data3/druck_p1-1.inc grid gauss
```

oder

```
vtk2inc -v output_40.vtk -k data_shell/DsT_SHELL.k -d dat/DsT_90-03.dat -i results_shell/DsT_90-03_SHELLS.inc grid -c 10 gauss -gpt 7 -sht 2.8 write_layers
```

generelle Syntax:

```
vtk2inc -v <Pfad VTK-Datei> -k <Pfad LS DYNA-Datei> -d <Pfad DAT-Datei> -i <Pfad INC-Datei> [nd] [oct|grid] [-t <Octree-Toleranz>] [tetrahedron|cube|triangle|square] [-c <Anzahl zu erzeugende Threads>] [gauss] [-gpt <Anzahl Gausspunkte über die Dicke>] [-sht <Dicke der Shells>] [write_layers] [suppress_gauss] [vtk_local] [static_tensors] [split_gp_in_attributes] [split_gp_in_cells]
```

Das Argument **oct** bzw. **grid** bestimmt, welcher Algorithmus benutzt wird. Ohne ein solches Argument wird der naive Algorithmus benutzt. Das Argument **nd** bestimmt, dass nicht dualisiert wird, sonst wäre das der Fall.

-t 8.0 setzt die Toleranz des Octree-Algorithmus auf 8.

Standardwert der Toleranz ist 2.5.

-c 32 setzt die Anzahl der erzeugten Threads (c für core nach den zur Verfügung stehenden Prozessorkernen) auf 32. Standardwert ist hier 4.

Das Argument **tetrahedron** gibt an, dass in der LS Dyna-Datei die Elemente Tetraeder (statt Boxel) sind. Hier möglich sind **cube**, **tetrahedron**, **triangle** und **square**. Wurde kein derartiger

Parameter gegeben, so rät der Algorithmus die Art der Daten anhand der Menge an Knoten (siehe Abschnitt Raten des Typs).

Das Argument **gauss** aktiviert Gausspunkte. Je nach Körper werden für die Strukturen solche erstellt und statt den Mittelpunkten gesucht. Wichtig anzumerken ist, dass die VTK-Ausgabe die Ergebnisse dann einfach für die Zellen mittelt und nicht etwa gewichtet – bei der eigentlichen Integration mit Gausspunkten wäre das der Fall.

Die Anzahl an Gausspunkten nach Typ von Körper sind 4 für Tetraeder, 8 für Quader, 1 für Dreiecke und 4 für Vierecke. Bei letzteren beiden sind das die Gausspunkte in der Ebene – diese werden dann nochmal entlang der Dicke vervielfacht. Für Dreiecke und Vierecke ist das Argument unnötig, die Steuerung erfolgt über die LS Dyna-Datei. Manuell lassen sich über die Parameter -gpt und -sht (siehe Shell-Daten) dort einige Eigenschaften steuern.. Mit den Argumenten **gauss** und **suppress_gauss** lässt sich bei Dreiecken und Vierecken erzwingen, dass Gausspunkte verwendet werden oder das Gegenteil.

Das Argument **write_layers** sorgt bei Shells dafür, dass pro Shell mehrere Shell-Elemente in die VTKDatei geschrieben werden welche den Gausspunkten in Richtung Dicke entsprechen.

vtk_local bewirkt, dass die VTK-Ausgabe das Koordinatensystem der Probe benutzt statt das der Platte. Die VTK-Ausgabe entspricht damit der INC-Ausgabe, ist aber nicht mehr direkt mit der Platte vergleichbar. Die Tensor Daten können sich stark von denen der Platte unterscheiden wenn eine Drehung durchgeführt wurde. Mit **static_tensors** wird die Drehung der Tensoren ausgeschaltet, was zwei Anwendungen hat: 1. eine VTK-Ausgabe in Probenkoordinaten soll vergleichbar sein, 2. die Platte enthielt bereits gedrehte Tensor Daten.

In gemischten Shells (bzw. reinen Shells aus S4-Elementen) können Gausspunkte auf zwei Arten in der VTK-Ausgabe sichtbar gemacht werden: Mit **split_gp_in_attributes** werden für jede Zelle statt einem Attribut pro Tensor mehrere Attribute angelegt, von denen jedes die Daten eines Gausspunkts enthält. Mit **split_gp_in_cells** werden tatsächlich die Zellen in mehrere Unterzellen geteilt, wobei wiederum jedes einen Gausspunkt repräsentiert. Warnung: Sowohl die Zellen wie auch die Punkte der Datei werden bei diesem Verfahren vervielfacht, erhöhen entsprechend Dateigröße und Rechenbedarf eines Betrachterprogramms. Beide Parameter funktionieren NUR wenn S4-Elemente vorhanden sind und wenn write_layers benutzt wird (in der bisherigen Anwendung des Programms wurden Gausspunkte für solide Elemente nicht verwendet).

Entsprechend gibt es sechs generelle Fälle:

Naiver Algorithmus mit Dualisierung: kein Zusatzparameter

Naiver Algorithmus ohne Dualisierung: Zusatzparameter nd

Octree-Algorithmus mit Dualisierung: Zusatzparameter oct, eventuell Toleranz

Octree-Algorithmus ohne Dualisierung: Zusatzparameter oct nd, eventuell Toleranz

Grid-Algorithmus mit Interpolation: Zusatzparameter grid

Grid-Algorithmus ohne Interpolation: Zusatzparameter grid nd

(plus jeweils eventuell Zusatzparameter cube, tetrahedron, triangle oder square sowie Anzahl Threads und Gausspunkte)

Es gibt eine Kurzanleitung, auf die man mit folgendem Befehl zugreifen kann:

```
vtk2inc help
```

Wie die DAT-Dateien erstellt werden

Die DAT-Dateien haben eine Form wie:

```
units m mm
plate_translation -0.121 0 -0.0161638
specimen_translation -0.0625 0.18725 0
specimen_base
0 1 0
-1 0 0
0 0 1
```

Alle diese Daten werden benötigt.

Die *units* Daten geben an, in welchen Einheiten die VTK- und die K-Datei speichern. In diesem Fall speichert die VTK-Datei in Metern, die K-Datei in Millimetern.

plate translation gibt an, wie das Vmesh versetzt wird (tatsächlich wird der Algorithmus das Kmesh dafür in negative Richtung versetzen).

specimen translation gibt an, wie das Kmesh versetzt wird.

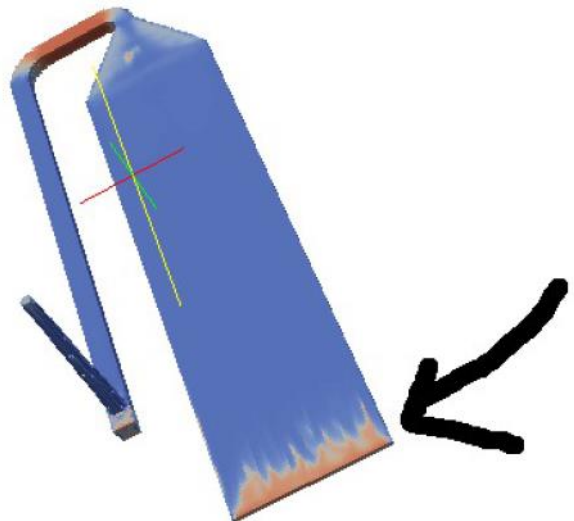
specimen base ist eine Transformationsmatrix die auf das Kmesh angewandt wird, bevor irgendetwas anderes damit gemacht wird. Üblicherweise handelt es sich um eine Rotationsmatrix, hier im Beispiel um eine 90°-Drehung um die Z-Achse. Die Zeilenvektoren der Matrix werden vom Programm automatisch normalisiert.

Die Matrix muss regulär und orthogonal sein.

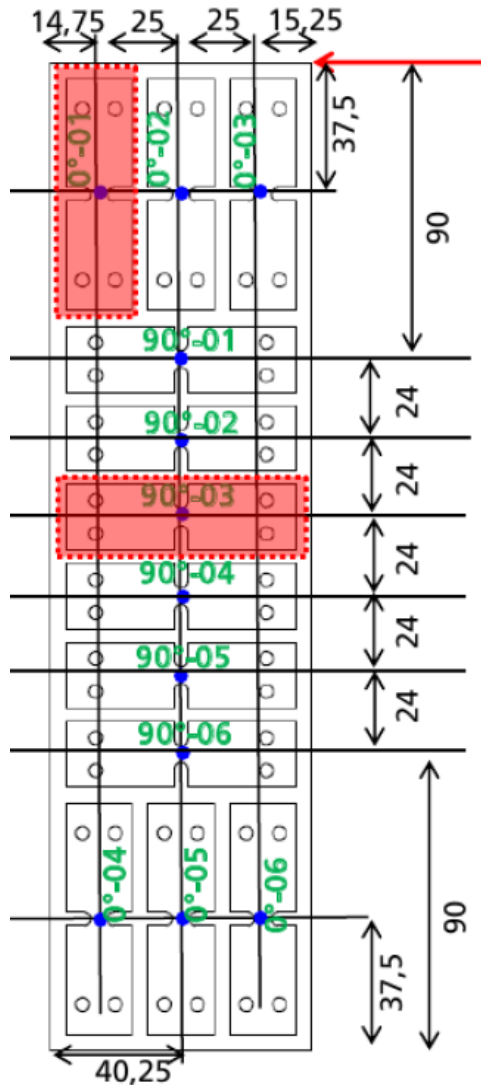
Die Versetzungsvektoren können auf verschiedenste Arten erstellt werden. Ich habe es auf folgende Weise gemacht:

Für die **plate translation** habe ich die Platte so versetzt, dass der Ursprung in der rechten unteren Ecke liegt (hinsichtlich X und Y). Das führte zu einer XY-Versetzung von -0.121 0, das Negative des Punktes.

Die Z-Versetzung wurde so gewählt, dass die Mitte der Platte auf Z-Koordinate 0 liegt. Die Platte befand sich hinsichtlich Z in [0.0147514,0.0175762], entsprechend habe ich das Mittel 0.0161638 genommen.



(Bild aus paraview, output_40.vtk)



Für die **specimen translation** habe ich die relativen Koordinaten der Probe innerhalb der Platte betrachtet.

Sagen wir, wir wollen die Probe so transformieren, dass sie entspricht, was im Bild zur Linken als 90°-03 bezeichnet wird (Anmerkung: das ist nicht die Beispiel-DAT von oben!)

Wir schauen uns die X- und Y-Abstände von der rechten unteren Ecke aus an.

Für Y ist das $90 + 3 * 24 = 162$, da wir in mm arbeiteten, werden das 0.162 m.

Für X ziehen wir 40.25 von 80 (Bildbreite) ab und erhalten 39.75. Entsprechend erhalten wir

```
specimen_translation -0.03975
0.162 0
```

Auf X-Richtung wird dabei negativ verschoben.

Manchmal ist das Zentrum von Kmesh nicht der Ursprung, beispielsweise gab es den Fall

Knoten •31 auf der Probenoberfläche liegt in meinem KOS bei xyz= -0.25, 0, 1.5

In so einem Fall müssen wir den angegebenen Punkt von der specimen translation abziehen.

(Die Bilder auf dieser Seite stammen aus "Proben Mapping 13.02.2015" von Lukas Schulenberg)

Für die specimen base würden wir für die Probe auf dem Punkt 0°-01 die Einheitsmatrix wählen:

```
1 0 0
0 1 0
0 0 1
```

Für den Punkt 90°-03 wäre es die Rotationsmatrix

```
0 1 0
-1 0 0
0 0 1
```

Anmerkung: Für die Translationsdaten hilft die Ausgabe des Programms. Anzuraten ist es, zuerst die DAT beliebig (aber gültig) zu schreiben und auf die Ausgabe zu achten. Dort findet man Informationen wie:

```
bounding box is [0.0413415,0.121][-2.1684e-19,0.3][0.0147514,0.0175762]
-> center is 0.0811707,0.15,0.0161638
```

Doppelpunkt-Check

Eine gängige Methode in der Modellierung von Netzen ist es, dass adjazente Zellen genau dann Punkte teilen, wenn sie zum selben Bestandteil von etwas gehören. Es ist allerdings auch möglich, dass eine Modellierung Fehler aufweist und Punkte nicht geteilt werden obwohl die inzidenten Zellen im selben Bestandteil sind.

Um dies nachzuprüfen, verfügt vtk2inc über eine Sonderanwendung, den Doppelpunkt-Check.

Dieser prüft, welche Paare von Punkten in einer VTK-Datei gemeinsame Koordinaten haben, gibt deren Indizes in der Konsole aus und markiert sämtliche zu solchen Punkten inzidente Zellen durch das Attribut `double_point_check`, das dann auf den Wert 2 gesetzt wird (sonst 1).

Die Ausgabe ist eine VTK-Datei mit dem gleichen Namen wie die zugrunde liegende Datei plus dem Suffix `_dpc.vtk`, in der das neue Attribut eingetragen ist.

Der Doppelpunkt-Check wird mit dem Parameter `dpc` aufgerufen und benötigt nur einen Pfad zur VTK-Datei, hier ein Beispiel für den Aufruf:

```
vtk2inc dpc -v data8/output_52.vtk
```

Anzumerken sei hier, dass in meinen Versuchsdateien scheinbar falsche doppelte Punkte vorhanden waren, die aber tatsächlich so gewollt waren.

Die zugrunde liegende Methode ist nicht optimiert. Zukünftige Versionen des Programms könnten dies bei Bedarf leisten.

Netzgleichheits-Check

Für Testläufe ist es interessant zu wissen, ob die Ausgaben identisch sind. Der Netzgleichheits-Check vergleicht zwei VTK-Dateien miteinander, welche die Ausgaben von zwei Durchläufen des Hauptprogramms auf verschiedenen Algorithmen sind, wie z.B. die Ausgabe des naiven Algorithmus und die Ausgabe des Octree Algorithmus mit einer bestimmten Toleranz.

Falls die Dateien identisch sind, so ist der Octree-Algorithmus für die gegebene Toleranz gleichwertig und es kann in der Zukunft Zeit gespart werden.

Entsprechend werden primär die Werte für die Tensoren und Faservolumengehälter verglichen. Davor werden noch zusätzlich die Strukturen der Netze selbst verglichen, für die aber Gleichheit zu erwarten ist. Falls das nicht der Fall ist, sollte zuerst geprüft werden, ob die Pfade richtig angegeben sind bzw. es sich um die richtigen Dateien handelt.

Der Netzgleichheits-Check wird mit dem Parameter `ec` („equality check“) aufgerufen und benötigt zwei VTK-Pfade, markiert mit `-v1` und `-v2`, zusätzlich eventuell das Argument `tetrahedron` falls die VTK-Dateien Tetraeder speichern (bzw. andere passende Zusatzparameter), hier ein Beispiel für den Aufruf:

```
vtk2inc ec -v1 data/result_1.vtk -v2 data/result_2.vtk tetrahedron
```

Das Resultat findet sich lediglich in der Ausgabe der Konsole. Bei Ungleichheit wird das Resultat einer Metrik ausgegeben, die hier nicht näher erklärt wird, und nur der Orientierung dienen soll.

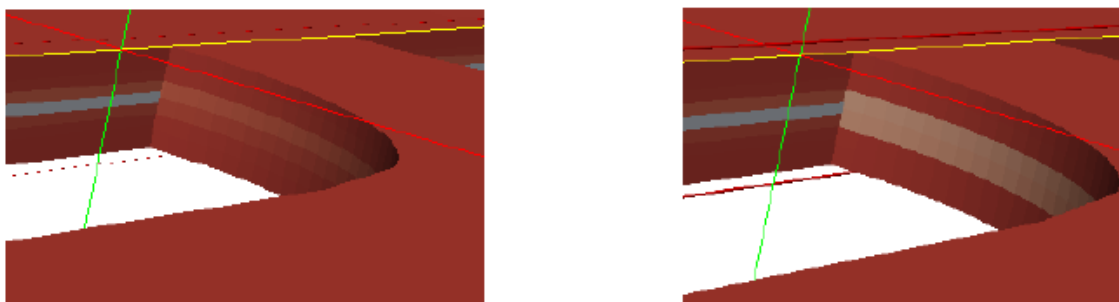
Da man hiermit üblicherweise den naiven Algorithmus mit dem Octree-Algorithmus vergleichen würde, ist anzuraten, das auf einem kleinen Ausschnitt der eigentlichen Objekte durchzuführen.

Der Check ist nur dazu gedacht, auf Gleichheit zu prüfen, nicht auf Ähnlichkeit. Die Größe des Netzes erhöht die Metrik wodurch Erfahrungswerte bezüglich des Ergebnisses sinnlos sind.

Das Detailliertheitsproblem

Sehr wichtig für den Algorithmus ist es, mit guten Modellen zu arbeiten. Insbesondere wenn die Detailliertheit des Modells, hier die Anzahl an verwendeten Zellen, zu niedrig ist, können ungewollte Ergebnisse entstehen.

Hier ein Beispiel:

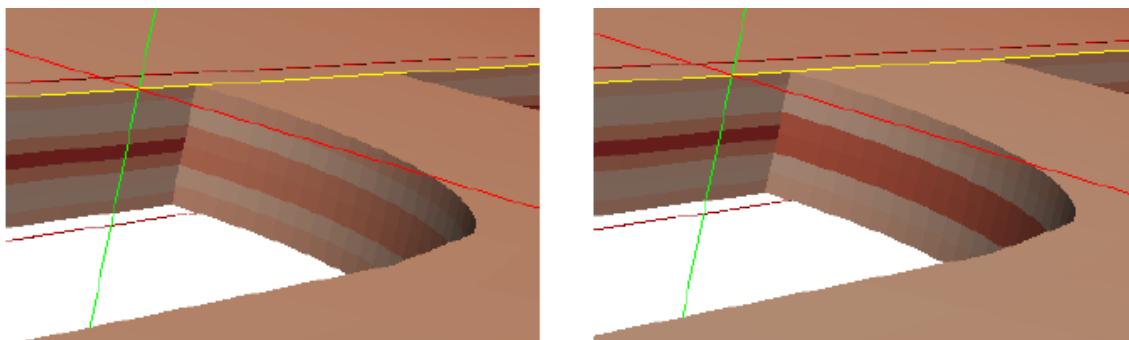


Jeweils links oben im Bild ist die Platte, rechts unten die angepasste Probe. Im rechten Bild wurde dualisiert.

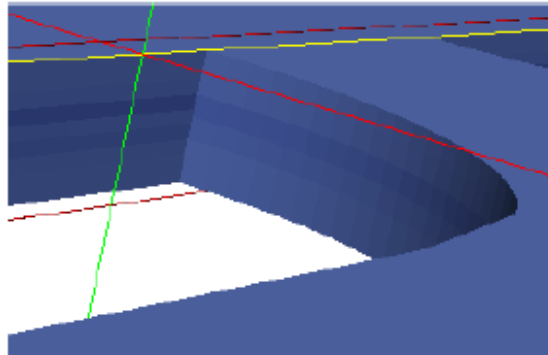
Die Platte ist 9 Zellen dick, die Probe jedoch nur 6. Die dünne Schicht, die hellblau repräsentiert wird (hellblau: niedriger Wert, rot: hoher Wert), wird ohne Dualisierung vollkommen geschluckt. Mit Dualisierung wird aus einer sehr dünnen Schicht mit niedrigem Wert eine weniger dünne Schicht mit einem mittleren Wert. Beide Fälle sind das korrekte Resultat der verwendeten Algorithmen, sind aber nicht unbedingt, was der Benutzer wollte.

Abhilfe schafft hier ein genaueres Modell. Anzuraten ist insbesondere auf Achsen mit punktuellen starken Wertänderungen die Anzahl an Zellen anzugleichen.

Weitere Beispiele:



Wieder links ohne Dualisierung, rechts mit.



In diesem Beispiel findet eine mehrfache (relativ) starke Wertänderung statt. Auch mit einer Probe mit einer Dicke von 7 Zellen würde diese Änderung untergehen. Eine angegliche Dicke, also 9 Zellen, würden den Wechsel genau erfassen.

Der Grid-Algorithmus

In den Testfällen war das Vmesh stets in einem regulären Gitter. Das können wir nicht voraussetzen, weswegen Algorithmen existieren müssen, die auch ohne diese Eigenschaft arbeiten.

Wenn die Eigenschaft aber gegeben ist, so erlaubt uns das ein sehr effizientes Lösen des Problems.

Die genaue Voraussetzung ist, dass das Vmesh Boxel speichert und diese in einem regulären Gitter gespeichert werden können.

Ein reguläres Gitter ist hierbei nach den Achsen ausgerichtet, die Boxel dürfen verschiedene Seitenlängen auf den einzelnen Achsen haben.

Es ist nicht nötig, dass alle Zellen des Gitters mit Zellen aus dem Vmesh gefüllt sind.

Der Algorithmus generiert aus den Zellen des Vmesh ein solches Gitter. Die resultierende Suchzeit pro Punkt ist dann in $O(1)$, sofern der Algorithmus in der entsprechenden Zelle im Gitter einen Eintrag findet (sonst findet eine Suche statt).

Wenn Dualisierung aktiviert ist, verwendet der Grid-Algorithmus stattdessen lineare Interpolation mit den Zellkernen als Interpolationspunkte und den Achsenabständen als Basis der Gewichte.

Shell-Daten

Shell-Daten benötigen in ihrer Datei zusätzliche Parameter um Gausspunkte zu erlauben. Das sieht dann beispielsweise so aus:

```
*SECTION_SHELL
$(kommentar)
1 16 1.00 5 1.0
2.75 2.75 2.75 2.75
```

*PART
\$(kommentar)
Name
43 1 0

*PART verknüpft hier lediglich die *Part ID* mit der *Section ID*. Der erste Eintrag ist jeweils eine Part ID, der zweite die zugehörige Section ID.

Der erste Wert in *SECTION_SHELL ist die *Section ID*. Der zweite Wert gibt an, ob eine volle Integration stattfindet, sprich, ob Gausspunkte verwendet werden. Zur Zeit wird eine 16 als ja interpretiert, andere Werte haben keine Auswirkung auf das Programm. Der Wert ist die ELFORM, vergleiche LS Dyna-Manual 35-42 (Seite 1950).

Der vierte Wert ist die Anzahl an Integrationspunkten über die Dicke.

Die zweite Zeile beinhaltet die Dicke an den einzelnen Punkten. Das Programm geht zur Zeit von einer homogenen Dicke aus und wird hier entsprechend nur den ersten Wert benutzen, eine Interpolation der Dicke findet nicht statt.

Wenn dem Programm diese Daten direkt als Parameter gegeben werden, so werden die Parameter über die Daten in der Datei priorisiert. Mit dem Argument *gauss* wird die Verwendung von Gausspunkten in der Ebene erzwungen, mit dem Argument *suppress_gauss* werden sie unterdrückt, egal, was in der Datei steht.

Anzumerken sei, dass Shells üblicherweise mittels Integrationspunkte über Dicke Schichten auswerten. Die ausgegebene VTK-Datei bildet aus den Werten der Gausspunkte deren Mittelwert für das gesamte Shell-Element. Entsprechend kann die VTK-Ausgabe zuweilen nicht aussagekräftig sein, wenn eine Shell mehrere heterogene Schichten repräsentiert. Um in der VTK-Datei mehrere Schichten zu sehen, muss der optionale Parameter *write_layers* eingegeben werden.

Raten des Typs

Wenn kein Typ für die Elemente der LS Dyna-Datei angegeben wird, so wird dieser geraten. Ob es sich um einen soliden Körper oder eine Shell handelt, ist offensichtlich am LS Dyna-Format zu erkennen.

Ansonsten basiert das Raten auf der Anzahl an Knoten pro Zelle.

Das Programm kennt hierbei zwei Sonderfälle:

Wenn in einem scheinbaren Würfel mit acht Knoten der vierte und der fünfte Knoten identisch ist, so wird der Typ auf Tetraeder mit vier Knoten gesetzt. Das geschieht nur, wenn es sich um den vierten und fünften Knoten handelt – ist der fünfte Knoten gleich dem ersten, so geschieht dies nicht.

Der nächste Sonderfall ist...

Gemischte Shells

Gelegentlich bestehen Shell-Daten aus gemischten Dreiecken und Vierecken. Sollte das Programm Vierecke antreffen, so wird es bei jeder einzelnen Zelle prüfen, ob es sich bei dieser um ein getarntes Dreieck handelt (dritter gleich vierter Knoten). Es wird davon ausgegangen, dass der Benutzer will, dass solche Zellen wie Dreiecke behandelt werden. Das Resultat ist dann natürlich, dass der vierte Punkt keinen Einfluss hat und die Zelle nur einen Gausspunkt in der Ebene verwenden wird, statt den vier Gausspunkten, die Vierecke haben können.

Bisher in der FAT-Schriftenreihe erschienen (ab 2010)

Nr.	Titel
227	Schwingfestigkeitsbewertung von Nahtenden MSG-geschweißter Dünnbleche aus Stahl, 2010
228	Systemmodellierung für Komponenten von Hybridfahrzeugen unter Berücksichtigung von Funktions- und EMV-Gesichtspunkten, 2010
229	Methodische und technische Aspekte einer Naturalistic Driving Study, 2010
230	Analyse der sekundären Gewichtseinsparung, 2010
231	Zuverlässigkeit von automotive embedded Systems, 2011
232	Erweiterung von Prozessgrenzen der Bonded Blank Technologie durch hydromechanische Umformung, 2011
233	Spezifische Anforderungen an das Heiz-Klimasystem elektromotorisch angetriebener Fahrzeuge, 2011
234	Konsistentes Materialmodell für Umwandlung und mechanische Eigenschaften beim Schweißen hochfester Mehrphasen-Stähle, 2011
235	Makrostrukturelle Änderungen des Straßenverkehrslärms, Auswirkung auf Lästigkeit und Leistung, 2011
236	Verbesserung der Crashsimulation von Kunststoffbauteilen durch Einbinden von Morphologiedaten aus der Spritzgießsimulation, 2011
237	Verbrauchsreduktion an Nutzfahrzeugkombinationen durch aerodynamische Maßnahmen, 2011
238	Wechselwirkungen zwischen Dieselmotortechnik und -emissionen mit dem Schwerpunkt auf Partikeln, 2012
239	Überlasten und ihre Auswirkungen auf die Betriebsfestigkeit widerstandspunktgeschweißter Feinblechstrukturen, 2012
240	Einsatz- und Marktpotenzial neuer verbrauchseffizienter Fahrzeugkonzepte, 2012
241	Aerodynamik von schweren Nutzfahrzeugen - Stand des Wissens, 2012
242	Nutzung des Leichtbaupotentials von höchstfesten Stahlfeinblechen durch die Berücksichtigung von Fertigungseinflüssen auf die Festigkeitseigenschaften, 2012
243	Aluminiumschaum für den Automobileinsatz, 2012
244	Beitrag zum Fortschritt im Automobilleichtbau durch belastungsgerechte Gestaltung und innovative Lösungen für lokale Verstärkungen von Fahrzeugstrukturen in Mischbauweise, 2012
245	Verkehrssicherheit von schwächeren Verkehrsteilnehmern im Zusammenhang mit dem geringen Geräuschniveau von Fahrzeugen mit alternativen Antrieben, 2012
246	Beitrag zum Fortschritt im Automobilleichtbau durch die Entwicklung von Crashabsorbieren aus textilverstärkten Kunststoffen auf Basis geflochtener Preforms und deren Abbildung in der Simulation, 2013
247	Zuverlässige Wiederverwendung und abgesicherte Integration von Softwarekomponenten im Automobil, 2013
248	Modellierung des dynamischen Verhaltens von Komponenten im Bordnetz unter Berücksichtigung des EMV-Verhaltens im Hochvoltbereich, 2013
249	Hochspannungsverkopplung in elektronischen Komponenten und Steuergeräten, 2013
250	Schwingfestigkeitsbewertung von Nahtenden MSG-geschweißter Feinbleche aus Stahl unter Schubbeanspruchung, 2013

- 251 Parametrischer Bauraum – synchronisierter Fahrzeugentwurf, 2013
- 252 Reifenentwicklung unter aerodynamischen Aspekten, 2013
- 253 Einsatz- und Marktpotenzial neuer verbrauchseffizienter Fahrzeugkonzepte – Phase 2, 2013
- 254 Qualifizierung von Aluminiumwerkstoffen für korrosiv beanspruchte Fahrwerksbauteile unter zyklischer Belastung (Salzkorrosion), 2013
- 255 Untersuchung des Rollwiderstands von Nutzfahrzeugreifen auf echten Fahrbahnen, 2013
- 256 Naturalistic Driving Data, Re-Analyse von Daten aus dem EU-Projekt euroFOT, 2013
- 257 Ableitung eines messbaren Klimasummenmaßes für den Vergleich des Fahrzeugklimas konventioneller und elektrischer Fahrzeuge, 2013
- 258 Sensitivitätsanalyse rollwiderstandsrelevanter Einflussgrößen bei Nutzfahrzeugen, Teile 1 und 2, 2013
- 259 Erweiterung des Kerbspannungskonzepts auf Nahtübergänge von Linienschweißnähten an dünnen Blechen, 2013
- 260 Numerische Untersuchungen zur Aerodynamik von Nutzfahrzeugkombinationen bei realitätsnahen Fahrbedingungen unter Seitenwindeinfluss, 2013
- 261 Rechnerische und probandengestützte Untersuchung des Einflusses der Kontaktwärmeübertragung in Fahrzeugsitzen auf die thermische Behaglichkeit, 2013
- 262 Modellierung der Auswirkungen verkehrsbedingter Partikelanzahl-Emissionen auf die Luftqualität für eine typische Hauptverkehrsstraße, 2013
- 263 Laserstrahlschweißen von Stahl an Aluminium mittels spektroskopischer Kontrolle der Einschweißtiefe und erhöhter Anbindungsbreite durch zweidimensional ausgeprägte Schweißnähte, 2014
- 264 Entwicklung von Methoden zur zuverlässigen Metamodellierung von CAE Simulations-Modellen, 2014
- 265 Auswirkungen alternativer Antriebskonzepte auf die Fahrdynamik von PKW, 2014
- 266 Entwicklung einer numerischen Methode zur Berücksichtigung stochastischer Effekte für die Crashsimulation von Punktschweißverbindungen, 2014
- 267 Bewegungsverhalten von Fußgängern im Straßenverkehr - Teil 1, 2014
- 268 Bewegungsverhalten von Fußgängern im Straßenverkehr - Teil 2, 2014
- 269 Schwingfestigkeitsbewertung von Schweißnahtenden MSG-geschweißter Feinblechstrukturen aus Aluminium, 2014
- 270 Physiologische Effekte bei PWM-gesteuerter LED-Beleuchtung im Automobil, 2015
- 271 Auskunft über verfügbare Parkplätze in Städten, 2015
- 272 Zusammenhang zwischen lokalem und globalem Behaglichkeitsempfinden: Untersuchung des Kombinationseffektes von Sitzheizung und Strahlungswärmeübertragung zur energieeffizienten Fahrzeugklimatisierung, 2015
- 273 UmCra - Werkstoffmodelle und Kennwertermittlung für die industrielle Anwendung der Umform- und Crash-Simulation unter Berücksichtigung der mechanischen und thermischen Vorgeschichte bei hochfesten Stählen, 2015
- 274 Exemplary development & validation of a practical specification language for semantic interfaces of automotive software components, 2015
- 275 Hochrechnung von GIDAS auf das Unfallgeschehen in Deutschland, 2015
- 276 Literaturanalyse und Methodenauswahl zur Gestaltung von Systemen zum hochautomatisierten Fahren, 2015
- 277 Modellierung der Einflüsse von Porenmorphologie auf das Versagensverhalten von Al-Druckgussteilen mit stochastischem Aspekt für durchgängige Simulation von Gießen bis Crash, 2015

- 278 Wahrnehmung und Bewertung von Fahrzeugaußengeräuschen durch Fußgänger in verschiedenen Verkehrssituationen und unterschiedlichen Betriebszuständen, 2015
- 279 Sensitivitätsanalyse rollwiderstandsrelevanter Einflussgrößen bei Nutzfahrzeugen – Teil 3, 2015
- 280 PCM from iGLAD database, 2015
- 281 Schwere Nutzfahrzeugkonfigurationen unter Einfluss realitätsnaher Anströmbedingungen, 2015
- 282 Studie zur Wirkung niederfrequenter magnetischer Felder in der Umwelt auf medizinische Implantate, 2015
- 283 Verformungs- und Versagensverhalten von Stählen für den Automobilbau unter crashartiger mehrachsiger Belastung, 2016
- 284 Entwicklung einer Methode zur Crashsimulation von langfaserverstärkten Thermoplast (LFT) Bauteilen auf Basis der Faserorientierung aus der Formfüllsimulation, 2016

Impressum

Herausgeber	FAT Forschungsvereinigung Automobiltechnik e.V. Behrenstraße 35 10117 Berlin Telefon +49 30 897842-0 Fax +49 30 897842-600 www.vda-fat.de
ISSN	2192-7863
Copyright	Forschungsvereinigung Automobiltechnik e.V. (FAT) 2016

VDA

Verband der
Automobilindustrie

FAT

Forschungsvereinigung
Automobiltechnik

Behrenstraße 35
10117 Berlin
www.vda.de
www.vda-fat.de