

Entwicklung einer Methodik zur Analyse und Vorhersage des mechanischen Verhaltens polymerer Hartschäume im RTM-Prozess

zur Erlangung des akademischen Grades eines
Doktors der Ingenieurwissenschaften

von der KIT-Fakultät für Maschinenbau
des Karlsruher Instituts für Technologie (KIT)

genehmigte

Dissertation

von

Jens Gerstenkorn

geboren am 26.06.1986 in Karlsruhe

Tag der mündlichen Prüfung:
Erster Gutachter:
Zweiter Gutachter:

23. April 2020
Prof. Dr.-Ing. Frank Henning
Prof. Dr.-Ing. Jürgen Fleischer

Vorwort

Die vorliegende Arbeit entstand während der Zeit meiner Tätigkeiten als akademischer Mitarbeiter am Institut für Fahrzeugsystemtechnik, Lehrstuhl für Leichtbautechnologie des Karlsruher Instituts für Technologie (KIT) und Doktorand der Audi AG.

Zuerst möchte ich mich bei Herrn Prof. Dr.-Ing. Frank Henning für seine Unterstützung und Förderung sowie die mir gewährten Freiheiten bei der wissenschaftlichen Arbeit bedanken. Herrn Prof. Dr.-Ing. Jürgen Fleischer danke ich für die bereitwillige Übernahme des Korreferats und das damit verbundene Interesse an meiner Arbeit. Frau Dr.-Ing. Luise Kärger gilt für ihre fachliche und menschliche Unterstützung mein besonderer Dank. Herrn Dipl.-Ing. Günter Deinzer danke ich für das mir entgegengebrachte Vertrauen, die kontinuierliche Unterstützung und die Möglichkeit zur Kooperation mit dem Technikum für Faserverbundwerkstoffe der Audi AG.

Des Weiteren bedanke ich mich bei meinen Kollegen am Lehrstuhl für Leichtbautechnologie des KIT für die zahlreichen fachlichen und überfachlichen Diskussionen sowie für die positive und offene Arbeitsatmosphäre. Besonderen Dank möchte ich Dr.-Ing. Daniel Kugele, Dr.-Ing. David Hummelberger, Dr.-Ing. Alexander Bernath und M. Sc. Julian Seuffert aussprechen, die durch vielfältige Beiträge und kontinuierliche Unterstützung maßgeblich zum Gelingen dieser Arbeit beigetragen haben. Weiterhin danke ich meinen Kollegen am Fraunhofer-Institut für Chemische Technologie (ICT), den Hilfswissenschaftlern, Praktikanten und studentischen Abschlussarbeitern, die mich bei der Umsetzung meiner Ideen unterstützt haben.

Ich bedanke mich zudem bei meinen Kollegen der Audi AG, die durch ihren unermüdlichen Einsatz einen wesentlichen Beitrag zum Abschluss der Arbeit geleistet haben. Dr.-Ing. Martin H. Kothmann, Dipl.-Ing. David Roquette, Dipl.-Ing. Nikola Djuric und Dipl.-Ing. Felix Diebold gilt mein besonderer Dank. Sie haben den Grundstein für die Arbeit gelegt und auf vielfältige Art eine zentrale Rolle bei der Erarbeitung der Ergebnisse gespielt.

Mein Dank gilt auch Dr.-Ing. Vladimir A. Kolupaev für die konstruktiven Gespräche und den fachlichen Austausch.

Mein größter Dank gilt meiner Familie und meinen Freunden, die mir während der Erstellung der Dissertation mit unbeirrter Geduld und stetiger Ermutigung zur Seite standen.

Kurzfassung

Nachhaltiger Leichtbau stellt in der Automobilindustrie eine Schlüsseltechnologie zur Erreichung zukünftiger CO₂-Emissionsziele dar. So werden neben Metallen wie Stahl und Aluminium auch Faserverbundkunststoffe eingesetzt. Mit Hilfe einer von Audi entwickelten Prozessvariante des Hochdruck Resin Transfer Moulding, dem sogenannten Audi ultra RTM-Prozess, können die im Prozess entstehenden Werkzeuginnendrucke im Vergleich zum klassischen RTM-Prozess und zur RTM-Verfahrensvariante mit Spaltinjektion signifikant gesenkt werden. Eine geregelte Begrenzung des Werkzeuginnendrucks ermöglicht zudem die Integration von leichten, geschlossenzelligen polymeren Hartschaumkernen zur Herstellung von leistungsfähigen Sandwichstrukturen.

Die im Prozess auf den Kern einwirkenden thermischen und mechanischen Belastungen führen zu einer Verformung, die eine Änderung des lokalen Faservolumengehalts nach sich zieht. Dies wirkt sich sowohl auf die benötigte Menge an Matrixmaterial als auch auf das Formfüllverhalten aus. Das Erreichen der Einsatzgrenze des Kernmaterials im Prozess führt zu Kernversagen, was letztendlich in einem Ausschussbauteil resultiert. Eine Methode zur Untersuchung des Verhaltens und Ermittlung der Einsatzgrenze der Materialien im Prozess ist nicht bekannt. Kosten- und zeitintensive Bauteilabmusterungen zur Prozessoptimierung sind die Folge.

Ziel dieser Arbeit ist die Entwicklung einer Methodik, mit der das Verhalten potenzieller Kernmaterialien unter Prozessbedingungen systematisch untersucht und deren Einsatzgrenze bestimmt werden kann. Zudem soll durch ein Simulationsmodell die Einbindung des Strukturverhaltens der Kerne in die RTM-Formfüllsimulation ermöglicht werden.

Hierfür wird im Rahmen einer Materialuntersuchung zunächst die Eignung ausgewählter Kernmaterialien für die Großserie dargestellt. Anschließend wird die Struktur der Kernmaterialien makro- und mikroskopisch analysiert. Im Weiteren werden die im Prozess auftretenden Belastungen und Rahmenbedingungen experimentell ermittelt und ein Zusammenhang zwischen dem Werkzeuginnendruck und dem Verformungs- und Versagensverhalten des Kerns hergestellt. Neben wichtigen Kenngrößen bezüglich Fluideigenschaften, Belastungsart und Belastungsdauer werden im Rahmen der Prozessanalyse auch die thermischen Randbedingungen ermittelt, die der prozessorientierten Charakterisierung der Hartschaumstoffe zu Grunde liegen. Diese umfasst die systematische Untersuchung des Aufheizverhaltens sowie des Verformungsverhaltens unter Druck der betrachteten Materialien. Das Versagensverhalten unter den im RTM-Prozess vorherrschenden Rahmenbedingungen kann durch bekannte Prüfmethode nicht abgebildet werden. Daher wird im Rahmen dieser Arbeit eine Methode entwickelt, die es ermöglicht, den Einfluss verschiedener prozessrelevanter Faktoren auf das Versagensverhalten der Kernmaterialien separat zu untersuchen. Die experimentell ermittelten Daten bilden die Basis zur Simulation des Verformungsverhaltens der Hartschaumstoffe unter Prozessbedingungen. Hierfür wird ein hyperelastisches Materialmodell ausgewählt, das das nicht-lineare Verhalten des Hartschaums unter Druck im relevanten Verformungsbereich hinreichend genau abbildet, und erweitert, um

viskoelastische Effekte berücksichtigen zu können. Am Ende dieser Arbeit wird aufgezeigt, wie das verwendete Materialmodell in die virtuelle Prozesskette integriert werden kann, um das Formfüllverhalten von Faserverbundbauteilen mit Sandwichkern im RTM-Prozess vorhersagen zu können.

Abstract

Sustainable lightweight design is a key technology in the automotive industry for achieving future CO₂ emission targets. In addition to metals such as steel and aluminum, fiber composite plastics are also used. With the help of a process variant of high-pressure resin transfer molding, developed by Audi, the so-called Audi ultra RTM process, the mold internal pressures generated in the process can be significantly reduced compared to the classic RTM process and the RTM process variant with gap injection. A regulated limitation of the mold internal pressure also enables the integration of light, closed-cell polymeric rigid foam cores for the production of high-performance sandwich structures.

The thermal and mechanical loads acting on the core in the process lead to a deformation that results in a change in the local fiber volume content. This affects both the required amount of matrix material and the mold filling behavior. Reaching the use limit of the core material in the process leads to core failure, which ultimately results in a reject component. A method for investigating the behavior and determining the limit of use of the materials in the process is not known. The result is costly and time-consuming component sampling for process optimization.

The aim of this work is the development of a methodology with which the behavior of potential core materials under process conditions can be systematically examined and their application limits can be determined. In addition, the integration of the structural behavior of the cores in the RTM mold filling simulation is to be made possible by means of a simulation model.

For this purpose, the suitability of selected core materials for the large series is first shown in the context of a material analysis. The structure of the core materials is then analyzed macroscopically and microscopically. Furthermore, the loads and general conditions occurring in the process are determined experimentally and a relationship is established between the cavity pressure and the deformation and failure behavior of the core. In addition to important parameters regarding fluid properties, type of load and duration of load, the process analysis also determines the thermal boundary conditions on which the process-oriented characterization of the rigid foams is based. This includes the systematic investigation of the heating behavior and the deformation behavior under pressure of the materials. The failure behavior under the conditions prevailing in the RTM process cannot be represented by the state-of-the-art test methods. Therefore, in the context of this work, a method is developed that enables the influence of various process-relevant factors on the failure behavior of the core materials to be investigated separately. The experimentally determined data form the basis for the simulation of the deformation behavior of the rigid foams under process conditions. For this purpose, a hyperelastic material model is selected, which maps the non-linear behavior of the rigid foam under pressure in the relevant deformation area with sufficient accuracy. Additionally, the model is extended to consider viscoelastic effects. At the end of this work it is shown how the material model can be integrated into the virtual process chain in order to be able to predict the shape filling behavior of fiber composite components with sandwich core in the RTM process.

Inhaltsverzeichnis

Vorwort	iii
Kurzfassung	v
Abstract	vii
Inhaltsverzeichnis	ix
Symbole und Abkürzungen	xi
1 Einleitung	1
1.1 Problemstellung	2
1.2 Motivation und Zielsetzung.....	4
2 Stand der Forschung	7
2.1 RTM-Sandwichttechnologie.....	7
2.2 Charakterisierung und Simulation des mechanischen Verhaltens polymerer Hartschäume.....	11
3 Materialien	15
3.1 Bewertung und Auswahl geeigneter Kernmaterialien.....	15
3.1.1 Bewertungskriterien für den Einsatz in der Großserie	16
3.1.2 Polymethacrylimid Partikelschaum (PMI-PS).....	18
3.1.3 Polyurethan Hartschaum (PUR-HS).....	18
3.2 Morphologische Untersuchung der Kernmaterialien	19
3.2.1 Methodik der mikroskopischen Betrachtung	20
3.2.2 Methodik der makroskopischen Betrachtung.....	21
3.2.3 Ergebnisse.....	22
3.3 Matrixmaterialien und Ersatzfluide	31
3.3.1 Matrixmaterialien	31
3.3.2 Ersatzfluide.....	31
3.4 Textile Halbzeuge.....	32
3.4.1 Kohlenstofffaser Halbzeuge	32
3.4.2 Fließhilfen.....	32
4 Prozessanalyse	33
4.1 Identifikation relevanter Prozessphasen.....	33
4.2 Methoden.....	34
4.2.1 Beschreibung des RTM-Versuchswerkzeugs	34
4.2.2 Vorgehen zur Analyse der Aufheizphase	36
4.2.3 Vorgehen zur Analyse der Injektionsphase	37
4.2.4 Vorgehen zur Analyse der Nachpressphase.....	40
4.3 Ergebnisse & Diskussion	41
4.3.1 Analyse der Aufheizphase.....	41

4.3.2	Analyse der Injektionsphase.....	42
4.3.3	Analyse der Nachpressphase.....	46
4.4	Ableitung relevanter Eigenschaften zur Beschreibung des Kernverhaltens im RTM-Prozess.....	48
5	Prozessorientierte Materialcharakterisierung	49
5.1	Methoden.....	49
5.1.1	Vorgehen zur Bestimmung der thermophysikalischen Eigenschaften	49
5.1.2	Vorgehen zur Bestimmung des Deformationsverhaltens unter Druck.....	52
5.1.3	Vorgehen zur Bestimmung des Versagensverhaltens unter Fluiddruck.....	55
5.2	Ergebnisse und Diskussion	63
5.2.1	Thermophysikalische Eigenschaften - Validierung des Prüfstands.....	63
5.2.2	Thermophysikalische Eigenschaften - Sensitivitätsanalyse	65
5.2.3	Deformationsverhalten unter Druck - Sensitivitätsanalyse	70
5.2.4	Versagensverhalten unter Fluiddruck - Validierung des Prüfstands.....	74
5.2.5	Versagensverhalten unter Fluiddruck - Sensitivitätsanalyse	83
6	Simulation des mechanischen Verhaltens unter Prozessbedingungen	89
6.1	Auswahl eines Materialmodells.....	89
6.1.1	Anforderungen an das Materialmodell	89
6.1.2	Modellauswahl	90
6.2	Parameteridentifikation und -optimierung.....	93
6.2.1	Aufheizverhalten	93
6.2.2	Temperaturabhängigkeit des Deformationsverhaltens.....	94
6.2.3	Dehnratenabhängigkeit des Deformationsverhaltens.....	95
6.3	Experimentelle Validierung	100
6.3.1	Aufheizverhalten	100
6.3.2	Temperaturabhängigkeit des Deformationsverhaltens.....	102
6.3.3	Dehnratenabhängigkeit des Deformationsverhaltens.....	103
6.4	Thermo-mechanische Kopplung – Überlagerung von Aufheizen und Druckbelastung.....	104
7	Zusammenfassung und Ausblick	107
	Anhang	xv
	Literaturverzeichnis	xxv
	Abbildungsverzeichnis.....	xxxii
	Tabellenverzeichnis.....	xxxvii

Symbole und Abkürzungen

∇p	Druckgradient, in bar pro Meter
A_0	Anfangsquerschnitt, in Quadratmillimeter
AA	Anguss Außen
AO	Anguss Oben
BB	Hysteresis Modell – auch Bergstrom-Boyce Modell
CFK	Kohlenstofffaser-/Carbonfaserverstärkter Kunststoff
DMA	Dynamisch Mechanische Analyse
E_C	Spezifischer Druck-Elastizitätsmodul, in Megapascal
EP-Harz	Epoxidharz
F_3	Kraft bei 3% Stauchung, in Newton
F_E	Kraft am Ende des elastischen Bereichs, in Newton
FSI	Fluid-Struktur-Interaktion
FVG	Faservolumengehalt
FVK	Faserverbundkunststoff
h_0	Anfangshöhe, in Millimeter
HD-CRTM	Hochdruck Compression Resin Transfer Moulding
HD-IRTM	Hochdruck Injection Resin Transfer Moulding
HD-RTM	Hochdruck Resin Transfer Moulding
HF	Hyperfoam Modell
m	Masse, in Kilogramm
MF	Micromechanical Foam Modell
MR	Mooney-Rivlin Modell
MSS	Modulares Sportwagen System
n	Anzahl der Wertepaare

Ogden	Ogden Modell
P	Polynomial Modell
PC-RTM	Pressure Controlled Resin Transfer Moulding
PMI	Polymethacrylimid
PMI-PS	Polymethacrylimid-Partikelschaum
PN	Parallel Network Modell
PUR	Polyurethan
PUR-Harz	Polyurethanharz
PUR-HS	Polyurethan-Hartschaum
REM	Rasterelektronenmikroskopie
RMSE	Root Square Mean Error
RP	Reduced Polynomial Modell
RTM	Resin Transfer Moulding
TNF	Three Network Foam Modell
V_e	Volumen eingedrungenen Fluids
V_k	Volumenänderung bei Versuch komplett versiegelter Probe
VO	Vakuum Oben
V_p	Volumenänderung des Prüfstands
V_s	Volumenänderung der Schaumprobe
V_t	Volumenänderung bei Versuch mit teilversiegelter Probe
x_e	Höhenminderung bei F_e , in Millimeter
\hat{y}_i	prognostizierter Wert
y_i	beobachteter Wert
ε	Stauchung
η	Viskosität, in Pascalsekunden
κ	Permeabilität des Faserhalbzeugs in Quadratmeter
v	Fließfrontgeschwindigkeit, in Meter pro Sekunde

$\tilde{\rho}$	korrigierte Dichte, in Gramm pro Liter
ρ	gemessene Dichte, in Gramm pro Liter
ρ_i	globale Dichte der Teilplatte i, in Gramm pro Liter
ρ_{Mittel}	durchschnittliche globale Dichte, in Gramm pro Liter
σ_3	Spezifische Spannung bei 3% Stauchung, in Megapascal
σ_e	Druckspannung am Ende des elastischen Bereichs, in Megapascal
Φ	Porosität des Faserhalbzeugs

1 Einleitung

Die Europäische Union hat 2014 die 2009 erlassene Verordnung zur Begrenzung von CO₂-Emissionen überarbeitet, wodurch eine deutliche Senkung der Treibhausgasemissionen bis zum Jahr 2020 erwirkt werden soll (Verordnung (EU) Nr. 333/2014). Automobilhersteller müssen demnach den Flottenwert der CO₂-Emissionen auf unter 95 g/km reduzieren, da ihnen sonst empfindliche Strafen drohen. Bezogen auf den 2015 ermittelten durchschnittlichen Flottenwert von 119,5 g/km bedeutet dies eine Minderung um mehr als 20% (Helmerts 2015). Neben neuen Technologien in der Motorenentwicklung und dem Forcieren der Elektromobilität als Alternative zu konventionellen Antrieben, stellt vor allem nachhaltiger Leichtbau eine Schlüsseltechnologie in der Automobilindustrie zur Erreichung der CO₂-Emissionsziele dar. Mit 40% besitzt die Karosserie einen beträchtlichen Anteil am Gesamtgewicht eines Fahrzeugs, wodurch gewichtsmindernde Maßnahmen hier besonders wirkungsvoll sind (Goede 2007). Neben Metallen wie Stahl und Aluminium werden zunehmend Faserverbundkunststoffe (FVK) mit duromerer Kunststoffmatrix in Strukturbauteilen eingesetzt. Auf Grund seiner ausgezeichneten mechanischen Eigenschaften bei geringer Dichte hat besonders kohlenstofffaserverstärkter Kunststoff (= carbonfaserverstärkter Kunststoff, CFK) an Bedeutung gewinnen können. Wegen der hohen Material- und Herstellungskosten sind CFK Bauteile vorwiegend im Premium- und Sportwagensegment vorzufinden. Abbildung 1.1 zeigt die Rohkarosserie des Audi R8 Spyder mit den in CFK umgesetzten Komponenten Mitteltunnel, B-Säule und Rückwand (schwarz dargestellt).



Abbildung 1.1: Einsatz von CFK im Rohbau des Audi R8 Spyder (Deinzer 2016)

Um einen möglichst großen Effekt zu erzielen, wird Systemleichtbau betrieben. Verglichen mit dem Materialleichtbau, bei dem eine Gewichtsersparnis erreicht wird, in dem man ein Material durch eines mit einer geringeren Dichte substituiert, hat der Systemleichtbau das Ziel, ein

System ganzheitlich zu betrachten. Das System kann hierbei mehrere Bauteile oder Komponenten umfassen. Durch die Herstellung von großmoduligen CFK-Integralbauteilen mit einer lastgerechten Faserorientierung und Sandwich-Aufbauten wird eine möglichst große Gewichtssenkung angestrebt. Außerdem können Sekundäreffekte wie beispielsweise der Wegfall von Fügstellen oder die Integration von Funktionen genutzt werden. (Henning und Moeller 2011; Dallner et al. 2012)

Dem Resin Transfer Moulding (im Folgenden RTM genannt) wird vor diesem Hintergrund ein großes Potenzial zur kostengünstigen Herstellung von Hochleistungsfaserverbundbauteilen zugesprochen. Im RTM hergestellte Bauteile zeichnen sich unter anderem durch ihre hervorragende Dimensionstreuung bei hoher geometrischer Komplexität aus, sowie durch den hohen möglichen Faservolumengehalt (FVG), welcher ausschlaggebend für die mechanischen Eigenschaften ist. Technologisch ist der Prozess den Harzinjektionsverfahren zuzuordnen. Dabei werden trockene Faserhalbzeuge, zumeist Gelege aus Glas- oder Kohlenstofffasern, in Form von Vorformlingen, sogenannten Preforms, in ein temperiertes mehrteiliges Werkzeug eingelegt und nach dem Schließen des Werkzeugs mit einem Harz-Härter-Gemisch imprägniert. (Fries et al. 2012)

1.1 Problemstellung

Das Verfahren wird überwiegend in der Herstellung von Kleinst- und Kleinserien im Sportwagensegment eingesetzt. Hierbei sind Zykluszeiten von mehreren Minuten bis hin zu Stunden die Regel. Mit dem Hochdruck-RTM (im Folgenden HD-RTM) wurde eine Verfahrensvariante vorgestellt, die eine deutliche Reduzierung der Zykluszeit ermöglicht. Im Vergleich zum klassischen RTM erfolgt die Vermischung der beiden Komponenten in einem Hochdruck-Mischkopf, wodurch eine schnelle und homogene Vermischung gewährleistet wird und zudem hohe Austragsleistungen garantiert werden können. Eine weitere Optimierung des Prozesses hinsichtlich Zykluszeit und Bauteilqualität wurde durch die Entwicklung der sogenannten Spaltinjektion erreicht. Bei dieser Verfahrensvariante wird das Werkzeug erst nach der Injektion des Harzgemischs vollständig geschlossen, wodurch der Werkzeuginnendruck während der Injektion verringert wird und die Austragsleistung weiter gesteigert werden kann. Das Druckmaximum in der Kavität wird hierbei in die Nachpressphase verschoben, bei der das Werkzeug auf die endgültige Bauteildicke geschlossen wird. Der vorherrschende hohe Werkzeuginnendruck wirkt sich nachteilig auf den Einsatz von leichten Kernmaterialien aus. Die Integration von Sandwichstrukturen in das Bauteil wird dadurch erschwert oder gänzlich verhindert. (Deinzer et al. 2016)

Mit Hilfe einer von der Audi AG entwickelten Prozessvariante des HD-RTM, dem Audi ultra-RTM, kann der entstehende Werkzeuginnendruck im Vergleich zum klassischen HD-RTM und zur RTM-Verfahrensvariante mit Spaltinjektion signifikant gesenkt werden (Abbildung 1.2). Der Prozess basiert auf einer prozessintegrierten Regelung der relevanten Prozessparameter, beispielsweise des Werkzeuginnendrucks und des Werkzeugspaltes. Die geregelte Begrenzung des Werkzeuginnendrucks ermöglicht die Integration von leichten, geschlossenzelligen polymeren Hartschaumkernen zur Herstellung von leistungsfähigen Sandwichstrukturen. Dadurch kann die Leichtbaugüte von RTM-Bauteilen bei gleichzeitiger Reduktion der Herstell- und Material-Gesamtkosten erhöht werden. (Kothmann et al. 2016)

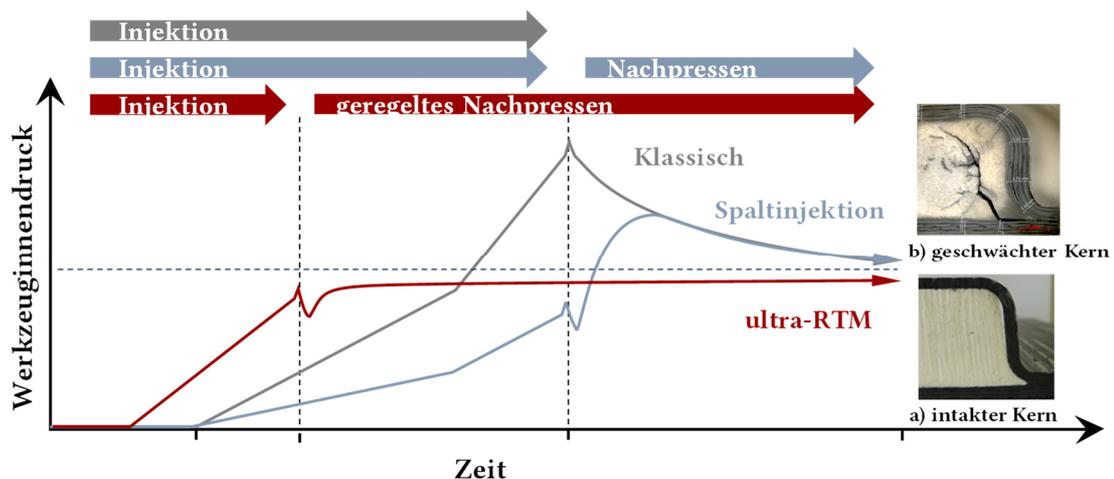


Abbildung 1.2: Qualitative Darstellung des Druckverlaufs beim ultra-RTM im Vergleich zum klassischen HD-RTM und der Spaltinjektion, angelehnt an (Deinzer 2016)

Der Sandwichkern unterliegt im HD-RTM sowohl thermischen als auch mehrachsigen mechanischen Belastungen. Je nach Prozessparametern und verwendetem Matrixsystem beträgt die Werkzeugtemperatur zwischen 80°C und 140°C (BASF Polyurethanes GmbH 2015; DOW Chemicals 2015; Wacker et al. 2017). Beim klassischen HD-RTM können Kavitätsdrücke von 30 bis 200 bar erreicht werden (Gardiner 2015). Durch die Verwendung einer prozessintegrierten Regelung kann der Kavitätsdruck nach (Deinzer 2016) und (Rosenberg et al. 2016) zwar signifikant verringert werden. Die im RTM vorherrschenden Temperaturen und Drücke können dennoch zu einer Verformung der polymeren Hartschaumkerne führen (Rosenberg 2018). Dieser Effekt ist in Abbildung 1.3 schematisch am Beispiel des ultra-RTM-Prozesses dargestellt. Die Kernverformung wirkt sich sowohl auf die benötigte Menge an Kunststoffmatrix als auch auf das Formfüllverhalten aus, da dadurch der lokale Faservolumengehalt beeinflusst wird (Al-Hamdan et al. 1998; Comas-Cardona et al. 2012; Binetruy 2003). Das Erreichen der Einsatzgrenze des Kernmaterials im Prozess führt zu Kernversagen, was letztendlich in einem Ausschussbauteil resultiert.

1.2 Motivation und Zielsetzung

Die Bewertung der Eignung eines Kernmaterials für das HD-RTM erfolgt nach aktuellem Stand der Technik durch „trial-and-error“-Abmusterungen im Realprozess, was mit einem sehr hohen finanziellen und zeitlichen Aufwand verbunden ist. Somit sind aktuell nur einige wenige im HD-RTM einsetzbare Kernmaterialien bekannt.

Eine wirtschaftliche und technische Bewertung verfügbarer Kernmaterialien sowie deren Weiterentwicklung erfordert geeignete Methoden zur Charakterisierung prozessrelevanter thermomechanischer Eigenschaften. Benötigt werden diese auch zur virtuellen Vorhersage von Verformung und Versagen der Kernmaterialien bei den im HD-RTM wirkenden Randbedingungen.

Ziel dieser Arbeit ist die Entwicklung einer Methodik, mit der das Verhalten potenzieller Kernmaterialien unter Prozessbedingungen systematisch untersucht und deren Einsatzgrenze bestimmt werden kann. Zudem soll durch ein Simulationsmodell die Einbindung des Strukturverhaltens der Kerne in die RTM-Formfüllsimulation ermöglicht werden. Dafür werden folgende Teilziele verfolgt:

1. Ableitung und Definition relevanter Prozessgrößen und Randbedingungen
2. Entwicklung einer prozessorientierten Prüfmethodik
3. Definition und Ermittlung charakteristischer Materialkenndaten zur Bewertung der Prozesstauglichkeit von polymeren Hartschaumstoffen
4. Aufbau eines Simulationsmodells zur Abbildung des thermo-mechanischen Verformungsverhaltens polymerer Hartschäume unter Prozessbedingungen

Mit Erreichen dieser Ziele wird ein besseres Verständnis für das Materialverhalten unter RTM-Prozessbedingungen geschaffen und eine Methode zur Vorhersage dieses Verhaltens zur Verfügung gestellt. Indem das Material und die Prozessparameter optimal aufeinander abgestimmt werden, kann die Robustheit des Prozesses gesteigert werden. Dies wiederum führt zu einer Verbesserung der Bauteilqualität und bietet durch Ausschöpfung des vollen verfügbaren Potenzials von Werkstoff und Prozess die Möglichkeit zur Erhöhung der Leistungsfähigkeit der Bauteile.

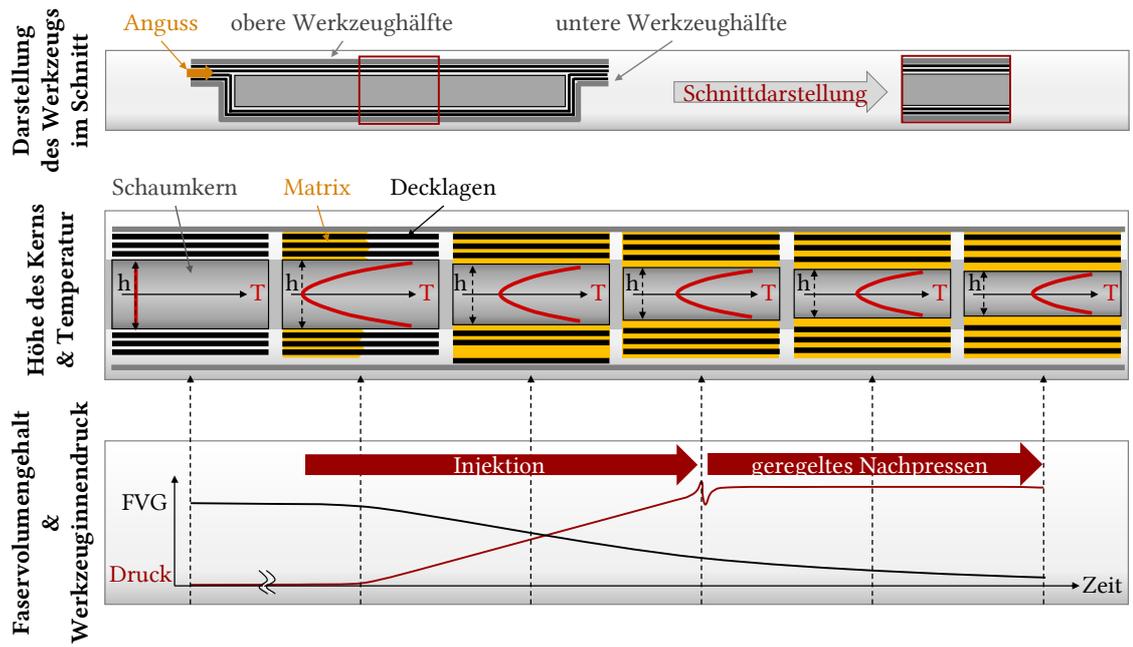


Abbildung 1.3: Schematische Darstellung der Höhe des Kerns in unterschiedlichen Prozessphasen beim ultra-RTM

2 Stand der Forschung

2.1 RTM-Sandwichtechnologie

Das RTM-Verfahren gehört nach (Henning und Moeller 2011) zu den „closed-mold“ Harzinjektionsverfahren, bei dem mehrteilige feste Werkzeuge eingesetzt werden. Der Ablauf des RTM-Verfahrens kann in sechs grundlegende Prozessschritte unterteilt werden:

1. Drapieren des trockenen Textils in separatem Werkzeug
2. Einlegen des Preforms und des Sandwichkerns in das RTM-Werkzeug
3. Schließen des Werkzeugs und Anlegen eines Vakuums
4. Harzinjektion
5. Aushärten
6. Entformen

In Abbildung 2.1 sind die genannten Prozessschritte am Beispiel der Herstellung einer Sandwich-Komponente im RTM-Prozess mit dem gelb eingefärbten Kern schematisch dargestellt.

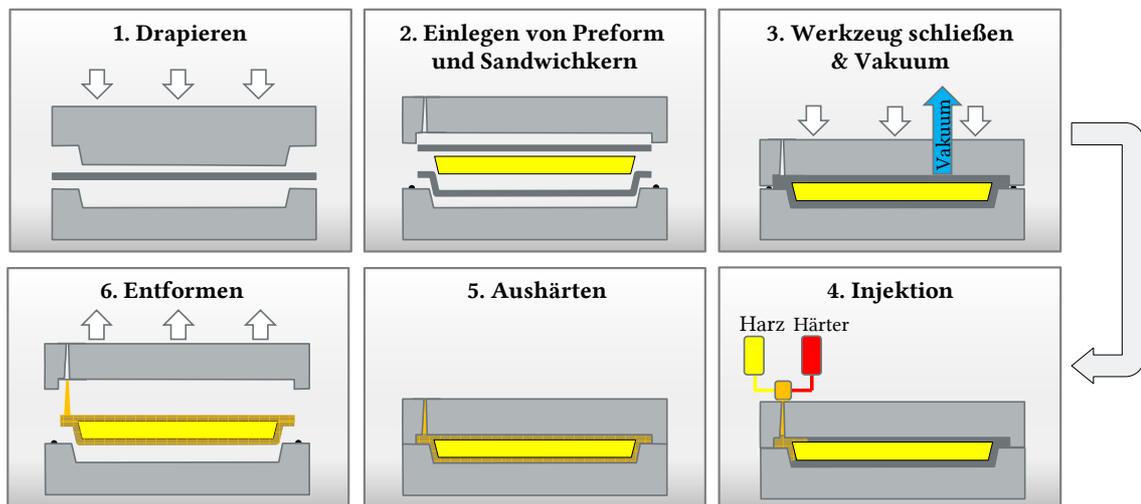


Abbildung 2.1: Schematische Darstellung des klassischen RTM-Verfahrens zur Herstellung eines Sandwich-Verbunds

Der erste Schritt, Drapieren oder auch Preforming genannt, findet in einem separaten Umformwerkzeug statt. Hierbei werden die zugeschnittenen Einzellagen aufeinander abgelegt und anschließend im Preforming-Werkzeug umgeformt. Dabei wird der auf den Einzellagen

applizierte Binder aktiviert, damit der drapierte Vorformling, Preform genannt, nach der Entnahme aus dem Werkzeug seine Form behält. Das vorgeformte, kompaktierte Halbzeug wird anschließend zusammen mit dem Sandwichkern in das RTM-Werkzeug eingelegt. Dieses besteht aus mindestens zwei Werkzeughälften. Das RTM-Werkzeug wird geschlossen und die Luft mittels Vakuumpumpen entzogen. Das Evakuieren verringert die Anzahl und Größe von Lufteinschlüssen und begünstigt zudem die Infiltration des Halbzeugs. Nach der Evakuierung wird das Harz-Härter-Gemisch unter Druck in die Kavität des Formwerkzeugs injiziert. Durch Beheizen des RTM-Werkzeugs werden die Fließeigenschaften des Harzes verbessert und zudem die Aushärtereaktion beschleunigt. Die Aushärtung erfolgt unter Wärmezufuhr und Druck. Nach der Aushärtung kann das Bauteil entnommen werden. Durch Hinzugabe von internen Trennmitteln zum Harz oder externes Eintrennen der Werkzeugoberflächen wird die Entformung vereinfacht. In der Regel werden auch Auswerfer in das Werkzeug integriert, um die Anhaftung des Bauteils an die Form zu überwinden. Anschließend wird das Werkzeug gereinigt und das Bauteil zur Nacharbeit weitergeleitet. (Magagnato 2017; AVK 2010; Fries et al. 2012)

Neben dem hier beschriebenen klassischen RTM-Verfahren gibt es zahlreiche Verfahrensvarianten, die durch unterschiedliche Ansätze das Ziel verfolgen, die Großserientauglichkeit des Prozesses zu verbessern. Vor diesem Hintergrund werden beim Hochdruck-RTM die Matrixkomponenten unter Hochdruck vermischt und injiziert. Dadurch kann das Werkzeug in sehr kurzer Zeit gefüllt werden. Der entstehende Werkzeuginnendruck wird dabei maßgeblich durch die Permeabilität der Preforms, die Viskosität des Matrixsystems und die Injektionsgeschwindigkeit beziehungsweise die vordefinierte Austragsleistung bestimmt. Eine kurze Zykluszeit bei gleichzeitig hohem Faservolumengehalt bedingt so einen hohen Druck im Werkzeug während der Injektion. (Chaudhari 2014; Fries et al. 2012)

(Chaudhari 2014) unterscheidet in diesem Zusammenhang zwischen dem HD-Injection-RTM (HD-IRTM) und dem HD-Compression-RTM (HD-CRTM). Beim HD-IRTM ist das Werkzeug zum Zeitpunkt der Injektion vollständig geschlossen. Der Werkzeuginnendruck erreicht so 100 bar oder mehr bei Werkzeugtemperaturen von 80-140°C. (Chaudhari 2014; Fries et al. 2012; Gardiner 2015)

Beim HD-RTM wird der Fließwiderstand des Halbzeugs durch einen voreingestellten Spalt in der Kavität verringert und so der Druck während der Injektion gemindert (Spaltinjektion). Hierbei verschiebt sich das Druckmaximum von der Injektionsphase in die sogenannte Nachpressphase bei gleichzeitig längerer Prozesszeit, da das Werkzeug nach der Injektion durch Erhöhung der Presskraft noch geschlossen werden muss. Vorteil dieser Variante ist die Reduzierung des Werkzeuginnendrucks während der Injektion, was die Gefahr des Verschwimmens der Fasern (Fiberwashing genannt) verringert und den Einsatz hoher Austragsleistungen ermöglicht. (Henning und Moeller 2011; Rosenberg 2018)

Beide Varianten haben das Fehlen einer prozessintegrierten Druckbegrenzung gemein. Dadurch ist eine hinsichtlich der Zykluszeit optimierte Bauteilherstellung mit auf den verwendeten Sandwichkern abgestimmten Prozessparametern kaum möglich. Vor diesem Hintergrund erörtern (Gerstenkorn et al. 2017) und (Kothmann et al. 2016) in ihren Arbeiten den von der Audi AG entwickelten ultra-RTM-Prozess, der die Verarbeitung von leichten Kernmaterialien

unter großserientauglichen Bedingungen erlaubt. Der ultra-RTM-Prozess basiert auf einer Weiterentwicklung des HD-CRTM. Durch eine Prozessregelung und spezielle Sensorik lässt sich der Werkzeuginnendruck während der Injektions- und Nachpressphase regeln und über den gesamten Prozessverlauf signifikant reduzieren. Die grundlegenden Prozessschritte sind in Abbildung 2.2 am Beispiel der Herstellung einer Sandwich-Komponente vereinfacht dargestellt.

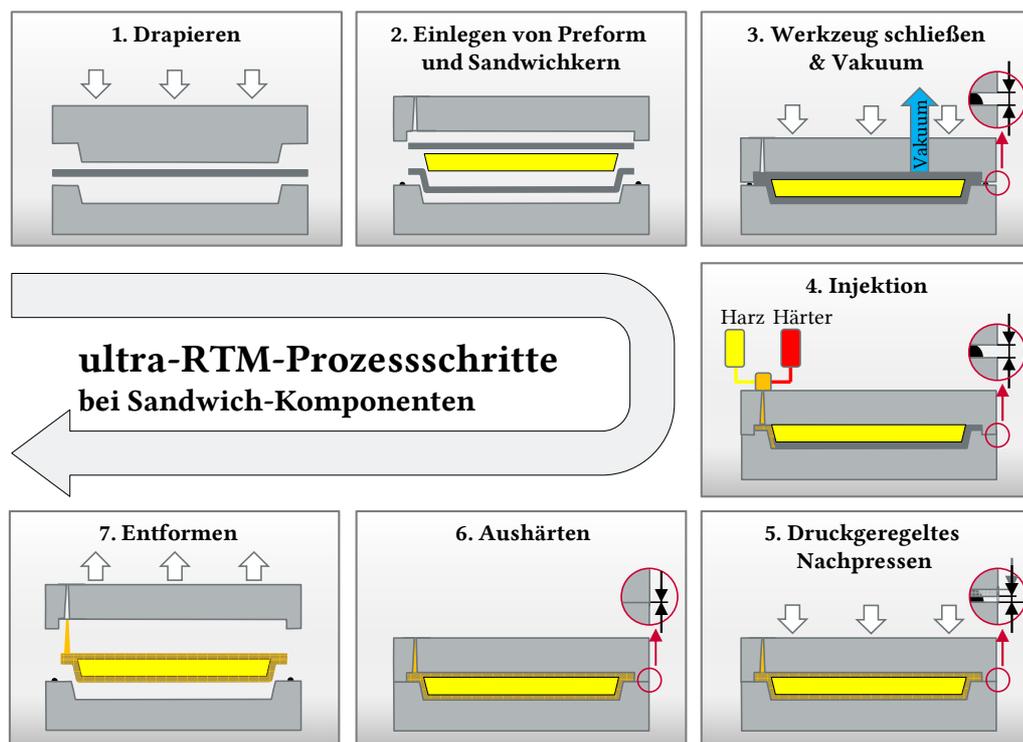


Abbildung 2.2: Schematische Darstellung des ultra-RTM-Verfahrens mit druckgeregeltem Nachpressen, angelehnt an (Gerstenkorn et al. 2017)

Im Vergleich zum klassischen RTM-Prozess ist das Werkzeug beim Injizieren nicht auf die finale Bauteildicke geschlossen. Stattdessen wird ein Werkzeugspalt direkt über den Schließweg der Presse oder indirekt über die Schließkraft eingestellt. Durch eine zweckgerichtete Auslegung der Dichtungen wird deren Dichtwirkung bereits beim Evakuieren der Luft und anschließendem Injizieren der Matrix sichergestellt. Ähnlich wie beim HD-CRTM wird durch den Spalt die Halbzeugpermeabilität erhöht, was zu einer Verringerung des Werkzeuginnendrucks während der Injektion führt. Die zusätzliche Prozessregelung verhindert im nächsten Schritt die üblichen Druckamplituden während des Nachpressens. Die Regelgröße kann hierbei sowohl der Werkzeuginnendruck als auch die Schließkraft oder -geschwindigkeit der Presse sein. Nach (Deinzer 2016) lässt sich der Prozess flexibel an die Bauteilgeometrie und die verwendeten Materialien anpassen. Weiterhin ergeben sich dem Autor zufolge vorteilhafte Sekundäreffekte entlang der Prozesskette, beispielsweise durch leichtere Werkzeuge oder eine geringere Schließkraft der Pressen. Durch den Einsatz dieser Verfahrensvariante konnte im Rohbau des MSS-Spyder der Audi AG ein leichter Partikelschaum (Polymethacrylimid-Partikelschaum) eingesetzt werden.

In (Rosenberg 2018) stellt der Autor eine Verfahrensvariante vor, bei der die Prozessregelung bereits während der Injektionsphase eine Begrenzung des Werkzeuginnendrucks ermöglicht. Im Vergleich zum ultra-RTM werden beim sogenannten Pressure-Controlled-RTM (PC-RTM) der Werkzeugspalt und die Austragsleistung der Injektionsanlage in Abhängigkeit vom Werkzeuginnendruck durch die Anlage geregelt. Dadurch kann das Risiko einer Schädigung des Kerns während der Injektion verringert werden.

Der industrielle Einsatz von Kernmaterialien im RTM-Prozess, ungeachtet der Prozessvariante, setzt die genaue Kenntnis über den Einfluss des Kerns auf den Prozess und die Bauteileigenschaften voraus. So wurden in verschiedenen wissenschaftlichen Arbeiten die auftretenden Effekte bei der Herstellung von Sandwich-Komponenten im RTM-Prozess untersucht.

(Wirth et al. 1998) untersuchen in ihrer Arbeit die Deformation und das Versagen von Polurethanschäumen unterschiedlicher Dichten durch Herstellung von einseitig mit Faserhalbzeugen belegten Platten im RTM-Prozess mit Vinylesterharz. Die bleibende Verformung des Kerns wird durch Vermessung der hergestellten Platten, insbesondere der Laminatdicke, ermittelt. Zudem wird der Werkzeuginnendruck während der Harzinjektion gemessen. Die Autoren stellen so eine Korrelation zwischen der Verformung des Kerns und dem im Werkzeug herrschenden Druck her. Die Deformation von Polymerschäumen im RTM wird auch von (Binetruy 2003) und (Deleglise et al. 2006) betrachtet. Dabei stellen die Autoren eine Verformung des Kerns fest, die zu einer Verringerung der im Werkzeug entstehenden Drücke führt. Als Einflussfaktoren auf das Verhalten des Schaums im Prozess nennen die Autoren die mechanischen Eigenschaften des Schaums, dessen Vorkomprimierung, die Injektionsgeschwindigkeit des Harzes sowie die Harzviskosität. Neben experimentellen Untersuchungen entwickeln die Autoren analytische Modelle zur Vorhersage der Druckentwicklung im RTM Werkzeug. (Binetruy 2003) folgert zudem, dass die Kernverformung zu einer Erhöhung der Permeabilität führt und so eine Verbesserung der Formfüllung nach sich zieht.

Diese Folgerung mag für Niederdruck-RTM-Prozesse von Vorteil sein, da die Kosten für Werkzeug und Injektionsanlage gesenkt werden können. Für die Herstellung hochbelasteter FVK-Sandwichbauteile mit einem hohen Faservolumengehalt und der Forderung nach reproduzierbaren Prozessen birgt die Verformung des Kerns jedoch Risiken.

In (Al-Hamdan et al. 2013) und (Rudd 1997) werden verschiedene mögliche Phänomene bei der Herstellung von Sandwichkomponenten mit Polymerschäumkernen im RTM erläutert (Abbildung 2.3). Dabei werden neben der Kernverschiebung und -verformung (1 und 6) auch Versagensmechanismen wie das Auftreten von Trockenstellen im Halbzeug (3), die Delamination der Deckschicht (5) und der Kernkollaps (2) beziehungsweise lokales Harzeindringen (4) genannt. In der Arbeit wird zudem die Harzaufnahme durch den Schaum beleuchtet, die im finalen Bauteil nach Aushärtung des Bauteils zu Rissen im Schaum führt. Durch eine geeignete Beschichtung konnte die Harzaufnahme reduziert werden. Die Autoren verwendeten für ihre Untersuchungen kommerziell verfügbare Schäume aus Polyurethan und Polyvinylchlorid mit Dichten zwischen 50 g/l und 150 g/l oder auch Balsaholz. Die Verwendung solcher geringer Dichten ist möglich, da die Untersuchungen in einem

Niederdruck-RTM-Verfahren durchgeführt wurden, bei dem Drücke bis maximal 5 bar bei einer Werkzeugtemperatur von 100°C erreicht wurden.

Des Weiteren stellen die Autoren in (Al-Hamdan et al. 1998) fest, dass der Einfluss der Verschiebung des Kerns im Vergleich zu dessen Deformation zu vernachlässigen ist, wenn ein flächiger Kern verwendet wird und zudem ein Laminat mit einem hohen Faservolumengehalt sowie einer geringeren Permeabilität zum Einsatz kommt.

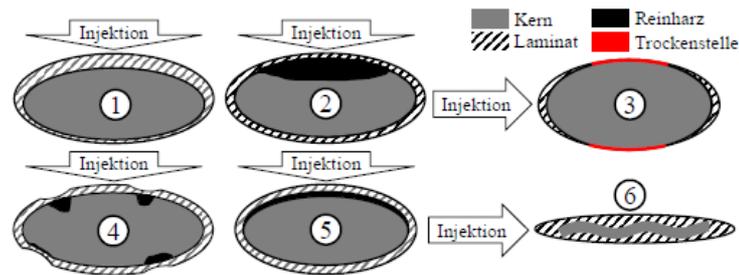


Abbildung 2.3: Mögliches Verhalten eines Kerns im RTM-Prozess aus (Rosenberg 2018) nach (Al-Hamdan et al. 2013; Rudd 1997)

In (Rosenberg 2018) greift der Autor die genannten Defekte teilweise auf und bestätigt deren Relevanz auch für den Hochdruck-RTM-Prozess. Neben lokalem Eindringen von Harz detektiert er auch globales Eindringen und Kernverformungen sowie Rissbildungen. Er weist zudem darauf hin, dass die Druckbegrenzung, wie sie in (Kothmann et al. 2016) und (Rosenberg et al. 2016) beschrieben wird, durch eine entsprechende Anlagen- und Pressenregelung zu einem defektfreien Ergebnis führen kann. Hierfür muss der maximal ertragbare Druck des Kerns bekannt sein. Im Rahmen seiner Untersuchungen ermittelt der Autor diese auf den Kern bezogene Druckgrenze über Vorversuche mit dem HD-I- beziehungsweise HD-CRTM. Die Bestätigung des positiven Einflusses einer prozessintegrierten Druckbegrenzung belegt er über die Verwendung des PC-RTM.

2.2 Charakterisierung und Simulation des mechanischen Verhaltens polymerer Hartschäume

Das mechanische Verhalten eines Schaums wird im Wesentlichen durch die Eigenschaften des Basismaterials sowie durch die Zellstruktur bestimmt. Entsprechend zeigen Polymerschäume ein temperatur- und zeitabhängiges Verformungsverhalten wie es von Kunststoffen bekannt ist (Schlimper 2014). Im RTM-Prozess unterliegen die Kernmaterialien einer Druckbelastung, die je nach Prozessparameter wenige Sekunden bis mehrere Minuten anhalten kann. Zudem wirken durch das temperierte Werkzeug und die vortemperierten Matrixmaterialien Wärmeeinflüsse auf den Kern. Im Folgenden steht daher die Charakterisierung der Schäume bei Druckbelastung unter Berücksichtigung von Zeit und Temperatur im Fokus.

Die Ermittlung des Druck-Elastizitätsmoduls E_C erfolgt gemäß (DIN EN ISO 844 2014) in einem uniaxialen Druckversuch, wie er in Kapitel 5.1.2 im Detail beschrieben wird. Das Ergebnis eines

solchen Versuchs ist eine Spannungs-Stauchungs-Kurve, dargestellt am Beispiel eines idealisierten Schaums in Abbildung 2.4. Nach (Gibson und Ashby 1988) zeigt die Kurve ein hyperelastisches Materialverhalten und kann in drei Bereiche eingeteilt werden: linear-elastischer Bereich, Plateau (Beulen oder plastische Verformung der Zellwände) und Verdichtung.

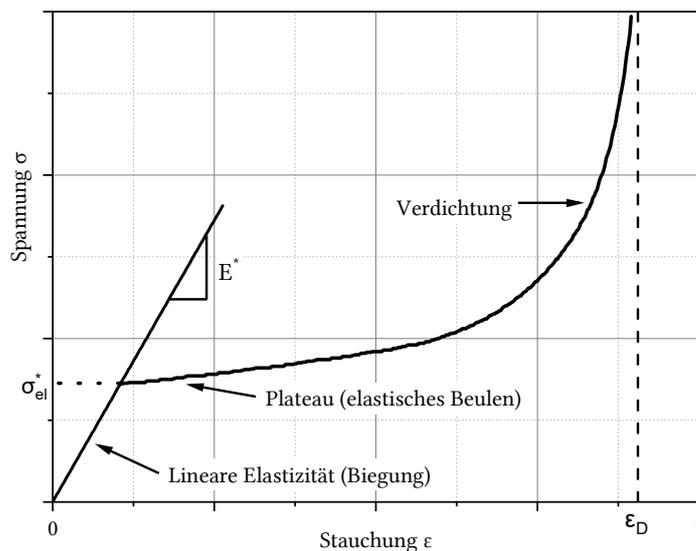


Abbildung 2.4: Idealisierte Spannungs-Stauchungs-Kurve eines Polymerschaums unter uniaxialer Druckbelastung nach (Gibson und Ashby 1988)

Die Modellierung des dargestellten Materialverhaltens von Polymerschaumen ist bereits seit über 60 Jahren im Fokus einiger wissenschaftlicher Arbeiten (Mooney 1940; Rivlin 1948). In der von (Ogden 1972) vorgestellten Arbeit wird zudem eine Dehnungsenergiefunktion eingeführt, die als allgemeiner Ausdruck zur Beschreibung hyperelastischen Materialverhaltens verstanden werden kann und so beispielsweise die Grundlage des im Rahmen dieser Arbeit verwendeten Hyperfoam Modells bildet.

Um der Zeitabhängigkeit des Verhaltens von Polymerschaumen Rechnung zu tragen, werden in (Zhang et al. 1997) und (Del Piero und Pampolini 2009) Modelle vorgestellt, die neben der Hyperelastizität auch die Viskoelastizität berücksichtigen. Für die Parameteridentifikation werden hierbei Ergebnisse einer dynamisch-mechanischen Analyse genutzt. In den Arbeiten von (Bergstrom 1998), (Briody et al. 2012a; Briody et al. 2012b), (Grujicic et al. 2009), (Chen 2000) und (Mills 2006) wird die Viskoelastizität durch eine Prony-Series von Materialkonstanten abgebildet, deren Wert über Relaxationstests ermittelt wird. Eine ausführliche Übersicht weiterer hyperelastischer Modellvarianten und deren Umsetzung zur Simulation des Verformungsverhaltens von Polymerschaumen geben (Hohe 2003), (Schlimper 2014) und (Fahlbusch 2015).

Einige Autoren zeigen die Notwendigkeit von mehrachsigen Versuchen zur Charakterisierung des mechanischen Verhaltens von Schaumen auf. Dabei findet unter anderem der

hydrostatische Druckversuch Erwähnung. Dieser Versuchsaufbau bildet die Grundlage für den im Rahmen der vorliegenden Arbeit entwickelten Prüfstand.

Der hydrostatische Druckversuch wird bereits in (Triantafillou et al. 1989) angeführt. In der Arbeit werden Polyurethanschäume in einer mit Luft gefüllten Kammer mit Druck beaufschlagt. Die würfelförmige Probe ist hierbei in eine Polyethylen-Folie eingehüllt und zur Entlüftung über ein Ventil mit der Umgebung verbunden. Gemessen werden im Rahmen der Versuche die Volumenänderung in Abhängigkeit vom Druck bei Raumtemperatur. (Nahme 2001) untersucht das Verhalten von Polyurethanschäumen in einem hydrostatischen Druckprüfstand bei Raumtemperatur unter Verwendung von Wasser als Druckmedium. Auch hier wird die würfelförmige Probe in eine wasserundurchlässige Folie eingehüllt, um ein Eindringen des Wassers zu verhindern. Die Volumenänderung wird hierbei über den Zylindervorschub bestimmt, der gleichzeitig den Druckaufbau im Prüfstand erwirkt. Dieser Aufbau lehnt sich an die nicht mehr gültige Norm¹ zur Ermittlung der Kompressionsfestigkeit von Schäumen an (ASTM D2736-78 1982). (Wang et al. 2013), (Kolupaev et al. 2011) und (Li et al. 2000) verwenden einen ähnlichen Prüfaufbau, wobei Letztere zusätzlich alternative Probengeometrien diskutieren. In (Viot 2009) kommt zudem auch Alkohol als Prüfmedium zum Einsatz. In (Kolupaev et al. 2014) stellen die Autoren einen Druckprüfstand vor, der es erlaubt, die dreidimensionale Verformung des Probekörpers mittels mehrerer Kameras zu bestimmen. Wie bei den vorangegangenen Arbeiten der Forschungsgruppe dient Wasser bei Raumtemperatur als Druckmedium. Zudem werden die Proben in eine undurchlässige Folie gehüllt, um ein Eindringen des Wassers in das Probeninnere zu verhindern. Auch in (Fahlbusch 2015) kommt der beschriebene Versuchsaufbau zum Einsatz mit dem Ziel, neben der Ermittlung der Spannungs-Dehnungs-Kurve auch das Versagensverhalten von Schäumen aus Polymethacrylimid zu untersuchen. Die Autoren in (Gerstenkorn et al. 2016a) erweitern den Betrachtungshorizont des Experiments um eine Untersuchung des Eindringens des Prüffluids. Neben Polymethacrylimid Schäumen untersuchen die Autoren auch Polyurethan Schäume unterschiedlicher Dichten, wobei im Vergleich zu vorangegangenen Arbeiten hierbei keine Membran oder Versiegelung das Eindringen des Fluids verhindert. Es kommen Silikonöle zum Einsatz, die eine Viskosität ähnlich der im RTM eingesetzten Harze besitzen. Zudem werden Versuche bei Raumtemperatur ebenso wie bei 80°C durchgeführt, um den Temperatureinfluss zu ermitteln. Mittels einer Digitalkamera wird über ein Schauglas die Verformung der Probekörper gemessen und in Relation zum wirkenden Druck gebracht. Durch den Vergleich des Gewichts der Proben vor und nach dem Versuch bestimmen die Autoren zudem die Fluidaufnahme. Der Beginn und der Verlauf der Fluidaufnahme können mittels des verwendeten Versuchsaufbaus jedoch nicht eindeutig erfasst werden.

¹ Die 1982 veröffentlichte Norm ASTM D2736-78 „Practice for Determination of Hydrostatic Compressive Strength of Syntactic Foam“ wurde 1984 ersatzlos als ungültig erklärt.

3 Materialien

3.1 Bewertung und Auswahl geeigneter Kernmaterialien

Eine Vielzahl von Materialien eignet sich auf Grund unterschiedlicher Eigenschaften für die Verwendung als Kern eines Sandwichverbunds. Aus rein konstruktiver Sicht sollte ein Kernmaterial eine geringe Dichte aufweisen, eine gute Anbindung an die Deckschicht bieten und zudem ausreichend Druck- und Schubfest sein, um während der Nutzungsphase auftretenden Belastungen und Umwelteinflüssen standzuhalten. Aus prozesstechnischer Sicht ist eine ausreichende Prozessstabilität des Kerns wichtig. Seine Dimensionen und Eigenschaften dürfen sich unter Prozessbedingungen also nur marginal ändern, um die Prozesssicherheit nicht zu gefährden. Für Injektionsprozesse wie das RTM ist zudem die Widerstandsfähigkeit des Kerns gegen eindringendes Fluid von großer Bedeutung, da die Absorption von Matrixmaterial eine ungewollte Gewichtszunahme oder Bauteilausschuss nach sich ziehen kann.

Abbildung 3.1 zeigt eine Einteilung von Kernmaterialien nach ihrer Stützwirkung, angelehnt an (Pflug et al. 2000). Dies ist nur eine mögliche Einteilung, andere Varianten sind beispielsweise in (Fahlbusch 2015) zu finden.

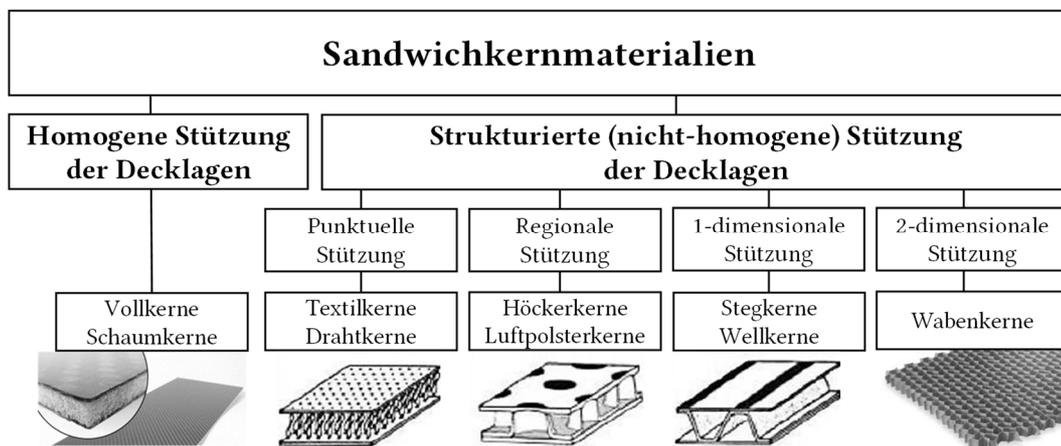


Abbildung 3.1: Einteilung von Kernmaterialien nach ihrer Stützwirkung nach (Pflug et al. 2000)

Kerne mit inhomogener Stützung weisen in der Regel offene Strukturen auf, welche durch das injizierte Harz geflutet werden. Hierzu gehören unter anderem Wabenkerne, Stegkerne oder auch Wellkerne. Kerne mit homogener Stützung der Decklagen besitzen hingegen eine makroskopisch geschlossene Oberfläche. Hierzu zählen geschlossenzellige Schäume, Injektionschäume oder auch Balsaholz.

Im Folgenden werden die zur Bewertung der Kernmaterialien hinsichtlich eines Einsatzes in der Großserienfertigung herangezogenen Kriterien erläutert und mit deren Hilfe Materialien ausgewählt, welche im Rahmen dieser Arbeit näher betrachtet werden sollen.

3.1.1 Bewertungskriterien für den Einsatz in der Großserie

Der Einsatz eines Kernmaterials in der Großserienfertigung hochbelasteter Bauteile erfolgt unter Beachtung des Spannungsdreiecks zwischen Funktionserfüllung, Prozessierbarkeit und Wirtschaftlichkeit (Abbildung 3.2).

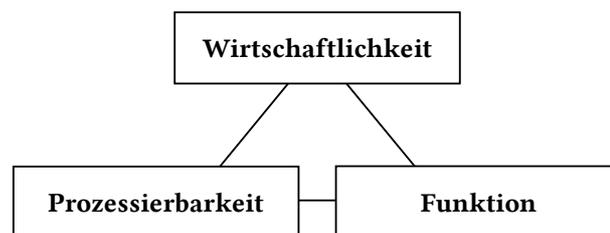


Abbildung 3.2: Spannungsdreieck bei der Materialauswahl

Aus wirtschaftlicher Sicht (W) sind vor allem die Kosten des finalen Schaumbauteils entscheidend. Diese beinhalten neben den Kosten des Rohmaterials auch die Prozesskosten zur Herstellung eines Schaumbauteils sowie eventuell notwendige Nacharbeitsschritte. Hierzu zählen Bauteilreinigungs- oder Oberflächenbearbeitungsarbeiten, die die Anbindung an die Deckschicht verbessern, aber auch spanende Folgeschritte oder Fügeprozesse.

Die Prozessierbarkeit (P) beschreibt die Eignung eines Materials für die Verarbeitung im RTM. Hierbei sind die Verträglichkeit mit dem Matrixmaterial, die Resistenz gegen Harzeindringen und die Geometrietreue unter Prozessbedingungen die entscheidenden Faktoren. Außerdem ist eine gleichbleibende Qualität der Schaumbauteile wichtig, um den Ausschuss bei der Herstellung des Sandwichverbunds zu minimieren.

Die Funktionserfüllung (F) beinhaltet die Anforderungen hinsichtlich Mechanik und Gewicht. So sollte das Kernmaterial ausreichend hohe mechanische Kennwerte besitzen, um die aus konstruktiver Sicht geforderten Aufgaben zu erfüllen, gleichzeitig aber möglichst leicht sein – also eine geringe Dichte besitzen. Außerdem muss eine gute Anbindung an die Deckschicht gewährleistet sein, damit die Wirkung des Sandwichverbunds zum Tragen kommt.

Die folgenden Kriterien fassen die Eigenschaften eines geeigneten Kernmaterials und deren Zuordnung zusammen:

- Günstiges Rohmaterial (W)
- Endkonturnahe Fertigung mehrdimensionaler Geometrien, geringe Nacharbeit (W)
- Gute Prozessierbarkeit (P)

- Gleichbleibende Qualität (P)
- Gute Anhaftung an Deckschicht (F)
- Hohe spezifische Steifigkeit und Festigkeit (F)

An dieser Stelle findet eine Auswahl hinsichtlich der wirtschaftlichen und mechanischen Kriterien statt. Eine Methodik zur Bewertung der Prozessierbarkeit existiert nach aktuellem Stand der Forschung nicht.

Auf Grund der bereits genannten Nachteile bei der Verwendung von Kernen mit inhomogener Stützstruktur im RTM, werden diese nicht weiter betrachtet. Hölzer und nur als Plattenware verfügbare Polymerschäume erfüllen nicht das Kriterium der endkonturnahen Fertigung mehrdimensionaler Geometrien. Vor diesem Hintergrund werden im Folgenden zwei ausgewählte polymere Hartschäume näher betrachtet. Beide lassen sich in einem Formwerkzeug ohne nachfolgende fügende oder spanende Prozessschritte zur Endkontur fertigen. Zum einen ist dies ein Polymethacrylimid Partikelschaum (PMI-PS), welcher bereits in der Luftfahrt und in der Kleinserienfertigung von Automobilen eingesetzt wird. Das zweite Material ist ein Polyurethan Integralhartschaum (PUR-HS), welcher verglichen mit dem PMI-PS einen günstigeren Rohmaterialpreis besitzt und dadurch dem Ziel der Wirtschaftlichkeit dienlich ist.

PMI-PS findet mit Dichten zwischen 150 g/l und 200 g/l bereits Anwendung in der Kleinserienfertigung von Karosserie- oder Exterieur-Bauteilen von Automobilen. PMI-PS 150 g/l wird beispielsweise von der Audi AG in Karosseriebauteilen der Sportwagen-Plattform MSS eingesetzt, die im RTM-Verfahren hergestellt werden. Dieses Material wird daher in dieser Arbeit als Referenzmaterial genutzt.

PUR-HS findet mit Dichten von 300 g/l oder mehr vereinzelt Anwendung bei der Herstellung von FVK-Sandwichbauteilen im Nutzfahrzeugsektor oder Kleinstserien im Automobilbereich. Daher wird im Folgenden der genannte PUR-HS 300 g/l untersucht. Um Potentiale zur Reduzierung der Dichte aufzuzeigen, wird je nach Untersuchungsziel zusätzlich PUR-HS 200 g/l beziehungsweise 250 g/l untersucht. Vereinzelt wird PUR-HS mit der Dichte 400 g/l herangezogen, um gezielt die Erläuterung ausgewählter Effekte zu untermauern. Auf Grund der hohen Dichte steht dieses Material im Zielkonflikt mit den zuvor erwähnten Eigenschaften und ist deswegen nicht vollumfänglich Teil der Betrachtung dieser Arbeit.

Im Rahmen der vorliegenden Arbeit werden für die untersuchten Materialien die folgenden Bezeichnungen eingeführt:

- PMI-PS 150, Polymethacrylimid Partikelschaum mit der Dichte 150 g/l
- PUR-HS 200/250/300/400, Polyurethan Integralhartschaum mit der Dichte 200/250/300/400 g/l

3.1.2 Polymethacrylimid Partikelschaum (PMI-PS)

Die Herstellung eines Schaumbauteils aus Polymethacrylimid Partikelschaum lässt sich in zwei wesentliche Teilprozessschritte unterteilen:

1. Freies Vorschäumen der Rohpartikel bei erhöhter Temperatur zu Pellets
2. Pellets unter Zugabe von Haftvermittler automatisiert in eine beheizte Werkzeugform einbringen und innerhalb einer Presse expandieren

Dieser Vorgang ist in Abbildung 3.3 vereinfacht dargestellt. Die Dichte des finalen Bauteils wird durch die in die Form eingegebene Menge an Pellets bestimmt. Die Pellets bestehen aus Polymethacrylimid, ein aus Methacrylsäure und Methacrylnitril hergestelltes Copolymer, welches zunächst in Plattenform vorgeschäumt und anschließend zu Partikeln granuliert wird. (Kraatz et al. 2016)

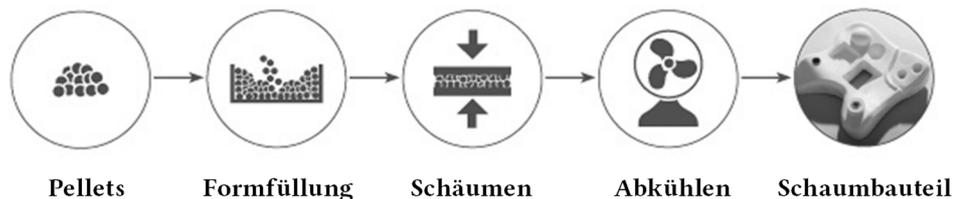


Abbildung 3.3: Vereinfachte Darstellung des 2. Teilprozessschritts zur Herstellung von PMI-PS Bauteilen (Litecon GmbH 2017)

Mögliche Defekte, die während der Herstellung eines Bauteils auftreten und die weitere Verarbeitung im RTM beeinflussen können, sind eine ungenügende Anhaftung der einzelnen Pellets zueinander und ein sich einstellender Dichtegradient innerhalb des Schaumbauteils. Die Anhaftung kann durch Verwendung entsprechender Haftvermittler verbessert werden (Tufano und Roth 2015). Im Bereich sehr geringer Wandstärken (Bauteildicke $d <$ Pelletdurchmesser vorgeschäumt) kann es durch ein unzureichendes Füllen des Formwerkzeugs zu Fehlstellen kommen. Um im Schaumbauteil eine homogene Dichteverteilung zu erzielen, muss eine zeit- und ortsbezogen gleichförmige Expansion erreicht werden. Dafür ist es erforderlich, das gesamte im Werkzeug befindliche Granulat gleichmäßig zu verteilen und aufzuheizen. Nicht vollständig expandiertes Granulat weist, verglichen mit vollständig expandiertem Material, geringere mechanische Eigenschaften und eine verminderte Resistenz gegen Klimawechsel auf (Audi AG 2015).

3.1.3 Polyurethan Hartschaum (PUR-HS)

Bauteile aus Polyurethan Hartschaum werden hergestellt, indem Isocyanat und Polyol in einer Düse vermischt und direkt in eine geschlossene Form injiziert werden. Durch die Zugabe von Wasser entsteht während der Reaktion CO_2 , welches für die Schaumbildung verantwortlich ist. Additive und Treibmittel sind dabei bereits im Polyol gelöst. Die stattfindende Reaktion kann

in eine Gelreaktion und eine Treibreaktion unterteilt werden. Nach der Verfestigung kann das Schaumbauteil aus der Form entnommen werden.

Die Dichte des finalen Bauteils wird bestimmt durch die Menge der Rohmasse, die Wassermenge und die Menge zusätzlich eingegebener Treibmittel. Charakteristisch für Polyurethan Hartschaum ist der integrale Dichteverlauf, wie er beispielhaft in Abbildung 3.4 dargestellt ist.

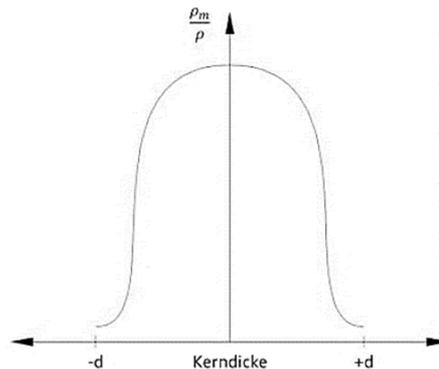


Abbildung 3.4: Integraler Dichteverlauf eines Polyurethan Hartschaums (vereinfacht) (Eyerer et al. 2008)

Bei der Herstellung eines Schaumbauteils aus PUR-HS können verschiedene Defekte auftreten, die sich auf die weitere Verarbeitung im RTM auswirken können und daher durch eine entsprechende Qualitätskontrolle beobachtet werden sollten:

- Lufteinschlüsse
- Lokal schwankende Dichte
- Unvollständig geschlossene oder beschädigte Oberfläche
- Relikte des Fließverhaltens/Verwirbelungen
- Relikte von Anguss- oder Entlüftungsbereichen
- Unvollständig gefüllte Bereiche
- Lokal schwankende Glasübergangstemperatur innerhalb des Kerns²

3.2 Morphologische Untersuchung der Kernmaterialien

Die Morphologie (von griechisch morphe = Gestalt, Form und logos = Wort, Lehre, Vernunft) kann als Lehre der Gestalt verstanden werden und beschreibt in Bezug auf Polymerschäume deren innere Struktur. Im Weiteren wird hierbei unterschieden zwischen der mikroskopischen Betrachtung, die die Zellstruktur einbezieht, und der makroskopischen Betrachtung, bei

² Hierzu ist in Anhang 1 das Ergebnis einer von der BASF durchgeführten Bestimmung der Glasübergangstemperatur an verschiedenen Stellen eines Schaumbauteils hinterlegt.

welcher der Schaum als Kontinuum angenommen wird. Bei letzterem steht die Dichte als bestimmender Faktor der mechanischen Eigenschaften im Vordergrund.

3.2.1 Methodik der mikroskopischen Betrachtung

Die Zellstruktur der Schäume wird mittels Rasterelektronenmikroskopie (REM) untersucht. Hierfür werden aus würfelförmigen Probekörpern mit einem Skalpell Würfel mit einer Kantenlänge $l = 7\text{mm}$ herausgetrennt (vergleiche Abbildung 3.5). Die betrachtete Fläche wird zusätzlich mit Grafit gesputtert. Durch die so aufgetragene elektrisch leitende Schicht wird eine Kontaktvergrößerung erreicht.

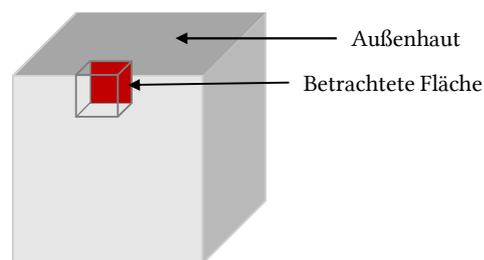


Abbildung 3.5: Probenentnahme für Rasterelektronenmikroskopie

Mithilfe der Software „Image Composite Editor“ können einzelne im REM erstellte Bilder maschinell ohne Verzerrung zusammengefügt werden und so der Betrachtungsbereich im Nachhinein vergrößert werden. Dies ist beispielhaft in Abbildung 3.6 dargestellt.

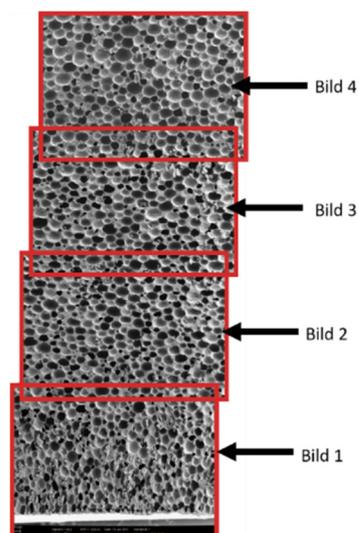


Abbildung 3.6: Vergrößerung des Betrachtungsbereichs mittels „Image Composite Editor“

Es wird vermutet, dass der Randbereich der Schäume in Bezug auf das Eindringverhalten von Fluiden von besonderer Bedeutung ist. Auf Grund der Integralstruktur von PUR-HS, wird

Länge = 50 mm, Breite = 100 mm, Höhe = 50 mm ausgesägt und diese wiederum in neun Scheiben gleicher Höhe geschnitten werden. Es folgt eine Bestimmung von Volumen und Gewicht der einzelnen Scheiben, um so deren jeweilige Dichte ρ zu berechnen.

Um den Fehler zu eliminieren, der durch die herstellungsbedingte Schwankung der globalen Dichte der gelieferten Versuchsplatten entsteht, werden die gemessenen Dichtewerte der Scheiben ρ mit der durchschnittlichen globalen Dichte der Versuchsplatten ρ_{Mittel} multipliziert und durch die globale Dichte der Teilplatten ρ_i geteilt. Das beschriebene Verfahren zur Berechnung der korrigierten Dichte $\tilde{\rho}$ ist in Formel 1 zusammengefasst:

$$\tilde{\rho} = \rho \cdot \frac{\rho_{Mittel}}{\rho_i} \quad (\text{Formel 1})$$

$\tilde{\rho}$ = korrigierte Dichte der Scheibe

ρ = gemessene Dichte der Scheibe

ρ_{Mittel} = durchschnittliche globale Dichte der Versuchsplatte

ρ_i = globale Dichte der Teilplatte

Die korrigierte Dichte jeder Scheibe wird im Folgeschritt über der Dicke des Probekörpers aufgetragen. In Abbildung 3.8 sind die einzelnen Scheiben dargestellt und der jeweils errechnete korrigierte Dichtewert schwarz gekennzeichnet. Für die Bestimmung der lokalen Dichte im äußeren Randbereich wird das Ergebnis der lokalen Volumenverteilung aus der mikroskopischen Betrachtung miteinbezogen.

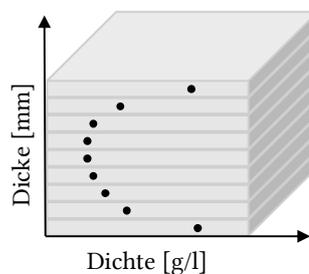


Abbildung 3.8: Lokale Dichtebestimmung in Dickenrichtung

3.2.3 Ergebnisse

3.2.3.1 Mikroskopische Betrachtung von PUR-HS

Abbildung 3.9 (links) zeigt einen geschäumten Polyurethanwürfel mit den Abmessungen Länge = 50 mm, Breite = 50 mm, Höhe = 50 mm, wie er beispielsweise für hydrostatische Druckversuche genutzt wird. Es ist keine Schaumstruktur zu erkennen, sondern eine geschlossene Oberfläche. Dies wird durch die REM Aufnahme (rechts) bestätigt, die eine 2000-fache Vergrößerung der geschlossenen Oberfläche zeigt.

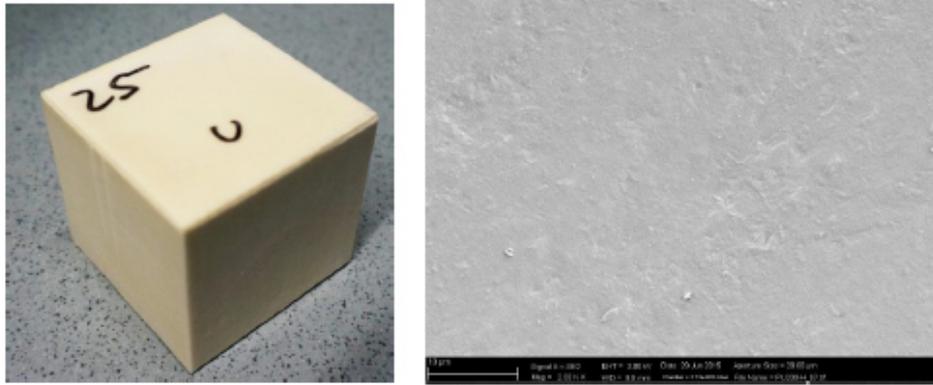


Abbildung 3.9: Darstellung eines PUR-HS Würfels (links) und 2000-fache Vergrößerung der Oberfläche des Würfels (rechts)

Die Dicke dieser geschlossenen Haut und die Schaumstruktur im Inneren der Proben kann Abbildung 3.10, Abbildung 3.11 und Abbildung 3.12 für die Dichten 200 g/l, 300 g/l und 400 g/l entnommen werden. Zu sehen sind Panorama-Aufnahmen, die die Haut und den Bereich bis 5 mm unter dieser mit einer 50-fachen Vergrößerung zeigen (links). Außerdem ist eine 100-fache Vergrößerung des Bereichs direkt unterhalb der Haut dargestellt (rechts).

Unabhängig von der Dichte der Probe besitzt die Haut an den dünnsten Stellen eine Dicke von etwa 10 μm . Es ist zudem ersichtlich, dass die Zellgröße und der Feststoffanteil im Inneren des Schaums von der Dichte abhängen. Für den Schaum mit der Dichte 200 g/l kann man zusammenfassen, dass das Porenvolumen und die Berührungsflächen benachbarter Zellen vergleichsweise groß sind. Die Zellwände sind teilweise nicht intakt. Mit steigender Dichte nimmt das Porenvolumen ab, ebenso die Berührungsflächen zweier Zellen. Der Schaum mit 400 g/l Dichte weist nur noch wenige direkt aneinandergrenzende Zellen auf, sodass die Mehrzahl der Zellen komplett in Feststoff eingebettet ist.

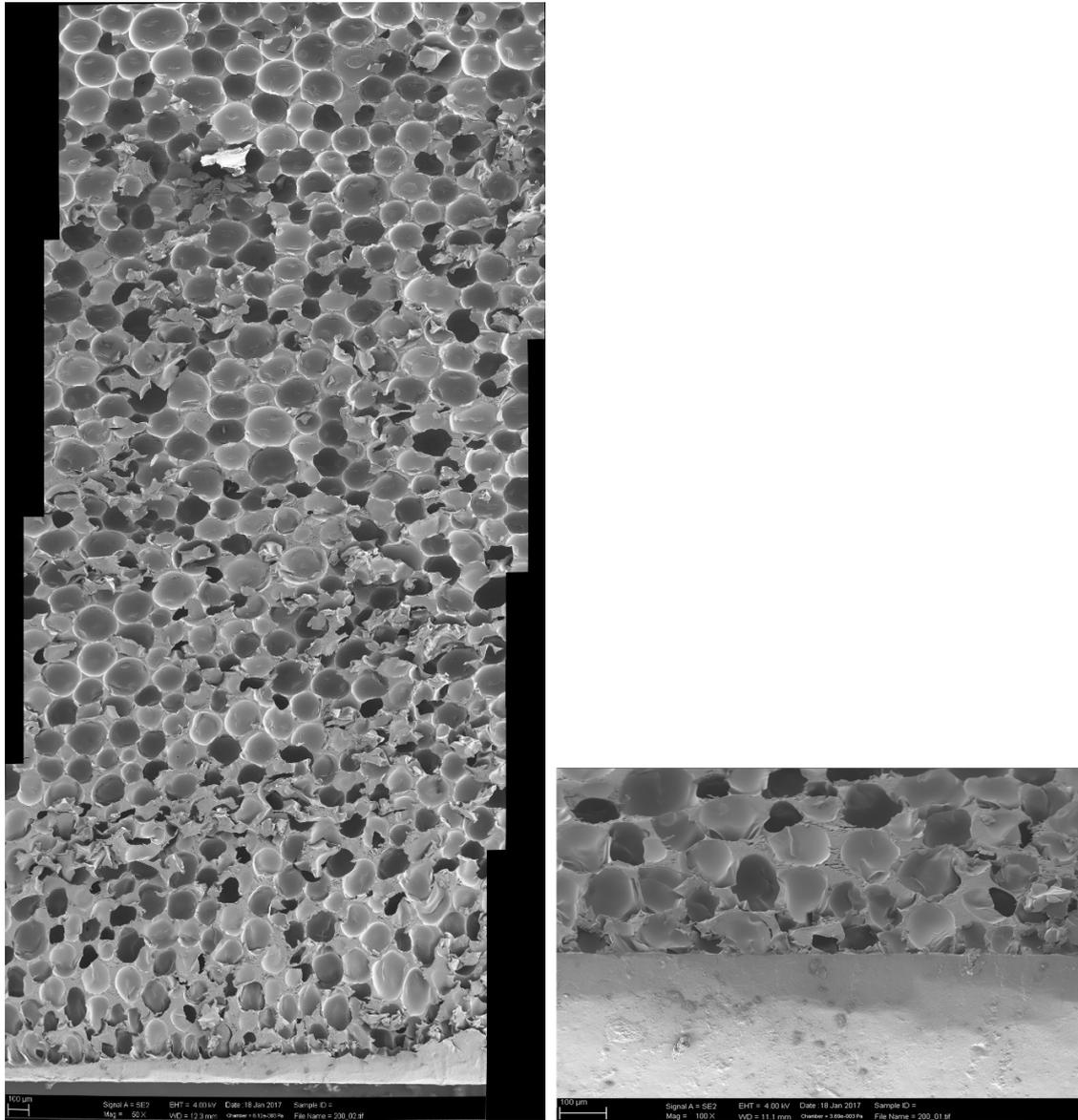


Abbildung 3.10: REM Schnitt-Aufnahme von PUR-HS 200: Panorama-Aufnahme mit 50-facher Vergrößerung (links) und 100-facher Vergrößerung der Haut (rechts)

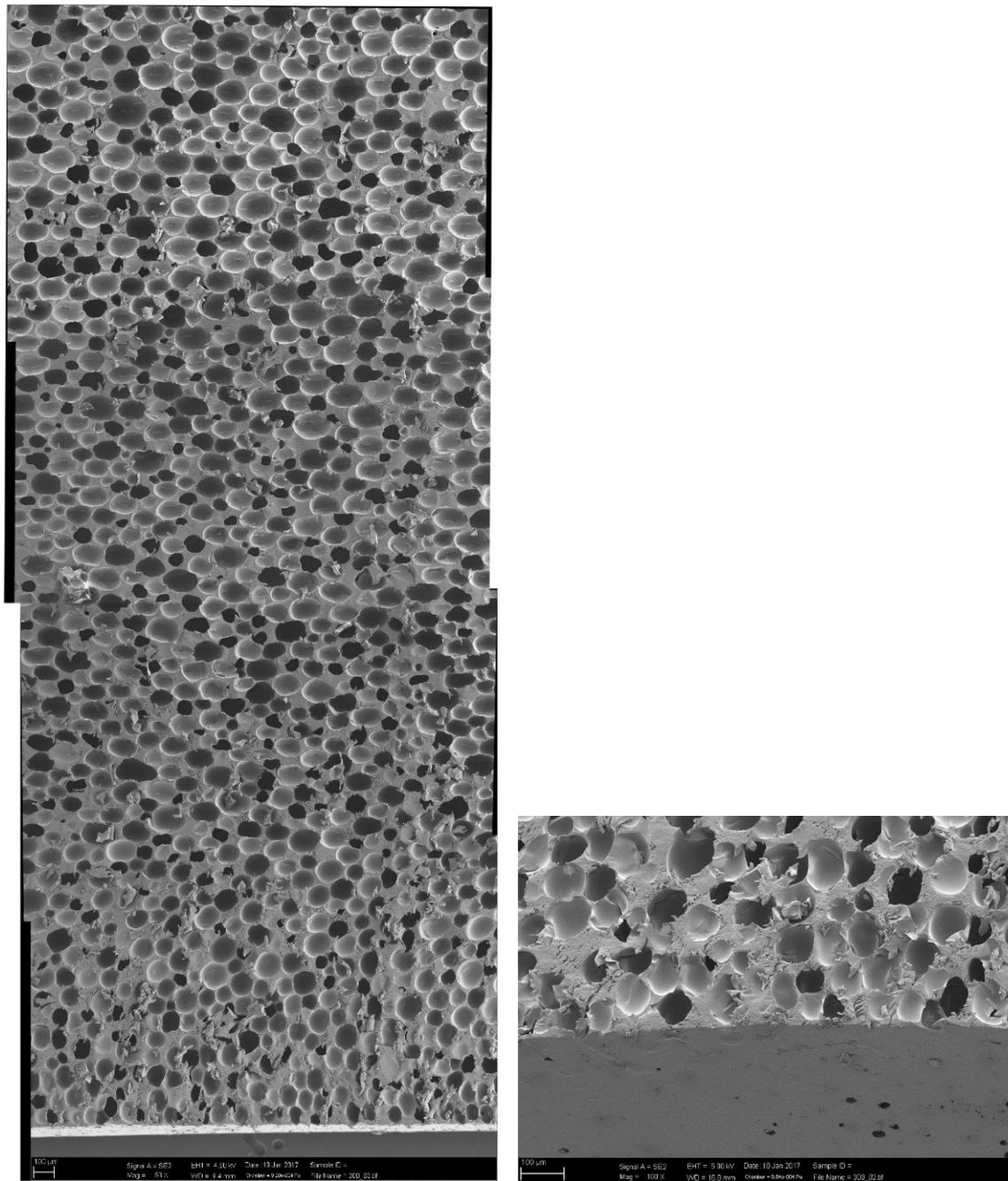


Abbildung 3.11: REM Schnitt-Aufnahme von PUR-HS 300: Panorama-Aufnahme mit 50-facher Vergrößerung (links) und 100-facher Vergrößerung der Haut (rechts)

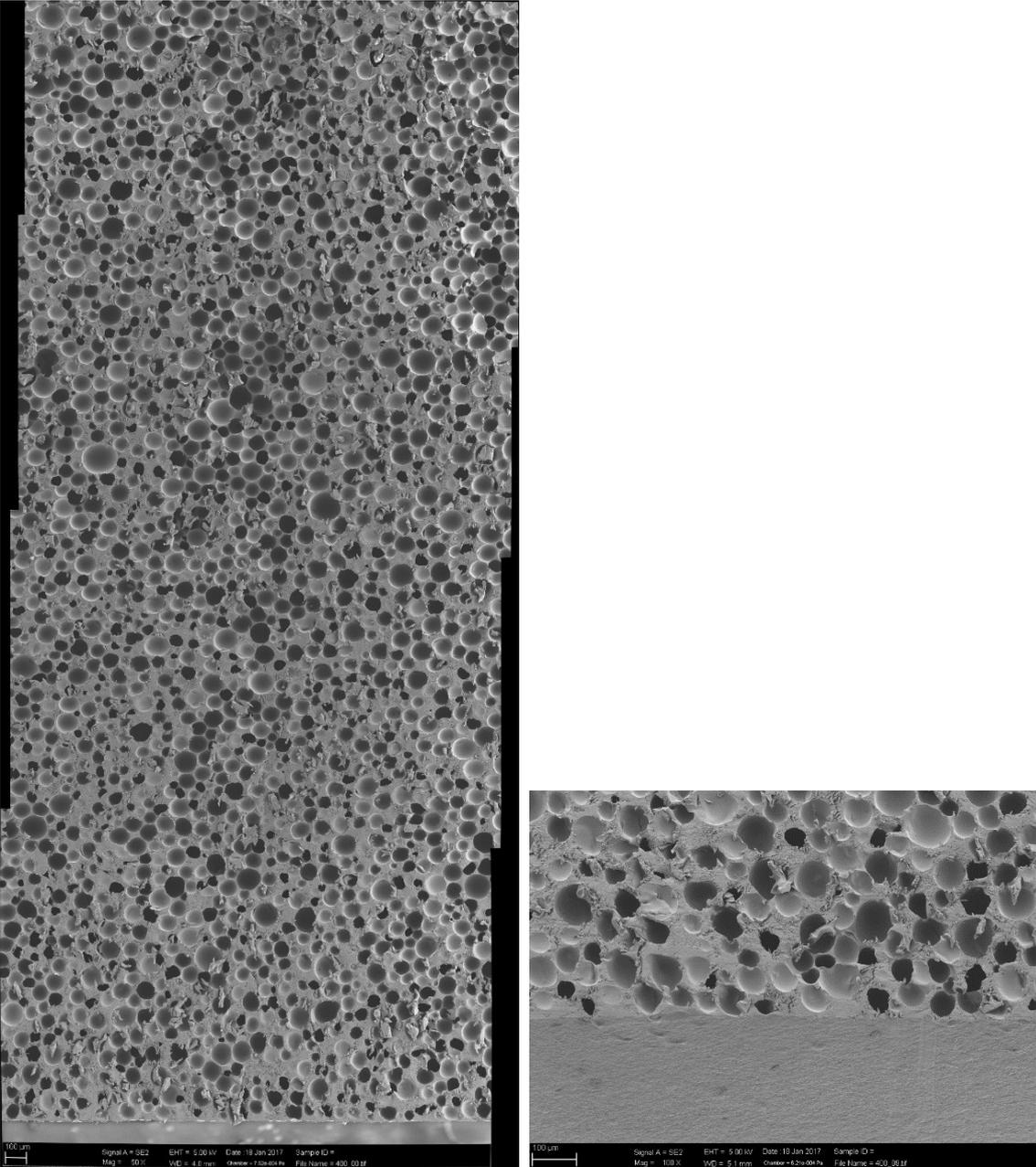


Abbildung 3.12: REM Schnitt-Aufnahme von PUR-HS 400: Panorama-Aufnahme mit 50-facher Vergrößerung (links) und 100-facher Vergrößerung der Haut (rechts)

In Abbildung 3.13 ist der Volumenanteil des Polymers in einem Bereich bis 5 mm unterhalb der Außenhaut der untersuchten Dichten auf Basis einer rechnergestützten Auswertung von REM Bilddaten dargestellt. Dieser korreliert direkt mit der lokalen Dichte des Materials. Dargestellt sind die real gemessenen Werte (ausgegraut) sowie die zugehörige Annäherung. Im Bereich bis zu etwa 3 mm unter der Außenhaut ist der Anstieg der Dichte marginal. Erst im Randbereich zur Haut hin ist ein deutlicher Anstieg erkennbar. Die Analyse wurde beispielhaft an einer Probe je Dichte durchgeführt. Die Erkenntnisse decken sich mit den theoretischen Grundlagen aus Kapitel 3.1.3. und werden als qualitativ gültig angenommen. Eine Bestätigung der Reproduzierbarkeit und statistischen Gültigkeit der Ergebnisse ist nicht erfolgt.

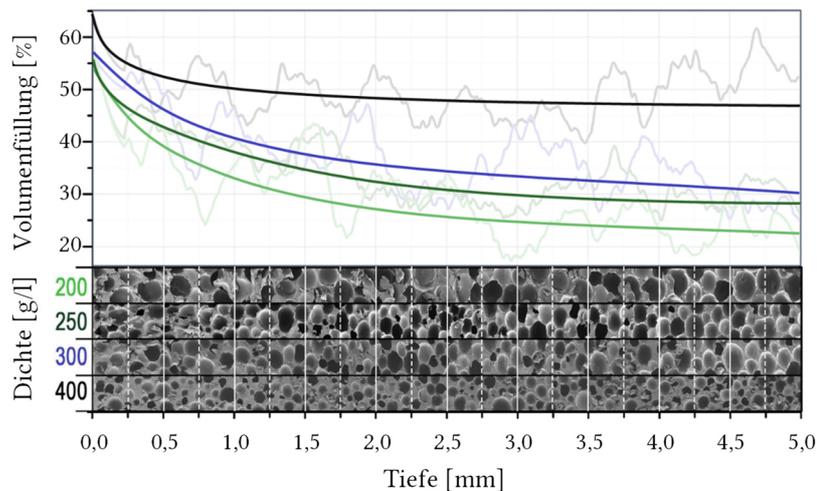


Abbildung 3.13: Anteil gefüllten Volumens auf Basis von REM Bilddaten im Bereich bis 5 mm unter der äußeren Haut von PUR-HS

3.2.3.2 Makroskopische Betrachtung von PUR-HS

In Abbildung 3.14 sind die Dichtewerte verschiedener Probenplatten aufgetragen. Die linke Abbildung zeigt die Messergebnisse der Platten mit einer Dichte von 200 g/l, während die rechte die Ergebnisse der Platten mit 300 g/l Dichte darstellt. Der farbige Balken zeigt die durchschnittliche globale Dichte der Versuchsplatte, während die Kennung -1 und -2 die globale Dichte der Teilplatten repräsentiert. Angussfern, an einer durch die Schrägstellung des Werkzeugs erhöht gelegenen Stelle, wird mit -1 bezeichnet, während angussnah als -2 bezeichnet wird.

Bei den untersuchten Materialien ist die Dichte der angussfernen Plattenhälfte in der Regel höher als die der angussnahen Plattenhälfte. Die globale Dichte der Versuchs- und Teilplatten liegt überwiegend unterhalb der Solldichte. Bei beiden Materialien ist die Abweichung allerdings geringer als 5% und wird daher im Weiteren vernachlässigt.

Abbildung 3.15 zeigt den Verlauf der lokalen Dichte über der Dicke der PUR-HS Proben. In grün sind die mittels einer Bézier-B-Spline-Approximation angenäherten Verläufe der Dichte dargestellt. Als Stützpunkte dienen die Messwerte aus drei Proben je Dichte. In Anhang 2 sind die gemessenen Werte in Form von Punktwolken vollumfänglich abgebildet.

Im Randbereich ist die lokale Dichte erwartungsgemäß höher als im Inneren des Schaums. Dies ist auf die Verdichtung hin zur Außenhaut zurückzuführen. Ab einer Tiefe von etwa 5 mm unterhalb der Außenhaut nimmt die Dichte einen als konstant zu beschreibenden Wert an. Für eine genauere Betrachtung des Dichteverlaufs im Randbereich sei an dieser Stelle auf die mikroskopischen Untersuchungen verwiesen.

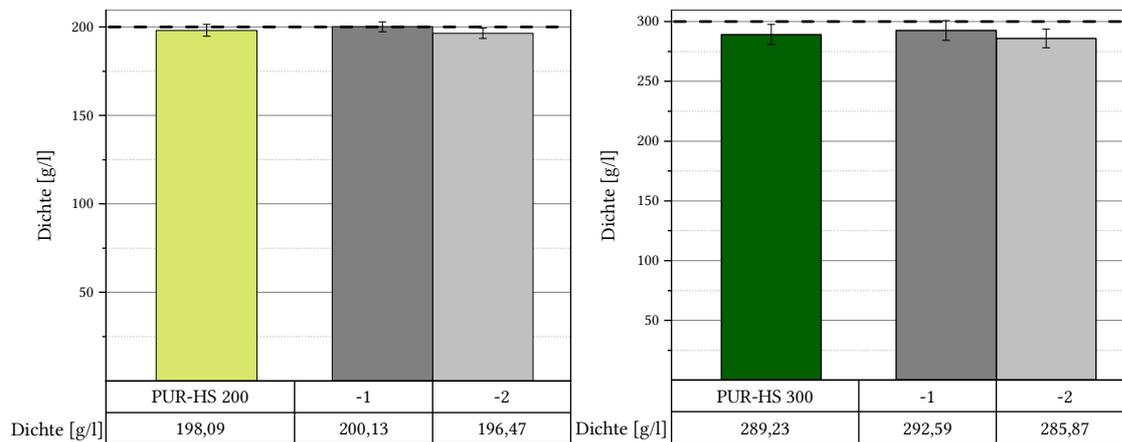


Abbildung 3.14: Globale Dichte von PUR-HS 200 (links) und PUR-HS 300 (rechts)

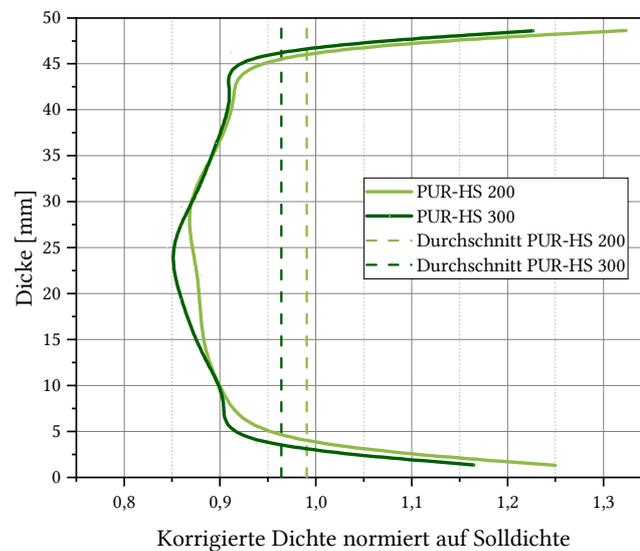


Abbildung 3.15: Verlauf der korrigierten Dichte von PUR-HS in Abhängigkeit von der Höhe

3.2.3.3 Mikroskopische Betrachtung von PMI-PS

Abbildung 3.16 zeigt die Oberfläche eines PMI-PS Bauteils (links) und eine 26-fache Vergrößerung eines Schnittbilds (rechts) aufgenommen mit dem Rasterelektronenmikroskop. Während die einzelnen Partikel mit bloßem Auge erkennbar sind, wird durch die Vergrößerung deutlich, dass sie teilweise miteinander verschmolzen sind, dazwischen aber auch Lufträume bestehen.

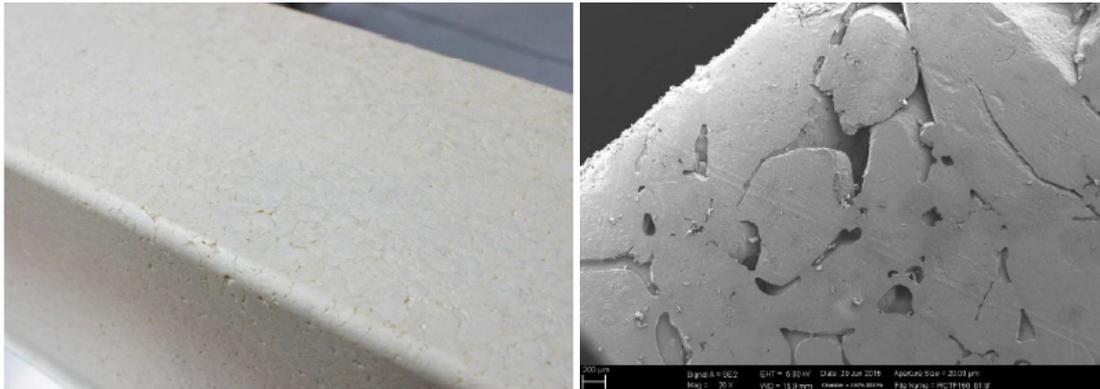


Abbildung 3.16: Oberfläche (links) und REM-Schnittbild (rechts) von PMI-PS

Die eigentliche Schaumstruktur wird erst bei weiterer Vergrößerung erkennbar. Abbildung 3.17 zeigt eine 45-fache (oben) und eine 100-fache Vergrößerung (unten) der Struktur im Inneren des PMI-PS. Außerdem wird die erwartete polyedrische (tetrakaidekaedrische) Zellstruktur deutlich, wie sie für Polymethacrylimid charakteristisch ist (Wang et al. 2010). Im Vergleich zu den Zellwänden des PUR-HS weisen die des PMI eine gleichmäßigere Wandstärke auf und sind dadurch mit weniger Schwachstellen in Form von Bereichen geringer Wandstärke oder gar Durchbrüchen behaftet.

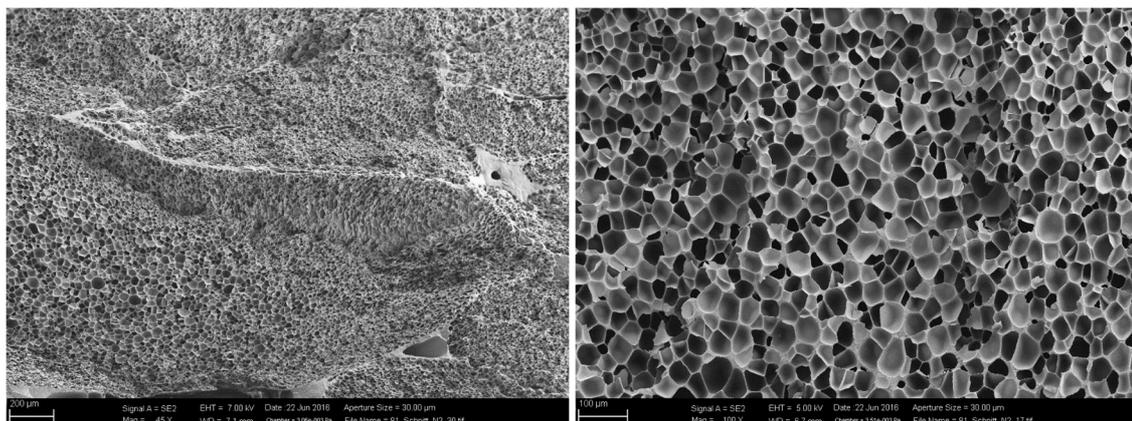


Abbildung 3.17: Struktur im Inneren von PMI-PS bei 45-facher (links) und 100-facher Vergrößerung (rechts)

3.2.3.4 Makroskopische Betrachtung von PMI-PS

Die globale Dichtemessung der PMI-PS Proben zeigt, dass die Materialdichte mit durchschnittlich 158 g/l über der Soll-dichte von 150 g/l liegt. Es wurden keine Unterschiede der Dichte abhängig von der Probenentnahmeposition im Werkzeug festgestellt. Die lokale Dichtemessung des Materials durch scheibenweise Messung analog zu den Messungen des PUR-HS deutet auf eine signifikante Inhomogenität der Dichte hin. Abbildung 3.19 zeigt diesbezüglich den angenäherten Verlauf der Dichte normiert auf Soll-dichte in Abhängigkeit von der Höhe der Messstelle. Die Approximation erfolgt analog zu PUR-HS auf Basis der gemessenen Punktwolken in Anhang 2. Dargestellt ist auch die durchschnittliche globale Dichte (gestrichelte Linie). Im Randbereich ist ein deutlicher Dichteanstieg zu erkennen, was auf eine prozessbedingte lokale Materialverdichtung hinweist. Da PMI-PS Materialien keine geschlossene Haut besitzen, wurde auf eine detaillierte Auswertung des Randbereichs mittels REM Aufnahmen verzichtet.

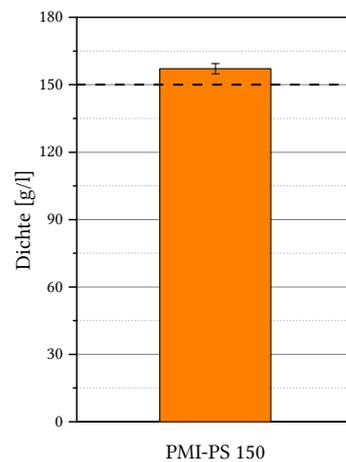


Abbildung 3.18: Globale Dichte von PMI-PS 150

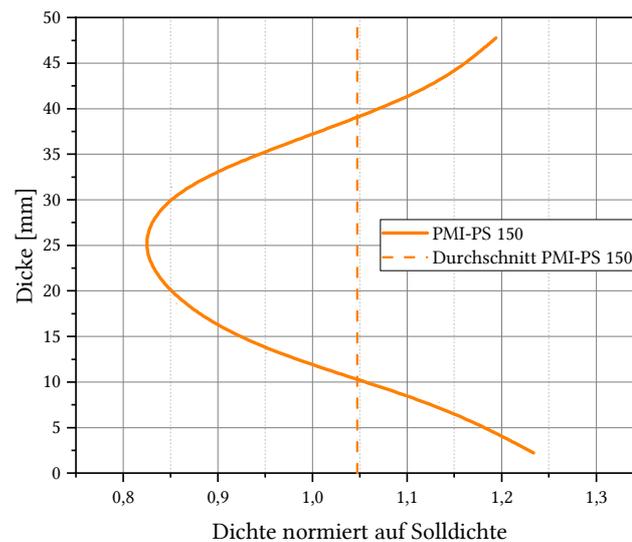


Abbildung 3.19: Dichteverlauf in Abhängigkeit von der Höhe für PMI-PS 150

3.3 Matrixmaterialien und Ersatzfluide

3.3.1 Matrixmaterialien

Die verwendeten Matrixmaterialien sind ausschließlich schnellaushärtende, duromere Reaktionsharze, die speziell für Injektionsprozesse mit kurzen Zykluszeiten entwickelt worden sind. Bei einem Material handelt es sich um ein Polyurethanharzsystem (PUR-Harz) der Firma „BASF Polyurethanes GmbH“, welches bei vergleichsweise geringen Werkzeugtemperaturen verarbeitet werden kann. Im ausgehärteten Zustand ist es vor allem auf Grund seiner hohen Schlagzähigkeit unter Crashbelastung von Vorteil. Das zweite Material ist ein Epoxidharzsystem (EP-Harz), welches bei höheren Temperaturen verarbeitet wird und durch seine geringe Viskosität und kurze Zykluszeit Vorteile bei der Verarbeitung mit sich bringt. Die prozessrelevanten Eigenschaften der verwendeten Materialien sind in Tabelle 3.1 vergleichend gegenübergestellt. Die angegebenen Kennwerte sind den entsprechenden technischen Datenblättern entnommen (BASF Polyurethanes GmbH 2015), (DOW Chemicals 2015) oder wurden vom Hersteller zur Verfügung gestellt.

Tabelle 3.1: Eigenschaften der verwendeten Matrixmaterialien

PARAMETER	POLYURETHANHARZ	EPOXIDHARZ
Werkzeugtemperatur	90°C	120°C
Temperatur bei Verarbeitung	Mischtemperatur: 45°C	Harz: 80°C Härter: 45°C
Viskosität (23°C)	A-Komponente: 216 mPa•s, B-Komponente: 40 mPa•s	Harz: 7500 mPa•s, Härter: 15 mPa•s
Mischviskosität bei Verarbeitungstemperatur ³	35 mPa•s	10 mPa•s
Glasübergangstemperatur	120°C	115°C
Gelzeit	45 s	25 s
Zykluszeit	< 4 min	< 2 min

3.3.2 Ersatzfluide

Um das Eindringen des Harzes in die Kernmaterialien während der Formfüllung im RTM in einem entsprechenden Prüfstand nachzubilden, werden die Matrixmaterialien durch Ersatzfluide substituiert, welche keine Aushärtereaktion zeigen. Die relevanten Verarbeitungseigenschaften der Matrixmaterialien sollen durch das Ersatzfluid jedoch abgebildet werden. Vor diesem Hintergrund werden Öle der Firma „Liqui Moly“ mit einer

³ Die temperaturabhängige Mischviskosität des PUR-Harzes wurde vom Hersteller BASF Polyurethanes GmbH errechnet.

vergleichbaren Viskosität bei den entsprechenden Temperaturen gewählt: HLP 10 und HLP 68 (Liqui Moly 2016). Die Viskosität bei unterschiedlichen Temperaturen kann Tabelle 3.2 entnommen werden. Durch Verwendung verschiedener Öle können Temperatur und Viskosität getrennt voneinander eingestellt werden. Die Verträglichkeit der Öle mit den untersuchten Schaummaterialien und allen weiteren relevanten Materialien wurde im Vorhinein separat untersucht. Es konnten keine Unverträglichkeiten festgestellt werden.

Tabelle 3.2: Viskosität der verwendeten Ersatzfluide

PARAMETER	HLP 10	HLP 68
Viskosität (23°C)	20 mPa•s	70 mPa•s
Viskosität (80°C)	4 mPa•s	20 mPa•s

3.4 Textile Halbzeuge

3.4.1 Kohlenstofffaser Halbzeuge

Für die Versuche im RTM werden triaxiale C-Faser Gelege der Firma „Zoltek“ verwendet. Diese multiaxialen Halbzeuge besitzen eine 50K Panex 35 Kohlenstofffaser und haben ein Flächengewicht von 600 g/m² (Zoltek Corporation 2014; Hexcel Corporation, ehemals Formax UK Ltd. 2015). Durch die Verwendung des triaxialen Halbzeugs kann ein symmetrischer, quasiisotroper Laminataufbau erreicht werden. Dadurch kann der Einfluss des Halbzeugs auf das Fließverhalten des Harzes im Prozess in der Ebene als richtungsunabhängig angenommen werden.

3.4.2 Fließhilfen

Für einige Versuche wird zusätzlich oder anstatt des Halbzeugs eine textile Fließhilfe verwendet. Diese verringert den Fließwiderstand des Faserhalbzeugs und ermöglicht so eine schnellere Formfüllung oder eine Reduzierung des Forminnendrucks. Bei einigen Versuchen wird gänzlich auf die Verwendung von Faserhalbzeug verzichtet, um einen hydrostatischen Druckzustand zu erreichen. Hier wird zur Positionierung der Kernmaterialien ausschließlich eine Fließhilfe eingesetzt.

4 Prozessanalyse

Der im Rahmen dieser Arbeit fokussierte ultra-RTM-Prozess besteht, wie in Kapitel 2.1 beschrieben, aus mehreren Teilprozessen. Im Folgenden werden die hinsichtlich des Einsatzes von Kernmaterialien relevanten Schritte identifiziert. Sie dienen als Ausgangsbasis für eine sich am Kern orientierende Unterteilung in Prozessphasen. Es werden die während der benannten Phasen vorherrschenden Umgebungsbedingungen experimentell ermittelt und das Verhalten des Kerns während dieser Phasen untersucht. Außerdem werden Wechselwirkungen zwischen Prozessgrößen und Kernverhalten herausgearbeitet.

4.1 Identifikation relevanter Prozessphasen

Der erste Prozessschritt ist das Preforming des textilen Halbzeugs. Dies ist ein vorgeschalteter, separater Prozessschritt, in welchen der Kern in der Regel noch nicht einbezogen ist. Der Kern befindet sich separiert in einer mit Normklima vergleichbaren Umgebung oder wird durch Konditionierung vor dem Einlegen in das Werkzeug in einen reproduzierbaren Zustand versetzt. So wird sichergestellt, dass der Kern die im Datenblatt angegebenen Eigenschaften besitzt.

Nach dem Preforming werden der Kern und das vorgeformte Halbzeug gemeinsam in das heiße Werkzeug eingelegt. Der Kern erwärmt sich, wodurch seine geometrischen und mechanischen Eigenschaften beeinflusst werden können. Das Werkzeug wird anschließend gemäß der eingestellten Prozessparameter auf eine vordefinierte Spalthöhe oder bis Erreichen einer vorgegebenen Pressenkraft geschlossen. Während des Schließens und dem darauf folgenden Evakuieren der Kavität erwärmt sich der Kern weiter. Diese Phase, im Weiteren als Aufheizphase bezeichnet, endet mit dem Beginn der Injektion. Das Werkzeug ist zu diesem Zeitpunkt noch nicht vollständig geschlossen, sodass ein Spalt in der Kavität verbleibt.

Die unmittelbar daran anschließende Phase, in der das flüssige Harzgemisch unter Druck in die Kavität strömt, wird als Injektionsphase bezeichnet. Dabei entsteht ein durch die Prozess- und Textilparameter bestimmter Fluidruck, der lokal oder in Gänze auf den Kern einwirkt. Er kann Verformungen hervorrufen oder zum Versagen führen. Die Ausprägung des Drucks ist dabei sowohl orts- als auch zeitabhängig und folgt dem Gesetz von Darcy (Chaudhari 2014). Die Injektionsphase endet mit dem Ende der Injektion. Die Werkzeugkavität ist zu diesem Zeitpunkt teilweise oder ganz mit Matrixgemisch gefüllt und noch nicht vollständig geschlossen.

In der darauffolgenden Nachpressphase wird das Werkzeug vollends auf Bauteil-Endmaß geschlossen. Das Harzgemisch füllt die Kavität während oder zum Ende dieser Phase vollständig aus. Es entsteht ein hydrostatisch wirkender Druck (Chaudhari 2014). Der Schließvorgang kann kraft-, weg- oder druckgeregelt stattfinden. Es sind auch Kombinationen dieser Regelungen möglich. Ziel der Regelung während der Nachpressphase ist es, einerseits den Druck im Werkzeuginnern aufrecht zu halten bis die Aushärtung einsetzt, um den negativen Einfluss der

Harzschwindung auf die Bauteilabmessungen und die Oberflächenqualität zu verringern. Andererseits wird angestrebt, die Überschreitung eines definierten Druckmaximums zu verhindern, um die Anlagentechnik, das Werkzeug sowie die eingesetzten Materialien vor Beschädigung oder Versagen zu schützen.

Beim Entformen ist das Harzgemisch ausgehärtet. Es ist keine weitere Wechselwirkung mit dem Kern zu erwarten. Die letzte Phase endet demnach mit dem Öffnen des Werkzeugs zum Entformen des Bauteils.

Die drei für den Kern als relevant zu bezeichnenden Phasen und die jeweils stattfindenden Prozessschritte sind im Folgenden zusammengefasst:

1. Aufheizphase: Preforms und Kern einlegen, Werkzeug schließen, Evakuieren
2. Injektionsphase: Injizieren des flüssigen Matrixgemischs in die Kavität
3. Nachpressphase: Schließen des Werkzeugs auf Bauteil-Endmaß und Aushärten
 - a. Kraftgeregelt
 - b. Weggeregelt
 - c. Druckgeregelt

4.2 Methoden

4.2.1 Beschreibung des RTM-Versuchswerkzeugs

Zur Analyse des Verhaltens während der genannten relevanten Prozessphasen wird ein als Hutprofil bezeichnetes RTM-Werkzeug verwendet. Das Werkzeug besteht aus Ober- und Unterwerkzeug und besitzt einen seitlichen Punktanguss, der über einen speziellen Werkzeugeinleger in eine umlaufende Fließfront überführt wird (vgl. Abbildung 4.1). Dadurch wird gewährleistet, dass der Kern während der Injektionsphase gleichmäßig umströmt wird.

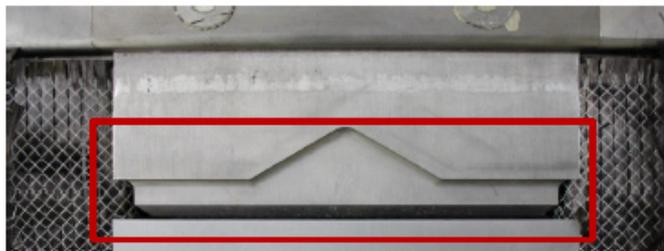


Abbildung 4.1: Spezieller Einleger am Anguss für eine umlaufende Fließfront

Im Oberwerkzeug sind drei Drucksensoren verbaut, einer angussnah im Bereich des Kerns (Anguss Oben = AO), einer angussnah im monolithischen Randbereich (Anguss Außen = AA)

und einer angussfern im Bereich des Vakuumbausteins (Vakuum Oben = VO). Die Sensorpositionen sowie der Angusspunkt (A) sind in Abbildung 4.2 dargestellt.

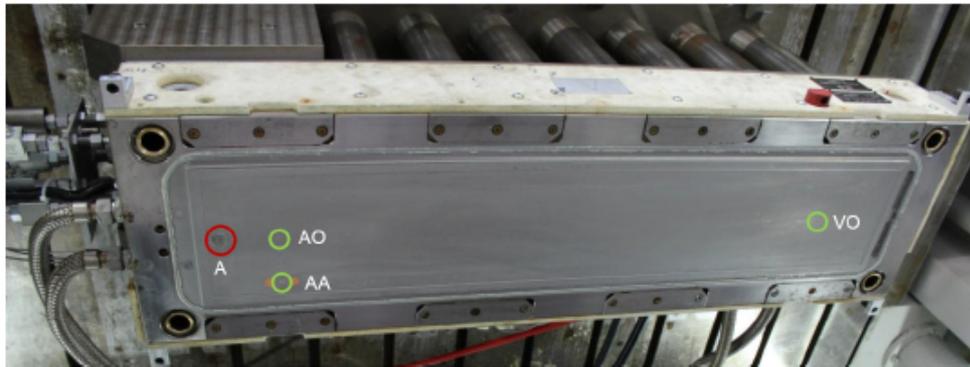


Abbildung 4.2: Werkzeug Oberteil mit Drucksensoren und Angussposition

Das in diesem Werkzeug entstehende Bauteil ist in Abbildung 4.3 dargestellt. Es besteht aus einem flachen Preform, dem sogenannten Deckel und einem zu einem flachen „U“ vorgeformten Preform, dem sogenannten Hut (schwarz). Dazwischen befindet sich der Kern (rot). Das Bauteil ist 1200 mm lang, 25,4 mm hoch und 260 mm breit. Der Kern besitzt dabei eine Höhe von 20 mm, Hut und Deckel jeweils 2,7 mm Zieldicke mit einem Zielfaservolumengehalt von 50%.

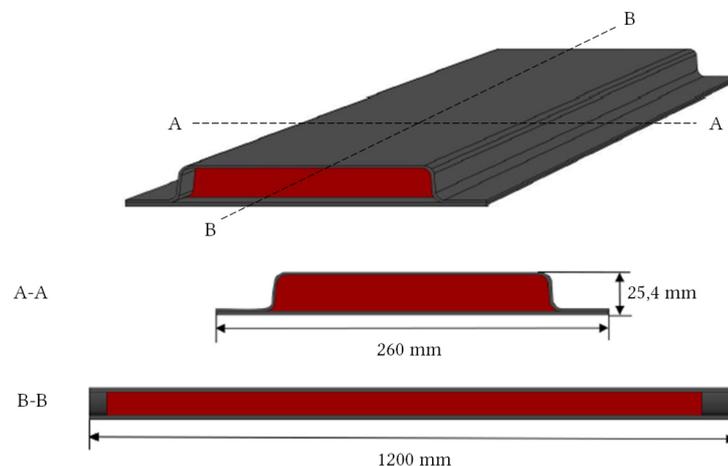


Abbildung 4.3: Versuchskörper Hutprofil

Bei der Bestückung des Werkzeugs mit Preforms und Kern wird zunächst der Hut ins untere Werkzeug eingelegt (1), dann der Kern positioniert (2) und anschließend der Deckel abgelegt (3). Der Ablauf ist in Abbildung 4.4 dargestellt. Sobald beide Preforms und der Kern positioniert sind, wird das Werkzeug geschlossen und die Evakuierung gestartet.

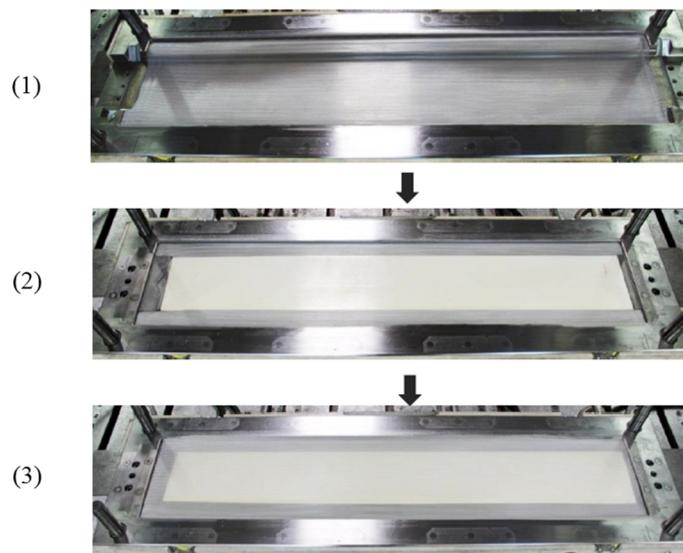


Abbildung 4.4: Vorgehensweise bei der Bestückung des Werkzeugs

Das Werkzeug bietet zudem die Möglichkeit einen Stahlkern zu verwenden. Er besitzt im auf Werkzeugtemperatur aufgeheizten Zustand die gleichen Abmessungen wie die verwendeten Polymerschäumkerne. Der Stahlkern zeigt im Vergleich zu den Schaumkernen keine Verformung im Bereich der zu erwartenden Werkzeuginnendrucke und nimmt auch kein Harz auf. Er kann daher als Referenz genutzt werden.

4.2.2 Vorgehen zur Analyse der Aufheizphase

Die Aufheizphase beginnt mit dem Einlegen von Preform und Kern in das offene, aufgeheizte Werkzeug. Bis zum Schließen des Werkzeugs ist der Wärmeeintrag inhomogen, da nur das Unterwerkzeug Wärme an die Preforms und den Kern abgibt. Nach dem Schließen kann die Umgebungstemperatur bis zum Start der Injektion, also bis zum Ende der Aufheizphase, als konstant und homogen angenommen werden. Ober- und Unterwerkzeug sind auf die gleiche Temperatur aufgeheizt und geben beide Wärme an die sich in der Kavität befindlichen Materialien ab. Messungen der Oberflächentemperatur des Werkzeugs vor Versuchsbeginn zeigen lokale Schwankungen in einem Bereich von weniger als 5%. Diese werden daher im Folgenden als vernachlässigbar angenommen. Die Kompaktierung des Halbzeugs während des Schließens des Werkzeugs bewirkt eine Drucklast, die auf den Kern einwirkt. In (Rosenberg 2018) wird bei der Verwendung von CF-Gelegen von Flächenpressungen bis zu 2 bar ausgegangen, um einen FVG von 50% zu erreichen. Es kann davon ausgegangen werden, dass der Kern unter dieser Last eine Verformung erfährt. Der Autor verweist jedoch auch darauf, dass die Kompressionskraft des imprägnierten Halbzeugs geringer ist als die des trockenen. Zudem ist während der Injektion mit Werkzeugspalt der FVG geringer als der Zielwert. Eine separate Betrachtung des Verformungsverhaltens während der Aufheizphase ist im Rahmen dieser Arbeit daher nicht erfolgt.

Die Analyse der Aufheizphase dient neben der Ermittlung der Umgebungstemperatur des Kerns auch der Messung der Temperaturentwicklung in seinem Inneren. Die gesammelten Daten

bilden die Basis zur in Kapitel 5 folgenden Einführung von Methoden zur prozessnahen Materialcharakterisierung und ermöglichen eine systematische Untersuchung einzelner Einflussparameter. Vor diesem Hintergrund wird im Rahmen der Analyse der Aufheizphase das Kernmaterial PUR-HS 200 bei einer festgelegten Werkzeugtemperatur im RTM-Werkzeug umfassend untersucht. Die Ergebnisse werden in Kapitel 5.2.1 dazu genutzt, die im Rahmen dieser Arbeit entwickelte Methodik zur Bestimmung des Aufheizverhaltens des Kernmaterials zu validieren. Zusätzlich wird neben der eigentlichen Aufheizphase auch der Zeitraum betrachtet, bis die Temperatur auf der Decklagenoberfläche im Gleichgewicht ist, auch wenn dieser die übliche Evakuierungszeit von 30 s bis 60 s überschreitet. Durch dieses Vorgehen wird ein merklicher Anstieg der Temperatur in der Kernmitte erzielt und somit die Aussagekraft der Methodik bestätigt. Die Untersuchung weiterer Materialien und deren Verhalten bei verschiedenen Umgebungsbedingungen findet mittels dieser Methodik in Kapitel 5.2.1 statt.

Der Versuchsaufbau zur Untersuchung der Aufheizphase im RTM-Prozess ist in Abbildung 4.5 dargestellt. Es wird das in Kapitel 4.2.1 beschriebene Versuchswerkzeug genutzt. Die Werkzeugtemperatur beträgt 120°C, als Decklagen kommen je vier Lagen triaxiales CF-Gelege für Deckel und Hut mit einem Flächengewicht von je 600 g/m² zum Einsatz. Es werden sechs Thermoelemente des Typs „K“ verwendet, um den zeitlichen Verlauf der Temperatur an verschiedenen Stellen aufzunehmen. Drei Messstellen befinden sich im Kerninneren, zwei auf der Kernoberfläche und eine Messung findet auf der Decklagenoberfläche statt. Letzterer Messfühler hat bei geschlossenem Werkzeug Kontakt zum Oberwerkzeug und kann daher als Referenz für den Schließzeitpunkt genutzt werden, welcher im Folgenden als $t = 0$ definiert ist. Weitere Referenzwerte werden nach 30 s beziehungsweise 60 s ermittelt, wenn im Realprozess die Evakuierung endet und die Injektion startet.

Der Versuch ist nach 300 s beendet. Die Zeitdauer ist vergleichbar mit der Summe der Prozesszeiten von Evakuieren, Injizieren, Nachpressen und Aushärten im Realprozess.

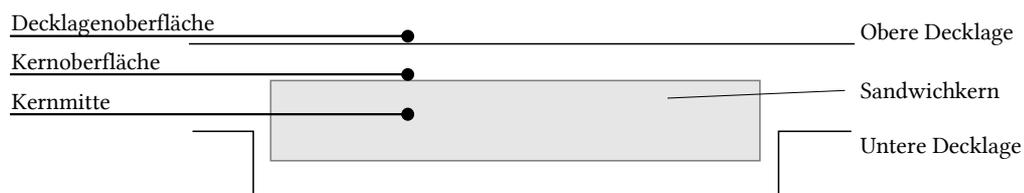


Abbildung 4.5: Versuchsaufbau zur Untersuchung der Aufheizphase im RTM-Versuchswerkzeug Hutprofil

4.2.3 Vorgehen zur Analyse der Injektionsphase

In der Injektionsphase wird das vorgeheizte Matrixgemisch in die evakuierte Kavität injiziert. Der Kern und der Preform befinden sich bereits mehrere Sekunden im Werkzeug und sind daher entsprechend aufgeheizt. Der Werkzeuginnendruck wird mittels der Drucksensoren AO und VO im RTM-Werkzeug ab dem Zeitpunkt des Schließens des Werkzeugs gemessen und bis zum Beginn der Aushärtereaktion aufgezeichnet.

Während der Injektion steigt der Druck im Werkzeug auf Grund des Fließwiderstands, der dem Fluid durch das eingelegte Textil entgegengebracht wird, gemäß dem Gesetz von Darcy an (Formel 2). Die wesentlichen, den Druck beeinflussenden Faktoren sind demzufolge die Halbzeugpermeabilität κ , die Fluidviskosität η und die Fließfrontgeschwindigkeit v .

$$\nabla p = \frac{\eta \cdot \Phi \cdot v}{\kappa} \quad (\text{Formel 2})$$

∇p = Druckgradient

η = Viskosität des Fluids

Φ = Porosität des Faserhalbzeugs

v = Fließfrontgeschwindigkeit

κ = Permeabilität des Faserhalbzeugs

Die Permeabilität des Halbzeugs steht in direktem Zusammenhang mit dem Faservolumengehalt in der Kavität, welcher prozessseitig durch den während der Injektion eingestellten Spalt beeinflusst werden kann. Die Fließfrontgeschwindigkeit kann durch die eingestellte Austragsleistung der Injektionsanlage beeinflusst werden. Die Viskositätsänderung durch Einsetzen der Aushärtereaktion und die damit einhergehende Exothermie spielen in dieser Phase eine untergeordnete Rolle, da die Aushärtereaktion im ultra-RTM-Prozess erst nach der Injektionsphase beginnt. Die Viskosität des Matrixgemischs kann während der Injektion als konstant angenommen werden.

Für die Analyse der Injektionsphase werden PUR-HS Schäume mit den Dichten 200 g/l, 250 g/l, 300 g/l und PMI-PS mit der Dichte 150 g/l untersucht. Außerdem kommt der Referenzkern aus Stahl zum Einsatz, um den Einfluss des Kerns auf die Druckentwicklung während der Injektion eindeutig identifizieren zu können. Bei einer Verformung des Kerns kommt es zu einer Änderung des Faservolumengehalts in den Deckschichten und entsprechend zu einer Änderung der Permeabilität. Der theoretische Zusammenhang zwischen der Verformung des Kerns und dem Faservolumengehalt für das verwendete Versuchswerkzeug mit 20 mm Kern und 2,7 mm dicken Deckschichten mit einem Ziel-Faservolumengehalt von 50% ist in Abbildung 4.6 dargestellt. Zudem ist beispielhaft das Ergebnis der Permeabilitätsmessung eines biaxialen Geleges aufgetragen, um den Zusammenhang von Kernverformung, Faservolumengehalt und Permeabilität des Halbzeugs zu veranschaulichen. Es wird deutlich, dass eine Stauchung des Kerns um 10% zu einer Verringerung des Faservolumengehalts von mehr als 13% führt.

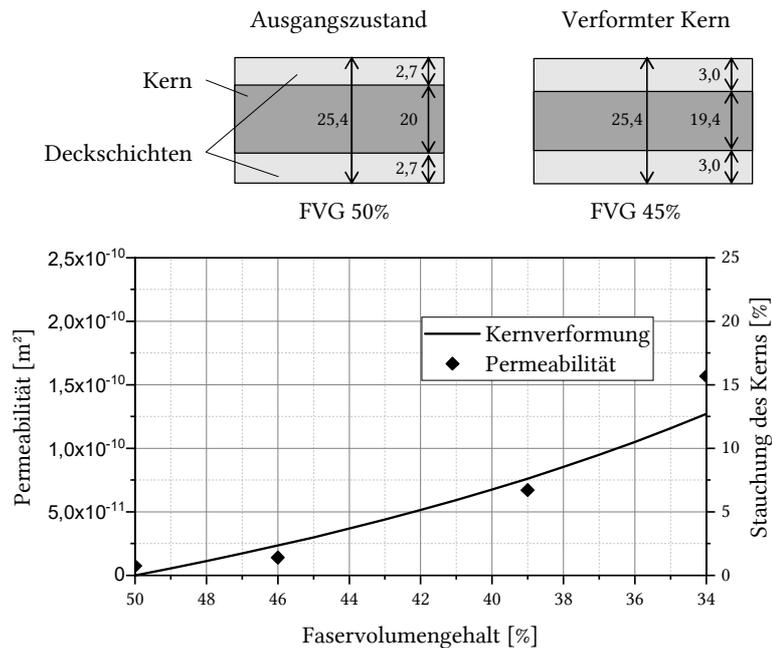


Abbildung 4.6: Zusammenhang zwischen Stauchung des Kerns in Dickenrichtung, Faservolumengehalt und Permeabilität am Beispiel des Versuchswerkzeugs Hutprofil mit 20 mm Kern

Im Rahmen der Untersuchungen werden zwei unterschiedliche Harzsysteme eingesetzt, um Effekte hinsichtlich des Harztyps zu identifizieren. Dies ist zum einen ein EP-Harz, welches bei 120°C Werkzeugtemperatur eingesetzt wird. Zum anderen ist es ein Polyurethanharz, welches bei 90°C Werkzeugtemperatur eingesetzt wird. Die Mehrzahl der Versuche wird mit einem EP-Harz durchgeführt, da dieser Harztyp bei automobilen Strukturbauteilen den Standard darstellen. Das PUR-Harz kommt bei ausgewählten Versuchen zum Einsatz, um direkte Vergleiche herstellen und Unterschiede ableiten zu können. Die Austragsleistung der Injektionsanlage beträgt für die hier aufgeführten Untersuchungen 60 g/s, es werden insgesamt 800 g Harzgemisch injiziert. Dies ist die experimentell ermittelte Harzmenge zur vollständigen Füllung der Kavität sowohl für das PUR- als auch das EP-Harz. Die Permeabilität wird im Rahmen der folgenden Untersuchungen nicht gezielt variiert. Das Halbzeug, der Lagenaufbau sowie der eingestellte Werkzeugspalt sind so gewählt, dass während der Injektion ein Ziel-Faservolumengehalt von 50% in der Kavität vorliegt.

In Tabelle 4.1 sind die Parameter der Versuche dargestellt und die jeweils verwendeten Kerne aufgelistet.

Da im Rahmen dieser Arbeit die mit dem Kern zusammenhängenden Effekte beleuchtet werden sollen, wird auf eine umfassende Sensitivitätsanalyse hinsichtlich des Einflusses von Halbzeug- und Prozessparametern auf den Werkzeuginnendruck verzichtet.

Tabelle 4.1: Versuchsübersicht bei der Analyse der Injektionsphase

PARAMETER	POLYURETHANHARZ	EPOXIDHARZ
Werkzeugtemperatur	90°C	120°C
Temperatur bei Verarbeitung	Mischtemperatur: 45°C	Harz: 80°C Härter: 45°C
Injizierte Matrixmenge	800 g	800 g
Austragsleistung	60 g/s	60 g/s
Faservolumengehalt und Halbzeug	50% CF-Triax-Gelege	50% CF-Triax-Gelege
Untersuchte Kerne	PUR-HS 200/250 PMI-PS 150 Stahl	PUR-HS 200/250/300 PMI-PS 150 Stahl

4.2.4 Vorgehen zur Analyse der Nachpressphase

Die Nachpressphase beginnt mit dem Ende der Injektion. Das injizierte Matrixgemisch ist zu diesem Zeitpunkt weitestgehend in der gesamten Kavität verteilt. Mit dem Schließen des Werkzeugs auf Endmaß kann sich der Druck im Vergleich zum Ende der Injektionsphase erhöhen – dies hängt von der Prozessstrategie (druck-, weg- oder kraftgesteuertes Zufahren) und dem Füllgrad der Kavität ab. Der noch zurückzulegende Fließweg ist abhängig vom zuvor eingestellten Werkzeugspalt und der Kernverformung während der Injektion. Ähnlich wie bei der Injektionsphase sind unzählige Varianten möglich. Gemeinsam ist allen Möglichkeiten das Entstehen eines hydrostatischen Drucks bereits vor Erreichen der endgültigen Schließposition. Ab hier findet kein Fließen mehr statt. In der gesamten Kavität herrscht ein annähernd identischer Druck. Dieser sogenannte Nachpressdruck ist gewollt und wirkt der Schwindung des Harzsystems entgegen.

Die Versuche im Rahmen der Analyse der Nachpressphase sind derart gestaltet, dass der Kern während der Füllung der Kavität keine mechanische Belastung erfährt. Die CF-Gelege werden hierfür durch Fließhilfe-Textilien ersetzt. Erst nach vollständiger volumetrischer Füllung entsteht in der Kavität ein für den Kern relevanter Druck, welcher hydrostatisch wirkt. So wird verhindert, dass die Untersuchung der Nachpressphase durch eine Vorbelastung des Kerns während der Injektion beeinflusst wird.

Tabelle 4.2 zeigt eine Übersicht der für die Analyse der Nachpressphase genutzten Versuchsparameter und der untersuchten Kerne.

Die Harzmenge ist höher als bei den Versuchen der Injektionsphase, da die Fließhilfe zweckmäßig weniger Volumen einnimmt, dabei aber die exakte Positionierung der Kerne garantiert. Entsprechend wird auch die Austragsleistung der Injektionsanlage angepasst, um das benötigte Volumen vor Einsetzen der Aushärtereaktion in die Kavität injizieren zu können. Die Werkzeug- und Harzparameter sind mit denen der Analyse der Injektionsphase identisch.

Tabelle 4.2: Versuchsübersicht bei der Analyse der Nachpressphase

PARAMETER	POLYURETHANHARZ	EPOXIDHARZ
Werkzeugtemperatur	90°C	120°C
Temperatur bei Verarbeitung	Mischtemperatur: 45°C	Harz: 80°C Härter: 45°C
Injizierte Matrixmenge	2000 g	2000 g
Austragsleistung	80 g/s	80 g/s
Halbzeug	Fließhilfe	Fließhilfe
Untersuchte Kerne	PUR-HS 200/300	PUR-HS 200/300 PMI-PS 150

Die Bestückung des Werkzeugs erfolgt analog zu der in der Analyse der Injektionsphase: Zuerst werden in das Unterwerkzeug die Fließhilfen in Hutform und der Kern eingelegt, dann die Fließhilfen in Deckelform. Nach dem vollständigen Schließen des Werkzeugs wird die Injektion gestartet. Die Aufzeichnung des Werkzeuginnendrucks beginnt mit der Injektion. Analog zur Analyse der Injektionsphase werden die Sensoren AO und VO genutzt, um das Erreichen eines hydrostatischen Drucks sicherzustellen. Es werden 2000 g Matrixmenge injiziert. Das Matrixgemisch härtet anschließend aus. Untersucht werden PUR-HS 200/300 und PMI-PS 150 mit EP-Harz und PUR-HS 200/300 mit PUR-Harz. Die Verwendung des Stahlkerns ist nicht möglich, da der Druckanstieg im Werkzeug schlagartig erfolgt und eine Beschädigung des Werkzeugs oder der Anlagentechnik nicht ausgeschlossen werden könnte.

4.3 Ergebnisse & Diskussion

4.3.1 Analyse der Aufheizphase

Abbildung 4.7 zeigt das Ergebnis der Temperaturmessung im RTM-Prozess während der Aufheizphase mit der in Kapitel 4.2.2 vorgestellten Methodik. Die Abszissenachse bildet die Zeit ab, während auf der Ordinatenachse die Temperatur abgebildet ist. Der Zeitpunkt $t = 0$ ist definiert als der Moment, zu dem das Werkzeug geschlossen ist. Die abgebildeten Kurven sind Mittelwertkurven. Die Mittelung erfolgt über jeweils mehrere in Längsrichtung verteilte Positionen und über mehrere Messungen. Abgebildet ist der zeitliche Verlauf der Temperatur von PUR-HS 200 bei einer Werkzeugtemperatur von 120°C.

Der Sensor auf der Decklagenoberfläche erreicht nach 30 s eine Temperatur von 115°C und nach 60 s 119°C. Es ist ein sehr steiler Anstieg der Temperatur zu erkennen, da sich der Sensor unmittelbar an der Werkzeugoberfläche befindet. Der Schaum hat an seiner Oberfläche, wo er durch den darüberliegenden Preform von der Werkzeugoberfläche separiert wird, nach 30 s eine Temperatur von 75°C beziehungsweise 97°C nach 60 s erreicht. Der Temperaturanstieg erfolgt deutlich langsamer als an der Decklagenoberfläche. Die Kernmitte besitzt bei Messung nach 30 s und 60 s eine Temperatur von 25°C beziehungsweise 30°C. Nach 150 s hat sich die

Temperatur in der Kernmitte im Vergleich zur Ausgangstemperatur vor dem Einlegen in das Werkzeug verdoppelt. Zum Versuchsende nach 300 s wird im Inneren eine Temperatur von 78°C gemessen, an der Kernoberfläche 118°C.

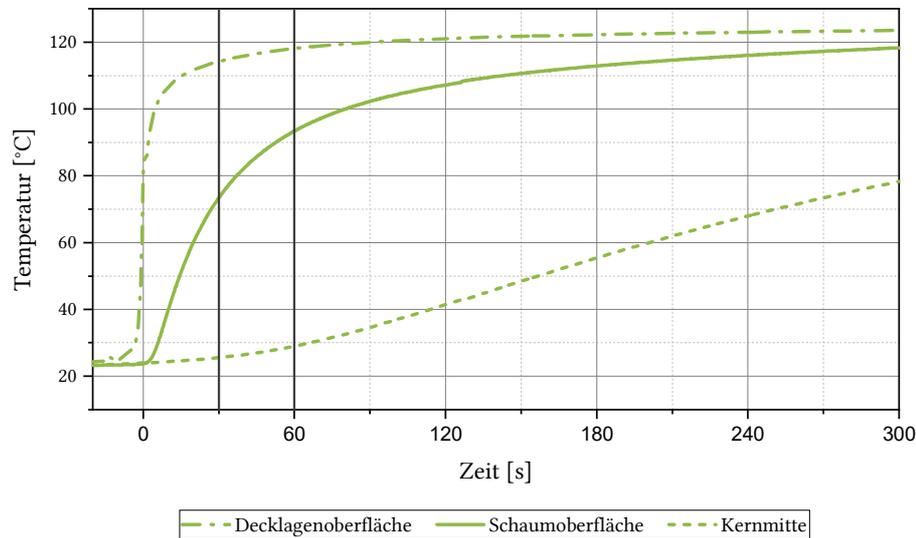


Abbildung 4.7: Temperaturverlauf bei PUR-HS 200 bei 120°C Werkzeugtemperatur und 4 Lagen CF-Triax-Gelege mit 600 g/m² Flächengewicht

Der Temperaturverlauf in der Aufheizphase hängt nicht nur von der Werkzeugtemperatur und dem Kernmaterial ab, sondern auch von der Art und dem Aufbau der Decklagen. Daher sind die gezeigten Ergebnisse nur gültig für die genannte Konstellation aus Umgebungs- und Materialparametern. Eine umfangreiche Sensitivitätsanalyse findet im Rahmen der Untersuchungen in Kapitel 5.2.1 statt.

4.3.2 Analyse der Injektionsphase

Als Ergebnis der Untersuchungen mit EP-Harz und PUR-Harz werden im Folgenden die Druckverläufe während der Injektionsphase erläutert. Die Abszissenachsen der hierfür abgebildeten Graphen bilden die Zeit ab, während auf der Ordinatenachse der Druck im Werkzeug abgebildet ist. Als Zeitpunkt $t=0$ ist der Beginn der Injektion definiert. Das Injektionssignal ist digital dargestellt, sodass Anfang und Ende eindeutig identifizierbar sind. Die dargestellten Druckkurven sind repräsentative Kurven, die aus mindestens drei Versuchen ermittelt wurden. Im Gegensatz zur Bildung von Mittelwertkurven wird bei dieser Art der Darstellung die Abschwächung lokaler Effekte vermieden.

Abbildung 4.8 zeigt die Druckkurven bei Verwendung von PMI-PS 150, PUR-HS 200, 250 und 300 mit EP-Harz bei einer Werkzeugtemperatur von 120°C im Vergleich zur schwarz dargestellten Referenzkurve mit Stahlkern. Der Maximaldruck während der Injektion erreicht bei Verwendung des Stahlkerns über 50 bar, während die Varianten mit Schaumkern deutlich darunter bleiben. Bei PMI-PS 150 wird ein Maximaldruck von etwa 28 bar erreicht, bei PUR-HS 300 13 bar, bei PUR-HS 250 11 bar und 8 bar mit PUR-HS 200. Bei allen Varianten erreicht die

Fließfront etwa zum gleichen Zeitpunkt den ersten Sensor AO, erkennbar am zeitgleichen Ausschlag des Sensors nach etwa 2 s.

Der vergleichsweise flache Anstieg der Druckkurve bei PMI-PS 150 ist bedingt durch eine geringfügige Untermaßigkeit des Kerns. Dadurch wird der Faservolumengehalt während der Injektion beeinflusst. Analog zur Referenzkurve zeigt die Variante mit PMI-PS 150 einen merklichen Anstieg des Drucks zum Zeitpunkt, zu dem die Fließfront den Sensor VO erreicht. Die Kavität ist kurz darauf vollständig gefüllt, der Werkzeuginnendruck steigt schlagartig an, bevor das Injektionsende erreicht ist. Bei etwa 23 bar flacht die Druckkurve der PMI Variante ab. Der Abfall des Druckgradienten wird an beiden Sensoren parallel detektiert. Das lässt den Rückschluss auf das Vorhandensein eines hydrostatischen Drucks zu. Es findet kein Fließen mehr statt.

Die Versuchsvarianten mit PUR-HS Kern zeigen im Bereich der vollständigen Füllung der Kavität keinen erkennbaren Druckanstieg. Das lässt auf eine Verformung des Kerns oder das Eindringen von Harz in das Kerninnere schließen.

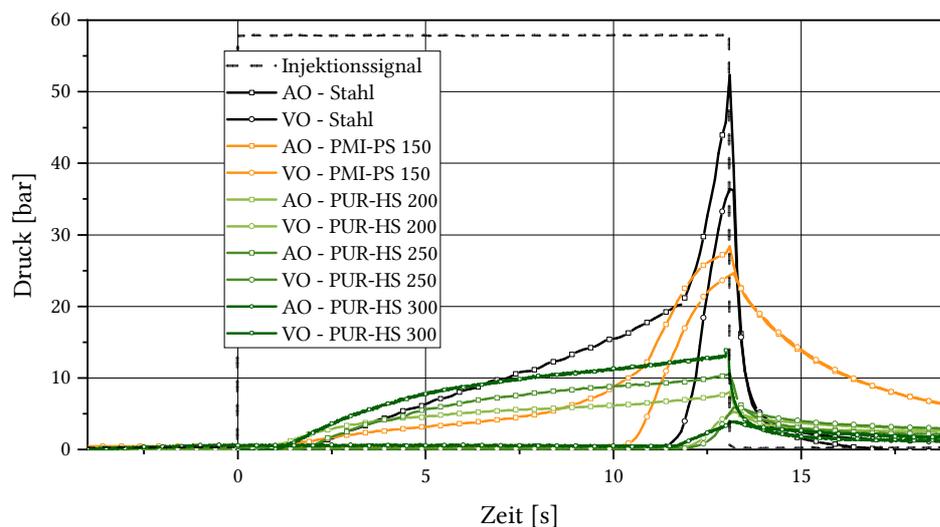


Abbildung 4.8: Druckverlauf während der Injektionsphase mit EP-Harz, Stahlkern im Vergleich zu PMI-PS und PUR-HS

Die Untersuchungen von Bauteilabschnitten nach deren Aushärtung zeigen, dass kein Harz ins Innere des PMI-PS Kerns eingedrungen ist, jedoch eine starke Verformung stattgefunden hat. Diese führt zu lokalen Reinharzbereichen (graue Bereiche) und einer Aufdickung der Decklagen, wie aus Abbildung 4.9 hervorgeht. Die Verformung erscheint als ursächlich für den Abfall des Druckgradienten vor dem Ende der Injektion.

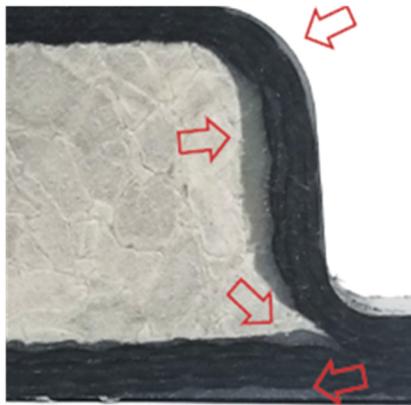


Abbildung 4.9: Bauteilschnitt nach der Aushärtung, PMI-PS 150

Die in Abbildung 4.10 dargestellten Untersuchungsergebnisse von Bauteilabschnitten mit PUR-HS Kern zeigen eine Verformung mit überlagertem Eindringen des Harzes. So ist zum einen eine Reinharzschicht zwischen Kern und Deckschicht zu erkennen und zum anderen eine bereichsweise Füllung des Kerns mit Harz. Der Zeitpunkt, zu dem das Harz beginnt einzudringen, ist weder anhand der Druckkurve noch durch Analyse der Bauteile feststellbar.

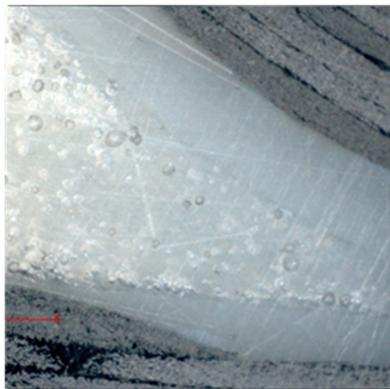


Abbildung 4.10: Mikroskopische Aufnahme eines Bauteilschnittes nach der Aushärtung, PUR-HS 250

Das eingedrungene Harz kann durch seine Schwindung während des Aushärtens zu Rissen im Kerninneren führen. Dieser Effekt ist in Abbildung 4.11 hervorgehoben.



Abbildung 4.11: Kernrisse durch Harzeindringen und Schwindung

Die in Abbildung 4.12 dargestellten Druckverläufe bei der Injektion von PUR-Harz zeigen qualitativ die gleiche Ausprägung wie die mit EP-Harz ermittelten Kurven. Bei der Verwendung des Stahlkerns werden die höchsten Maximaldrücke erreicht, auch ist hier die Druckrate am größten. Analog zur Messung mit EP-Harz weist die Druckkurve von PMI-PS 150 einen anfänglich flachen Druckanstieg auf, der mit Ankunft der Fließfront am Sensor VO an beiden Sensoren einen steilen Anstieg verzeichnen lässt. Wie auch bei den EP-Harz Versuchen flacht die Kurve im Bereich von 20-25 bar ab, bevor die Injektion endet.

Der Druckanstieg bei den PUR-HS Varianten kann als annähernd linear beschrieben werden und verläuft deutlich flacher als bei Verwendung des Stahlkerns. Des Weiteren ist hervorzuheben, dass die Druckkurve von PUR-HS 250 gegen Ende der Injektion parallel zu der von PUR-HS 200 verläuft, jedoch auf einem höheren Druckniveau.

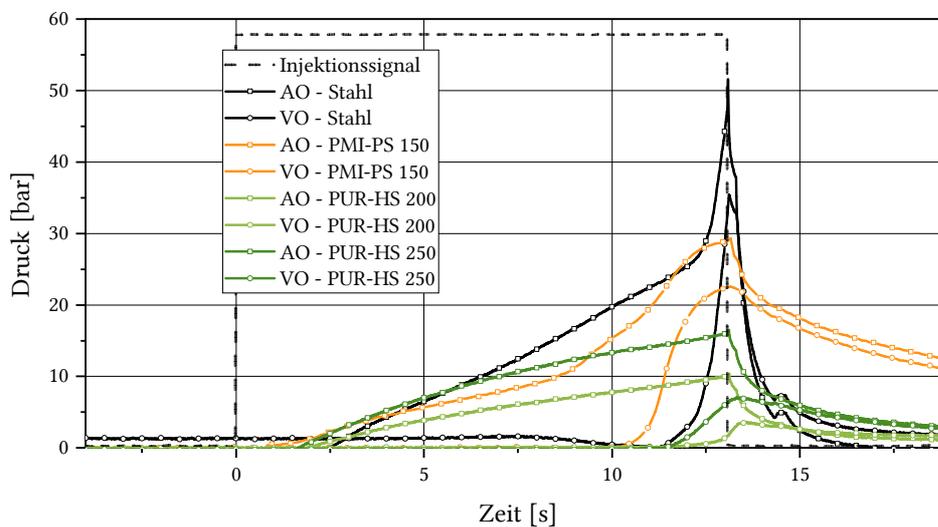


Abbildung 4.12: Druckverlauf während der Injektionsphase mit PUR-Harz, Stahlkern im Vergleich zu PMI-PS und PUR-HS

Der in Abbildung 4.13 dargestellte Vergleich zwischen PUR-Harz und EP-Harz zeigt die Druckkurven der Kernvarianten Stahl, PMI-PS 150, PUR-HS 200/250 jeweils gemessen am Sensor AO. Es wird deutlich, dass die höhere Viskosität des PUR-Harzes im Allgemeinen zu einem höheren Werkzeuginnendruck führt, solange das Harz im Werkzeug fließt. Das Druckmaximum vor Ende der Injektion liegt im Fall des Stahlkerns und bei PMI-PS 150 jeweils auf etwa dem gleichen Niveau, unabhängig vom verwendeten Harz. Die Druckkurven der PUR-Kerne weisen hingegen von Beginn an eine steigende Differenz auf, die auch bei Erreichen des Druckmaximums ihr Maximum erreicht. Daraus geht ein generell höherer Werkzeuginnendruck bei Verwendung des PUR-Harzes als bei Verwendung des EP-Harzes hervor. Dieser Umstand ist zurückzuführen auf die deutlich größer ausgeprägte Temperaturabhängigkeit der PUR-Kernmaterialien im Vergleich zu PMI-PS. Dieser Sachverhalt wird in Kapitel 5.2.3 näher erläutert und durch die dort dargestellten Ergebnisse bestätigt.

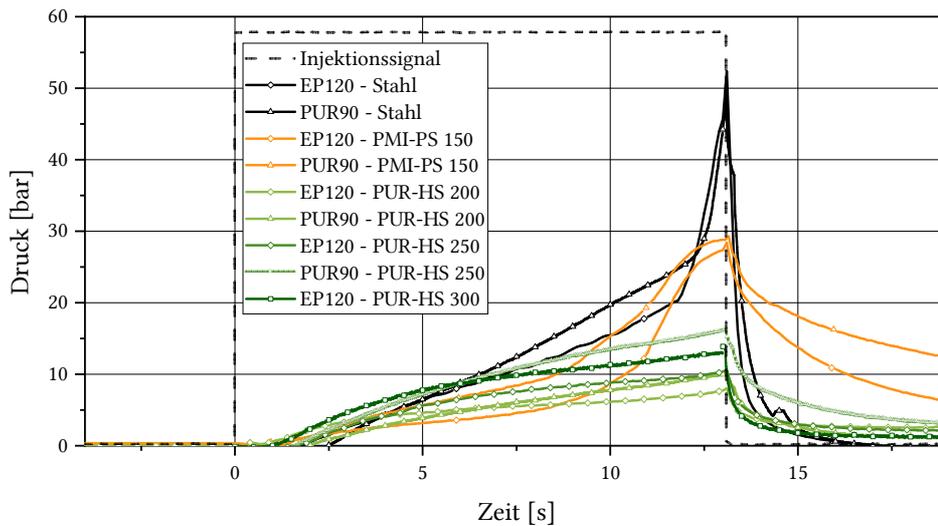


Abbildung 4.13: Druckverlauf während Injektionsphase, Stahlkern im Vergleich zu PMI-PS und PUR-HS

4.3.3 Analyse der Nachpressphase

Die im Folgenden dargestellten Kurven zeigen den Druckverlauf gemessen am Sensor AO. Auf die Darstellung des Sensors VO wird verzichtet, da die Kurven der beiden Sensoren in der Nachpressphase kongruent sind und keine neuen Erkenntnisse durch die Darstellung erlangt werden können.

Abbildung 4.14 zeigt den Druckverlauf von PMI-PS 150 und PUR-HS 200/300 bei Verwendung des EP-Harzes. Nach circa 18 s ist die Kavität bei allen Versuchsvarianten mit Harz gefüllt und der Druck beginnt deutlich anzusteigen. Analog zu den Untersuchungen während der Injektionsphase, zeigt PMI-PS 150 einen steilen Druckanstieg bis zum Erreichen eines spezifischen Druckwerts, ab dem ein Plateau erreicht wird. Der Druckanstieg flacht anschließend ab. Da bei dieser Versuchsform keine Einflüsse durch ein Fließen des Harzes auf das Ergebnis entstehen, ist das Abflachen auf eine Verformung des Kerns zurückzuführen. Die Verformung beginnt bei etwa 25 bar. Das ist vergleichbar mit dem Ergebnis der vorangegangenen Untersuchung.

Die PUR-HS Kernvarianten zeigen einen Druckanstieg zeitgleich mit dem des PMI-PS Kerns. Bis zum Erreichen des Druckmaximums verläuft der Druckanstieg linear. Während das Druckmaximum zum Ende der Injektion für PMI-PS 150 bei etwa 33 bar liegt, erreicht PUR-HS 300 einen maximalen Druck von circa 25 bar und PUR-HS 200 einen Druck von etwa 11 bar. Unter Berücksichtigung der Bauteilanalyse im Rahmen der vorangegangenen Untersuchungen, kann die Variation der Druckmaxima mit Unterschieden in der Verformung und der Harzaufnahme begründet werden.

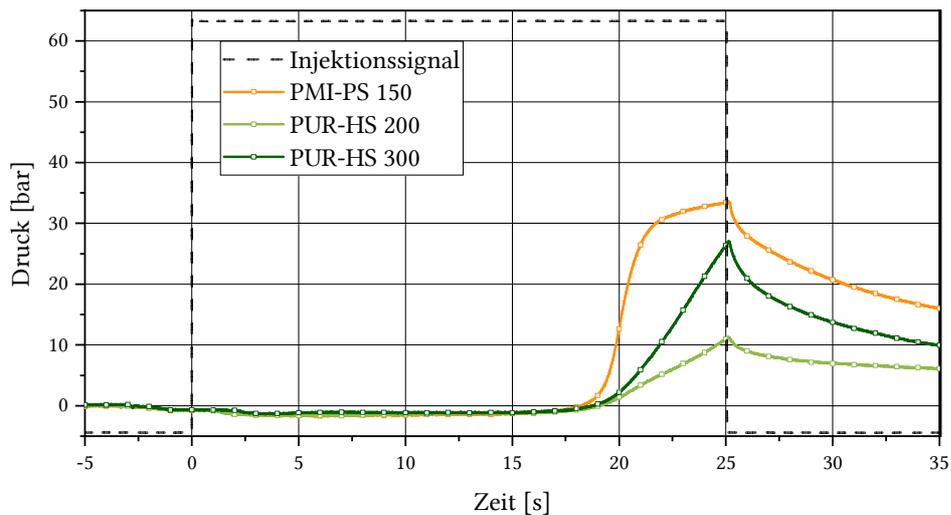


Abbildung 4.14: Druckverlauf in der Nachpressphase bei EP-Harz

Die in Abbildung 4.15 dargestellten Ergebnisse untermauern die im Kapitel 4.3.2 aufgezeigte Temperaturabhängigkeit der mechanischen Eigenschaften von PUR-HS. So ist zum einen der Druckanstieg bei Verwendung des PUR-Harzes bei einer Werkzeugtemperatur von 90°C steiler als bei 120°C mit EP-Harz. Zum anderen ist das Druckmaximum mit 32 bar für PUR-HS 300 beziehungsweise 14 bar für PUR-HS 200 messbar höher.

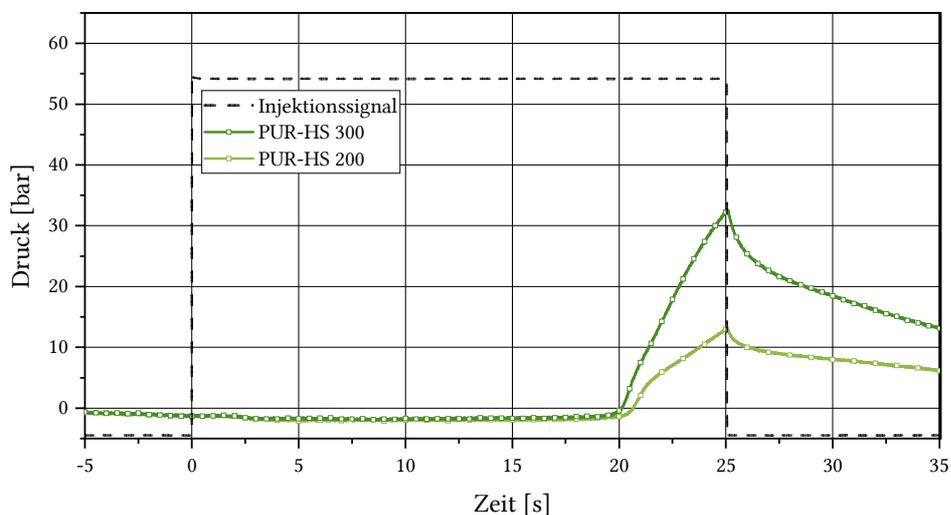


Abbildung 4.15: Druckverlauf in der Nachpressphase bei PUR-Harz

Eine ausführliche Betrachtung der Versagensmechanismen erfolgt im Rahmen der prozessorientierten Materialcharakterisierung in Kapitel 5.2.4.

4.4 Ableitung relevanter Eigenschaften zur Beschreibung des Kernverhaltens im RTM-Prozess

Aus der Analyse der relevanten Phasen des RTM-Prozesses gehen die wesentlichen Attribute hervor, die zur Beschreibung des Kernverhaltens im Prozess erforderlich sind:

- Thermophysikalische Eigenschaften des Kerns
 - Aufheizverhalten, Wärmeausdehnung
- Verformungsverhalten des Kerns unter Druck
 - Temperaturabhängigkeit
 - Viskoelastizität – Belastungsgeschwindigkeit
 - *Viskoelastizität – Spannungsrelaxation*⁴
- Versagensverhalten des Kerns unter Fluiddruck

Die thermophysikalischen Eigenschaften beschreiben das Aufheizverhalten und die Wärmeausdehnung des Kerns. Mit deren Kenntnis sowie bekannten Umgebungs- und Randbedingungen im Prozess wird die Möglichkeit geschaffen, das Temperaturprofil des Kerns zu jedem Zeitpunkt im Prozess vorhersagen zu können. So kann eine Änderung des Faservolumengehalts durch Wärmeausdehnung des Kerns im Vorhinein berücksichtigt werden.

Durch die Kenntnis der Temperaturabhängigkeit der mechanischen Eigenschaften sowie des Temperaturprofils im Kerninneren, kann die Verformung während des Prozesses vorhergesagt werden. Zudem ist zu anmerken, dass die Zeitabhängigkeit der mechanischen Antwort im elastischen Bereich des Materials, also dessen Viskoelastizität, untersucht werden muss. Die Druckrate im Prozess kann variieren und die Belastung sowohl schlagartig als auch anhaltend stattfinden.

Die Spannungsrelaxation der Materialien wird im Rahmen dieser Arbeit nicht näher betrachtet. Die viskoelastischen Eigenschaften im Sinne einer Spannungsrelaxation werden in Kapitel 7 exemplarisch für PUR-HS 300 experimentell nachgewiesen und weitere Untersuchungen sowie die Implementierung in ein Materialmodell empfohlen.

Abschließend ist das Versagensverhalten unter Fluiddruck als ein wesentliches Merkmal zur Beschreibung des Prozessverhaltens zu nennen. Je nach Kernmaterial unterscheidet es sich vom Versagen bei Belastung mit einem Festkörper. Während bei letzterem ein strukturelles Versagen zu erwarten ist, kann das Versagen unter Fluiddruck durch Eindringen des Fluids in das Kerninnere hervorgerufen werden. Es ist daher von entscheidender Bedeutung, die Kernmaterialien sowohl hinsichtlich ihrer strukturellen Einsatzgrenze als auch hinsichtlich des Eindringens von Fluid zu untersuchen und eine diesbezügliche Versagensgrenze zu definieren.

⁴ Wird in Kapitel 7 näher erläutert.

5 Prozessorientierte Materialcharakterisierung

In diesem Kapitel werden Methoden vorgestellt, mit deren Hilfe die in Kapitel 4.4 als bedeutend identifizierten Eigenschaften charakterisiert werden können, um das Verhalten eines Kernmaterials im RTM-Prozess beurteilen und vorhersagen zu können. Von besonderer Bedeutung ist hierbei die Entwicklung einer Methode zur Untersuchung des Versagens unter Fluiddruck zur Definition eines Versagensdrucks unter Prozessbedingungen. Die Anwendung der Methoden findet mit den in Kapitel 3.1 ausgewählten Materialien statt.

5.1 Methoden

Viele der als Standard geltenden Methoden zur Bestimmung der thermophysikalischen und mechanischen Eigenschaften möglicher Kernmaterialien lassen sich nicht auf die für den Einsatz im RTM-Prozess ausgewählten Materialien anwenden. Dies ist dadurch bedingt, dass die benötigte Probengröße oder -geometrie keine repräsentativen Ergebnisse erwarten lässt. Kleine Proben können bei den betrachteten Materialien wegen derer mikro- und mesoskopischer Inhomogenität zu unregelmäßigen Ergebnissen führen. Wie in Kapitel 3.1 erläutert, beeinflussen die Bauteilgeometrie, die für die Bauteilherstellung gewählten Prozessparameter und die Entnahmestelle der Probe die Eigenschaften einer Probe. Außerdem können lokale Defekte auftreten. Daher sollte die Probe möglichst unter den gleichen Bedingungen hergestellt werden wie das später betrachtete Bauteil. Dies betrifft das Volumen der hergestellten Probe, die Prozessparameter und die Formulierung des Schaums. Des Weiteren sollte die Probe eine Größe aufweisen, bei der Unregelmäßigkeiten in der Struktur oder regelmäßig auftretende Defekte nicht überrepräsentiert, aber dennoch berücksichtigt werden. Die davon abgeleiteten Abmessungen sind von Material zu Material unterschiedlich und können nicht pauschal angegeben werden. Mikroskopische Untersuchungen des strukturellen Aufbaus des Materials sind zur Definition der Probengröße daher unabdingbar.

5.1.1 Vorgehen zur Bestimmung der thermophysikalischen Eigenschaften

5.1.1.1 Prüfaufbau

Abbildung 5.1 zeigt den prinzipiellen Aufbau des für die Untersuchung der thermophysikalischen Eigenschaften genutzten Prüfstands. Er besteht aus einem Vakuumofen der Firma „Binder“, einem Messrechner sowie einem Datalogger, welcher mittels Thermoelemente des Typs „K“ den zeitlichen Verlauf der Temperatur aufnehmen kann. Die Werkzeugkavität wird durch Stahlplatten mit den Abmessungen Länge = 350 mm, Breite = 300 mm, Höhe = 20 mm nachgestellt, die im Ofen auf Zieltemperatur erwärmt werden. Dadurch wird der gleiche Wärmeübergangskoeffizient wie im RTM-Werkzeug erreicht.

Die Plattentemperatur wird im Folgenden analog zur Bezeichnung im RTM-Prozess als „Werkzeugtemperatur“ bezeichnet.

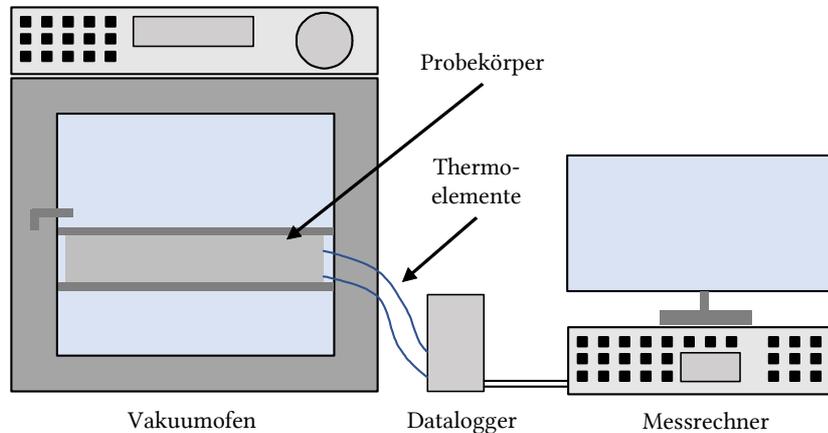


Abbildung 5.1: Versuchsaufbau zur Untersuchung des Aufheizverhaltens

5.1.1.2 Probenpräparation und Versuchsdurchführung

Um Randeffekte zu vermeiden und das Aufheizverhalten ausschließlich in Dickenrichtung, also senkrecht zu den Platten zu messen, wird eine Probengeometrie gewählt, die eine sehr große Länge und Breite besitzt verglichen mit der Höhe. Die Abmessungen der Proben sind Länge = 250 mm, Breite = 200 mm und Höhe = 50 mm. Lediglich die Versuche zur Validierung des Prüfstands werden mit einer Probenhöhe von 20 mm durchgeführt, um den direkten Vergleich mit den Messungen im Realprozess zu ermöglichen. Die Messstellen befinden sich bei allen Versuchen in der Nähe zur Probenmitte, gemessen an ihrer Länge und Breite. So wird sichergestellt, dass die Temperaturmessung nur die über die Stahlplatten eingeleitete Wärme mit einbezieht. Die Temperaturfühler sind analog zu den Messungen im RTM-Prozess auf der Schaumoberfläche, und in der Probenmitte angebracht. Für die Sensitivitätsanalyse werden weitere Sensoren im ersten Quartil positioniert. Neben den genannten Temperaturfühlern befindet sich zur Überprüfung der Umgebungstemperaturen ein weiterer im Ofen und einer an der unteren Stahlplatte.

Sobald die Platten auf Zieltemperatur aufgeheizt sind, wird das Kernmaterial dazwischen eingebracht. Die Messung wird vor dem Einlegen des Probekörpers gestartet. Sobald die obere Stahlplatte auf der Probe aufliegt, wird ein Anstieg der Temperatur gemessen. Der Zeitpunkt, zu dem der Anstieg 50% der Differenz zur Zieltemperatur entspricht, wird als $t = 0$ definiert und als „Werkzeug geschlossen“ bezeichnet. Dieses Vorgehen dient in erster Linie der Synchronisierung mehrerer Messungen, aber auch dem Vergleich mit dem RTM-Prozess im Rahmen der Validierung. Hierfür werden die Ergebnisse des Prüfstands mit den in Kapitel 4.3.1 vorgestellten Ergebnissen der Temperaturmessung während der Aufheizphase abgeglichen.

Mit dem vorgestellten Versuchsaufbau wird zudem eine Sensitivitätsanalyse hinsichtlich der Werkzeugtemperatur und des Umgebungsdrucks (mit und ohne Vakuum) durchgeführt.

Zusätzlich zu den Temperaturmessungen werden Verformungsmessungen durchgeführt, um die Wärmeausdehnung beurteilen zu können. Hierbei kommen keine Stahlplatten zum Einsatz, da diese durch ihr Eigengewicht die Verformung unter Temperatur- und Vakuumeinfluss beeinflussen würden. Die Proben werden demzufolge durch Strahlung und Konvektion erwärmt. Für die zeitabhängige Beurteilung der Ausdehnung wird das Temperaturäquivalent eingeführt. Die Probe wird im Prüfstand so lange erhitzt, bis sich ein Temperaturprofil einstellt, welches dem Temperaturprofil zum Ende der Aufheizphase (60 Sekunden) im RTM-Werkzeug entspricht.

Um Effekte, die durch den Probenrand hervorgerufen werden, ausschließen zu können, wird zudem ein Randbeschnitt von 20 mm durchgeführt. An der Schnittkante wird ein stochastisches Muster aufgebracht. In Abbildung 5.2 ist das stochastische Muster dargestellt und eine vereinfachte Darstellung der Auswertemethodik der Verformungsmessung. Das optische Messsystem misst in bestimmten Zeitintervallen den Abstand zwischen zwei zuvor festgelegten Punkten des Musters. Ändert sich dieser Abstand, liegt eine Verformung der Probe vor. Es wird ein Koordinatensystem eingeführt, die Abszissenachse verläuft parallel zur Auflagefläche der Probe. Die Ordinatenachse verläuft parallel zur Kante in Dickenrichtung des Probekörpers. Die Messung in X-Richtung (durchgezogene rote Pfeile) erfolgt dabei an drei unterschiedlichen Positionen (oben, mittig, unten), um den Dichtegradienten zu berücksichtigen. Die Dichte entlang jeder Messlänge auf der Abszissenachse kann als konstant angenommen werden. Die Messung in Y-Richtung (gestrichelte rote Pfeile) bezieht verschiedene Dichtebereiche mit ein. Hier werden drei Messungen über die gesamte Breite der Probe vorgenommen und zusätzlich eine Messung jeweils im oberen, im mittleren und im unteren Bereich der Probe.

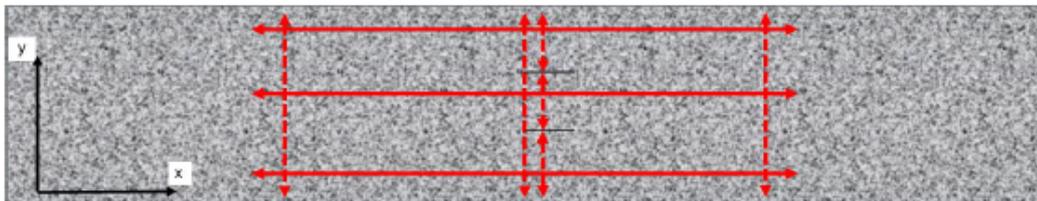


Abbildung 5.2: Auswertemethodik für die Verformungsmessung

Ein kamerabasiertes, optisches 3D-Messsystem der Firma „GOM“ des Typs „ARAMIS“ wird eingesetzt, um die mehrdimensionalen Verformungen separat beurteilen zu können. Das Kamerasystem befindet sich vor dem Ofen. Durch eine Referenzmessung mit einem Kalibrieremuster können Messfehler durch die Scheibe des Ofens reduziert werden.

5.1.2 Vorgehen zur Bestimmung des Deformationsverhaltens unter Druck

Zur Untersuchung des Deformationsverhaltens unter Druck werden uniaxiale Druckversuche in Anlehnung an (DIN EN ISO 844 2014) durchgeführt. Dies ermöglicht es, eine Sensitivitätsanalyse hinsichtlich der in Kapitel 4.4 als relevant identifizierten Parameter durchzuführen. Neben den Spannungs-Stauchungs-Kurven werden auch der Druck-Elastizitätsmodul E_c und die Spannung bei 3% Stauchung σ_3 als spezifische Kennwerte bestimmt. Für beide Kennwerte wird die Abhängigkeit von der Temperatur und von der Belastungsgeschwindigkeit untersucht. Der Kennwert σ_3 wird vorwiegend für Schaummaterialien ermittelt, die als Konstruktionswerkstoff eingesetzt werden. Wie aus Abbildung 4.6 hervorgeht, führt die Stauchung eines Kernmaterials um 3% zu einer Reduzierung des Faservolumengehalts der Deckschicht um 5%⁵. Im Rahmen dieser Arbeit wird dies als kritischer Wert bezüglich einer zulässigen Verformung im RTM-Prozess betrachtet (Roquette und Diebold 2015).

Des Weiteren können mit Hilfe der ermittelten Spannungs-Stauchungs-Kurven Kennwerte für die numerische Simulation des Deformationsverhaltens gesammelt werden. Hierbei wird das Verhalten bis zu einer Stauchung von 10% betrachtet. Dadurch können die Ergebnisse auch über den im Rahmen dieser Arbeit definierten Anwendungsbereich hinaus genutzt werden.

5.1.2.1 Prüfaufbau

Der für die Untersuchung genutzte Prüfaufbau ist in Abbildung 5.3 vereinfacht dargestellt. In eine elektromechanische Universalprüfmaschine werden zwei Druckplatten eingebaut. Die obere Platte ist starr fixiert, während die untere eine Lagerung zum Ausgleich der Toleranzen des Prüfkörpers bezüglich der Planparallelität der belasteten Flächen besitzt. An der oberen Platte ist eine Kraftmessdose angeschlossen. Die Weg-Messung erfolgt über den Traversenweg an der unteren Platte. Für Versuche mit einer erhöhten Umgebungs- und Prüfkörpertemperatur wird der gesamte Prüfaufbau in einer Klimakammer platziert. Dadurch haben sowohl die Prüfkörper als auch die Prüfplatten die gleiche Temperatur. Die Prüfkörpertemperatur ist demnach während des Versuchs als konstant und homogen anzunehmen.

5.1.2.2 Probekörperpräparation und Versuchsdurchführung

Die Probekörper sind würfelförmige Ausschnitte aus einer auf 50 mm Höhe geschäumten Platte. Die Soll-Maße der Probekörper lauten 50x50x50 mm³. Vor der Prüfung wird jeder Probekörper einzeln vermessen und gewogen, um die tatsächliche globale Dichte zu bestimmen. Der Prüfkörper wird vor dem Versuch den Herstellerangaben entsprechend konditioniert, um Einflüsse auf das Prüfergebnis durch die Lagerung ausschließen zu können. Bei temperierten Versuchen wird jeder Prüfkörper innerhalb der Klimakammer aufgeheizt, bis er vollständig auf Zieltemperatur durchgewärmt ist. Die hierfür benötigte Zeitspanne wurde in Vorversuchen bestimmt.

⁵ Die genannten Werte gelten für das von der Audi AG zur Verfügung gestellte RTM-Werkzeug mit den in Kapitel 4.2.3 dargestellten Werkzeug- und Materialparametern.

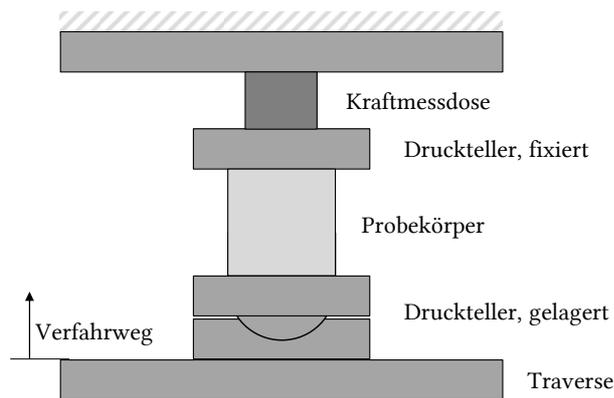


Abbildung 5.3: Versuchsaufbau für die Untersuchung des mechanischen Verhaltens bei uniaxialer Druckbelastung in Anlehnung an DIN EN ISO 844, schematische Darstellung

Nachdem der Prüfkörper die Prüftemperatur erreicht hat, wird er zwischen den beiden Prüfplatten positioniert. Die Traverse fährt mit einer Geschwindigkeit von 0,5 mm/min vertikal nach oben bis die Vorkraft von 20 N erreicht ist. Dann beginnt die Messung von Kraft und Weg und die Maschine schaltet um auf Prüfgeschwindigkeit. Abhängig vom Untersuchungsziel liegt diese zwischen 5 mm/min und 200 mm/min. Die einzelnen Versuchsparameter der Sensitivitätsanalyse und das jeweilige Versuchsziel werden im Folgenden erläutert und in Abbildung 5.4 als geometrisches Modell des Versuchsplans zusammengefasst. Der dort aufgezeigte Versuch mit Haltephasen zur Untersuchung der Viskoelastizität wird im Ausblick erläutert und im Rahmen dieser Arbeit nicht näher betrachtet.

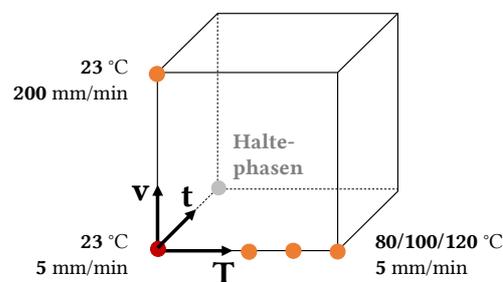


Abbildung 5.4: Teilfaktorieller Versuchsplan zur Bestimmung der Sensitivität des uniaxialen Verformungsverhaltens unter Druckbelastung gegenüber der Temperatur T , der Belastungsdauer t und der Belastungsgeschwindigkeit v

1. Referenzversuch

Der Versuch dient der Ermittlung des Verformungsverhaltens unter Normalbedingungen. Er ist geschwindigkeitsgeregelt mit einer konstanten Traversengeschwindigkeit von 5 mm/min. Die Prüftemperatur beträgt 23°C. Der Versuch gilt als beendet, wenn entweder die Stauchung 10% der ursprünglichen Probenhöhe beträgt oder die Kraft auf weniger als 20% der bis dahin erreichten Maximalkraft abfällt. Diese Versuchsart wird uniaxialer kontinuierlicher Druckversuch genannt.

2. Temperatur

Der Versuch dient der Untersuchung der Temperaturabhängigkeit des Verformungsverhaltens. Er ist geschwindigkeitsgeregelt mit einer konstanten Traversengeschwindigkeit von 5 mm/min. Die Prüftemperatur variiert zwischen 80°C, 100°C und 120°C. Der Prüfkörper wird jeweils vor Versuchsbeginn innerhalb der Klimakammer auf Prüftemperatur erhitzt. Der Versuch gilt als beendet, wenn entweder die Stauchung 10% der ursprünglichen Probenhöhe beträgt oder die Kraft auf weniger als 20% der bis dahin erreichten Maximalkraft abfällt.

3. Belastungsgeschwindigkeit

Der Versuch dient der Untersuchung der Geschwindigkeitsabhängigkeit des Verformungsverhaltens. Er ist geschwindigkeitsgeregelt. Die Traversengeschwindigkeit beträgt 200 mm/min, die Prüftemperatur 23°C. Der Versuch gilt als beendet, wenn entweder die Stauchung 10% der ursprünglichen Probenhöhe beträgt oder die Kraft auf weniger als 20% der bis dahin erreichten Maximalkraft abfällt.

Der spezifische Druck-Elastizitätsmodul E_C wird mit Formel 3 berechnet.

$$E_C = \frac{\sigma_e}{m} \cdot \frac{h_0}{x_e}, \text{ mit } \sigma_e = \frac{F_e}{A_0} \quad (\text{Formel 3})$$

E_C = spezifischer Druck – Elastizitätsmodul

m = Masse des Probekörpers

σ_e = Druckspannung am Ende des elastischen Bereichs

h_0 = Anfangshöhe des Probekörpers

A_0 = Anfangsquerschnitt des Probekörpers

F_e = Kraft am Ende des elastischen Bereichs

x_e = Höhenminderung bei F_e

Die spezifische Spannung bei 3% Stauchung wird basierend auf der ursprünglichen Querschnittsfläche des Probekörpers anhand der gemessenen Kraft mit Formel 4 berechnet:

$$\sigma_3 = \frac{F_3(\varepsilon)}{A_0} \cdot \frac{1}{m}, \text{ für } \varepsilon = 0,03 \quad (\text{Formel 4})$$

σ_3 = spezifische Spannung bei 3% Stauchung

F_3 = Kraft bei 3% Stauchung

A_0 = Anfangsquerschnitt des Probekörpers

ε = Stauchung

5.1.3 Vorgehen zur Bestimmung des Versagensverhaltens unter Fluiddruck

Während in Kapitel 5.1.2 eine Methode zur Untersuchung der Verformung unter Druck eingeführt wird, steht in diesem Kapitel das Versagensverhalten unter Fluiddruck im Fokus. Für dessen Untersuchung werden eine Methodik und ein Prüfstand entwickelt, mit deren Hilfe die im RTM-Prozess vorherrschenden Umgebungsbedingungen simuliert und Sensitivitäten hinsichtlich des Versagenseintritts untersucht werden können. Hierfür besitzt die entwickelte Prüfmethodik die folgenden grundlegenden Eigenschaften:

- Geregelte Temperierung von Prüfstand, Prüfkörper und Prüffluid
- Regelung eines hydrostatischen Drucks oder Steuerung des Volumenstroms
- Verwendung von Fluiden mit unterschiedlichen Viskositäten
- Trennung von Fluidtemperatur und Fluidviskosität

5.1.3.1 Prüfaufbau

Der Prüfstand besteht im Wesentlichen aus den in (Gerstenkorn et al. 2016b) vorgestellten Teilsystemen Vorratsbehälter, Spritzenpumpe und Prüfbehälter. Die Steuerung sowie die Datenverarbeitung erfolgen mittels eines an der Pumpe angeschlossenen Computers. Die genannten Teilsysteme können an den Ventilen V1, V2 und V3 voneinander entkoppelt werden. Das Ventil VE dient der Entlüftung und Leerung des Prüfbehälters. Im Rahmen der vorliegenden Arbeit wird der beschriebene Aufbau um Elemente zur Temperaturregelung und isolierte Hydraulikleitungen erweitert. Der schematische Aufbau des Prüfstands ist in Abbildung 5.5 skizziert und wird im Folgenden im Detail vorgestellt.

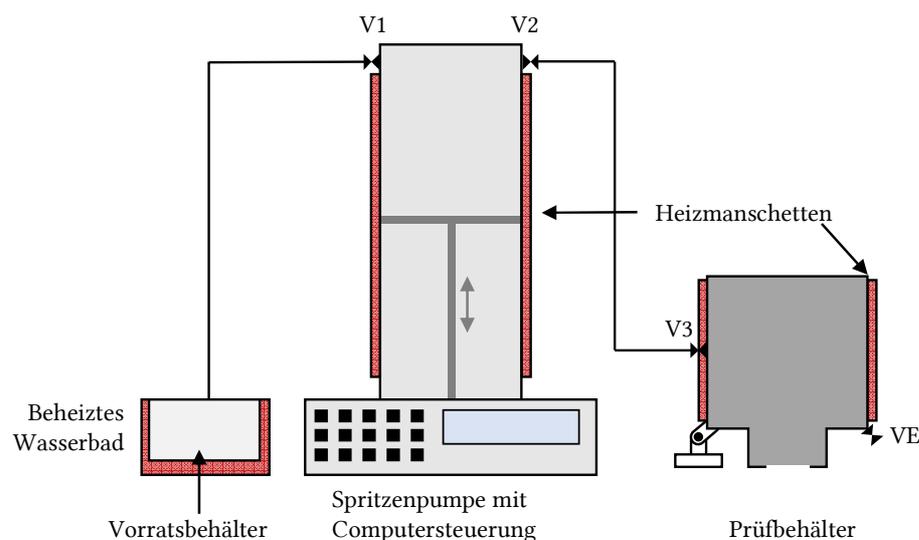


Abbildung 5.5: Prüfaufbau für hydrostatische Druckversuche

Der Prüfbehälter besitzt ein nutzbares Innenvolumen von 0,99 l und kann bei einer maximalen Temperatur von 100°C mit maximal 50 bar belastet werden. Zudem ist ein Schauglas eingebracht, über welches das Verhalten des Prüfkörpers während der Belastung beobachtet werden kann. Eine optische Auswertung der Verformung, wie sie in (Gerstenkorn et al. 2016a) vorgestellt wird, ist im Rahmen dieser Arbeit nicht erfolgt. Die Verformung der Prüfkörper wird stattdessen volumetrisch über die von der Pumpe geförderte Fluidmenge bestimmt. Mit dieser Methode kann die dreidimensionale Verformung ermittelt werden, während durch Messung mit einer Kamera lediglich das zweidimensionale Verformungsverhalten untersucht werden kann. Zudem kann auf aufwendige Referenzmessungen zur Bestimmung des Einflusses der Brechungsindizes der verwendeten Fluide und der Glasscheibe verzichtet werden.

Abbildung 5.6 zeigt den Prüfbehälter in der Vorbereitungsposition (links) sowie in der Prüfposition (rechts). In der Vorbereitungsposition kann der Deckel des Behälters geöffnet werden, der Prüfkörper eingebracht und befestigt werden. Danach wird der Behälter um 107,5° um das angebrachte Scharnier gedreht und in die Prüfposition gebracht. Hier wird zunächst bei geöffnetem Ventil VE solange Prüffluid über die Pumpe in den Behälter gefördert, bis dieses aus dem Ventil VE austritt. Sollte sich eine Luftblase am Schauglas befinden, kann diese durch Schwenken des Behälters in die Vorbereitungsposition und zurück in die Prüfposition, ohne dabei den Deckel oder ein Ventil zu öffnen, zum Ventil VE bewegt werden. Da sich dieses Ventil in der Prüfposition an der höchsten Stelle des gesamten Prüfsystems befindet, kann so die gesamte Luft entfernt werden. Durch dieses Vorgehen ist gewährleistet, dass sich während des Versuchs keine Luft im System befindet. Die Reproduzierbarkeit der Entlüftung ist durch mehrere Referenzmessungen ohne Prüfkörper bestätigt worden.

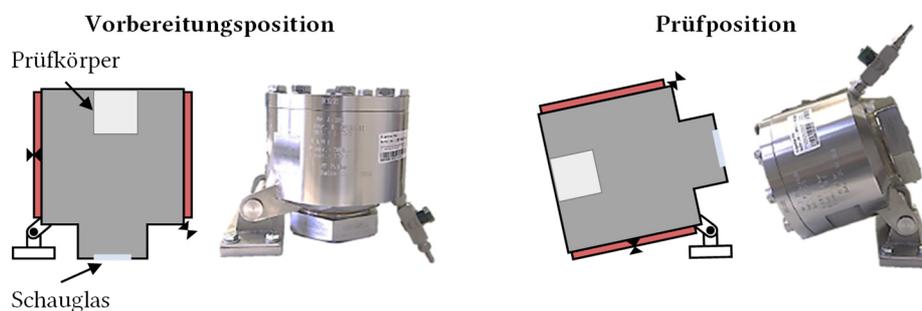


Abbildung 5.6: Positionen des Prüfbehälters und Position des Prüfkörpers im Prüfbehälter

Für die Beaufschlagung des Drucks und Messung von Volumenstrom sowie Systemdruck wird eine Präzisionskolbenpumpe der Firma „Teledyne Isco“ mit der Modellbezeichnung „5000“ genutzt und eine entsprechende Software „ISCO Pump Control“. Diese Kombination bietet die Möglichkeit, druck- oder volumengesteuerte Prüfprogramme zu definieren und während der Prüfung Daten zum Volumenstrom, Restvolumen in der Pumpe sowie den Druck im Pumpenzylinder zu erfassen und zu speichern. Für die Bestimmung des Prüfdrucks wird ein näherungsweise homogener hydrostatischer Druck während der Prüfung angenommen. Außerdem werden die Druckverluste durch den Strömungswiderstand in den Leitungen als vernachlässigbar vorausgesetzt. Diese Annahme ist unter Beachtung der

Strömungsgeschwindigkeit und des Leitungsdurchmessers sowie der Leitungslänge plausibel. Unter dieser Voraussetzung ist die Bestimmung des Prüfdrucks durch Messung des Pumpendrucks zulässig.

Da die Druckregelung bei schnellem Druckanstieg zu Überschwingern führt, wird zunächst in Vorversuchen die Nachgiebigkeit des Gesamtsystems inklusive Prüffluid bestimmt und der Zusammenhang zwischen Kolbengeschwindigkeit und Druckgradient im System ermittelt.

Zur Temperaturregelung des sich im System befindlichen Fluids werden Heizelemente und digitale Temperaturregler des Typs „ENDA PID“ eingesetzt (Abbildung 5.7, links). Der Zylinder der Kolbenpumpe und der Prüfbehälter werden mittels Heizmanschetten temperiert. Der Vorratsbehälter befindet sich in einem Wasserbad der Firma „Thermo Haake“, Modell „DL30-W46“, welches durch einen integrierten Tauchsieder beheizt wird (Abbildung 5.7, rechts). Alle Teilsysteme lassen sich separat regeln.



Abbildung 5.7: Temperaturregler (links) und Wasserbad (rechts)

5.1.3.2 Probekörperpräparation und Versuchsdurchführung

Es werden Probekörper mit den Abmessungen $50 \times 50 \times 50 \text{ mm}^3$ zur Validierung und Sensitivitätsanalyse genutzt, angelehnt an die in Kapitel 5.1.2 vorgestellte Methode zur Bestimmung des Verformungsverhaltens unter Druck. Ein Abgleich der Ergebnisse mit den Ergebnissen im RTM-Prozess wird an Probekörpern mit den Abmessungen $50 \times 50 \times 20 \text{ mm}^3$ durchgeführt, da diese Proben aus den in Kapitel 4.2.1 vorgestellten Hutprofil-Bauteilen entnommen werden.

Zur Bestimmung des Versagensdrucks der Kernmaterialien werden zwei Präparationsvarianten eingeführt: Komplettersiegelung und Teilversiegelung der Proben. Die beiden Varianten sind in Abbildung 5.8 dargestellt.

Die komplett versiegelten Probekörper werden vollständig in eine undurchlässige, elastisch verformbare Membran eingehüllt. Diese verhindert ein Eindringen des Fluids selbst bei großen Verformungen.

Die teilversiegelten Probekörper hingegen werden nur an Schnittkanten oder sehr engen Radien versiegelt – also an Stellen, die für reale Bauteile nicht repräsentativ sind und ein frühzeitiges Eindringen des Fluids ermöglichen würden. In Vorversuchen konnte bestätigt

werden, dass eine Versiegelung der Problemstellen die Reproduzierbarkeit der Ergebnisse erhöht.

Bei den teilversiegelten Probekörpern mit den Abmessungen 50x50x50 mm³ wird auf allen Seiten je eine Kreisfläche mit Durchmesser = 40 mm unversiegelt belassen. Bei den Proben mit Abmessung 50x50x20 mm³ bleibt diese Fläche jeweils auf der Ober- und Unterseite unversiegelt.

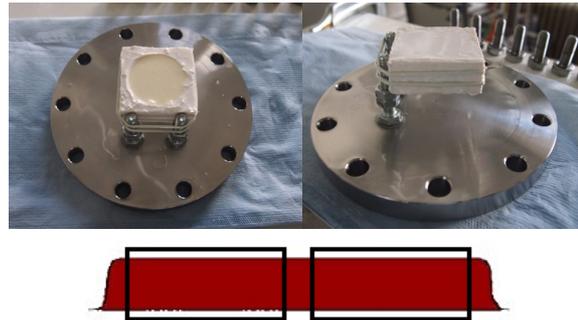


Abbildung 5.8: Oben: Teilversiegelte (links) und komplett versiegelte Probekörper (rechts) 50x50x20 mm³ entnommen aus Hutprofilbauteilen. Unten: Entnahmestellen der Proben im Hutprofilbauteil

Die komplett versiegelten Proben werden durch die Belastung im Prüfstand ausschließlich verformt, während die teilversiegelten Proben nach Versagenseintritt zusätzlich zur Verformung auch Fluid aufnehmen. Das Einsetzen der Fluidaufnahme wird über einen Vergleich der Druckkurven zwischen voll- und teilversiegelten Proben detektiert und zusätzlich durch Wiegen der Proben nach dem Versuch nachgewiesen. Die beschriebene Vorgehensweise ist in Abbildung 5.9 grafisch dargestellt.

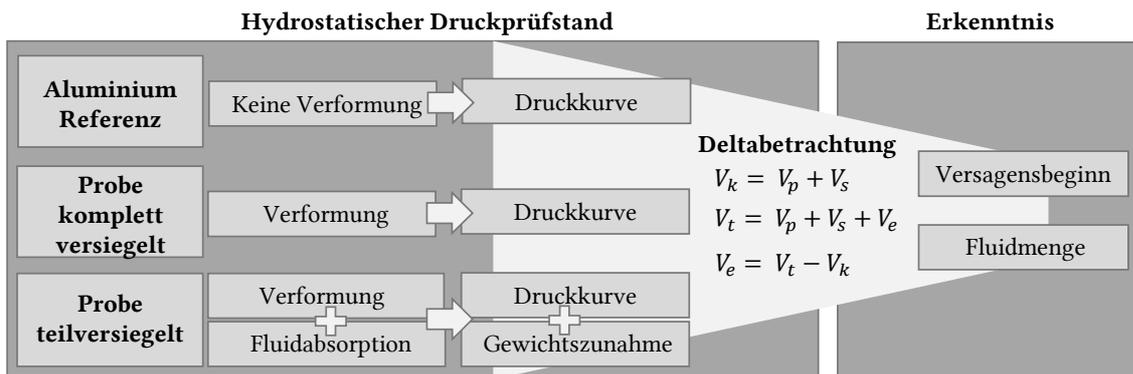


Abbildung 5.9: Vorgehensweise Versagensanalyse

Exemplarische Druckkurven für einen Referenzversuch mit einer Probe aus Aluminium (schwarz), eine komplett versiegelte (rot) und eine teilversiegelte Schaumprobe sind in Abbildung 5.10 dargestellt. Die schwarze Kurve stellt den Zusammenhang zwischen Systemnachgiebigkeit und Systemdruck dar.

Das Volumen V_p bei gegebenem Druck entspricht demnach der volumetrischen Verformung des Systems. Entsprechend zeigt die Druckkurve des komplett versiegelten Schaums hinsichtlich des Volumens V_k die Summe aus Systemverformung V_p und Schaumverformung V_s . Unterscheidet sich die Druckkurve der teilversiegelten Probe von der komplett versiegelten, so ist das dargestellte Volumen der teilversiegelten Probe V_t die Summe aus Systemverformung V_p , Schaumverformung V_k und Menge an aufgenommenem Fluid V_e .

Der Druckbereich, ab dem sich die beiden Kurven der Schaumproben nicht mehr überlagern, kann demnach als Versagensbeginn durch Fluidabsorption definiert werden. Unter Zuhilfenahme der genannten Zusammenhänge und mit Hilfe von Formel 5 und Formel 6 wird das korrigierte Volumen eingeführt, welches die Volumenänderung im System nach Abzug der Systemverformung darstellt.

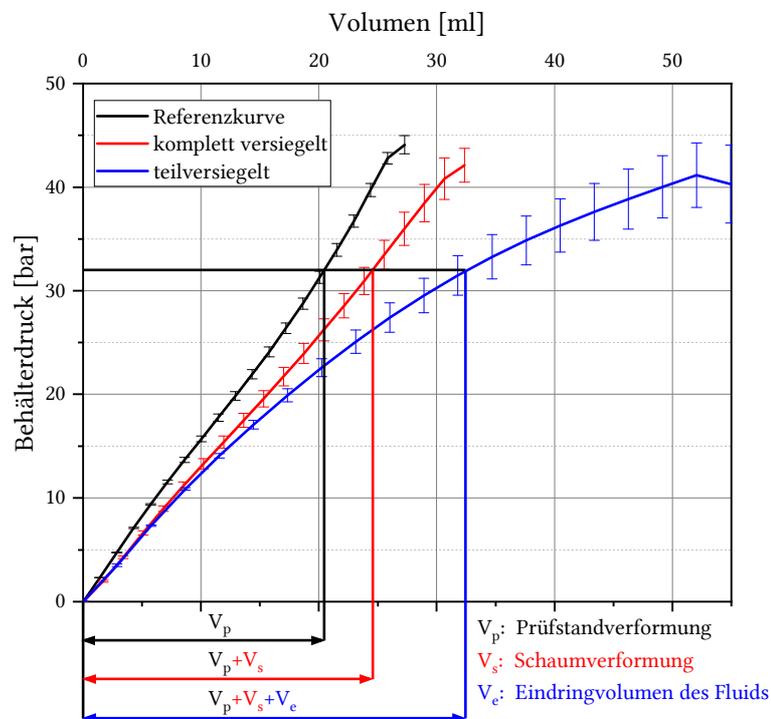


Abbildung 5.10: Exemplarische Auswertung der Druckkurven

$$V_t = V_p + V_s + V_e \quad (\text{Formel 5})$$

$$V_k = V_p + V_s \quad (\text{Formel 6})$$

$$V_e = V_t - V_k \quad (\text{Formel 7})$$

V_t = Volumenänderung bei Versuch mit teilversiegelter Probe

V_p = Volumenänderung des Systems

V_s = Volumenänderung der Schaumprobe

V_e = Volumen eingedrungenen Fluids

$V_k =$ Volumenänderung bei Versuch komplett versiegelter Probe

Abbildung 5.11 zeigt die Druckkurve einer vollständig- und einer teilversiegelten Schaumprobe über dem korrigierten Volumen. Diese Darstellung wird im Folgenden zur Erläuterung des Verhaltens der verschiedenen Schaumproben genutzt. Aus Gründen der Übersichtlichkeit wird hierbei auf die Darstellung von Fehlerbalken verzichtet.

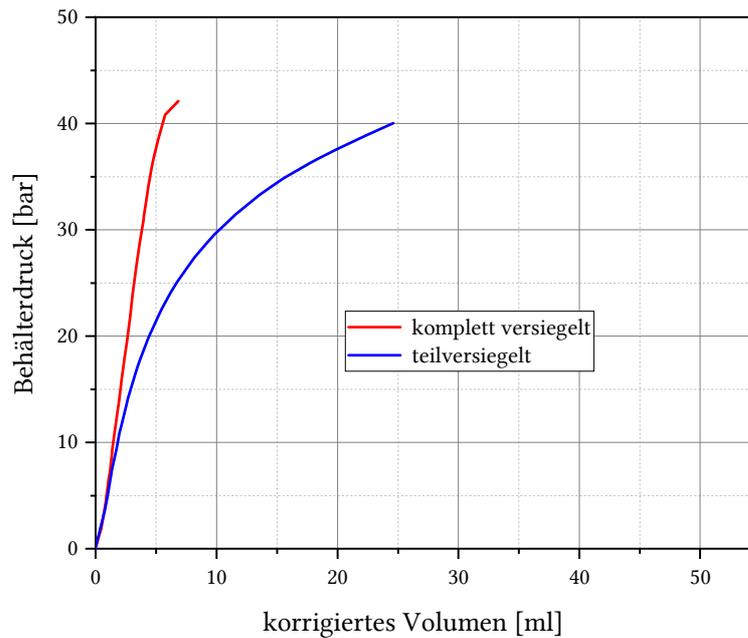


Abbildung 5.11: Exemplarisches Druckkurven dargestellt über dem korrigierten Volumen

Zusätzlich wird eine Darstellung eingeführt, mit deren Hilfe der Versagenseintritt durch Fluidaufnahme eindeutig bestimmt werden und die fortschreitende Aufnahme beurteilt werden kann. Hierfür wird der in Formel 7 genannte Zusammenhang zwischen V_t und V_k zur Berechnung der eingedrungenen Fluidmenge V_e genutzt. Diese wird, wie in Abbildung 5.12 gezeigt, über dem Behälterdruck dargestellt.

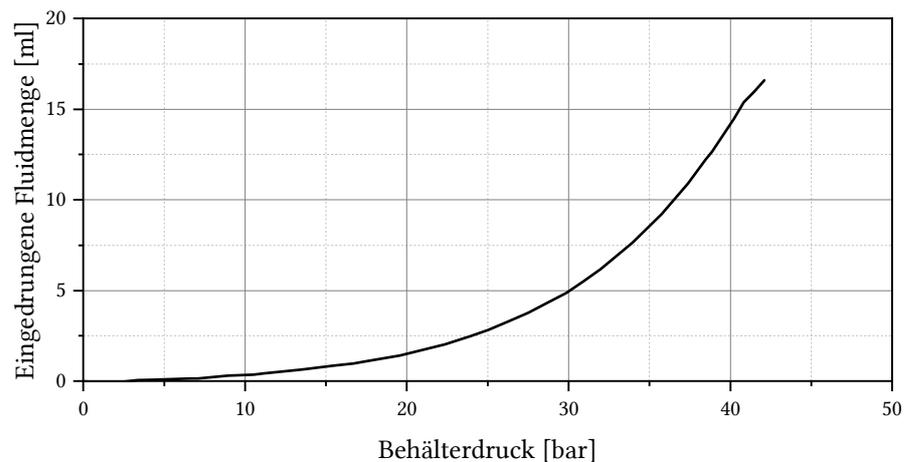


Abbildung 5.12: Exemplarische Darstellung der Eindringmenge in Abhängigkeit vom Prüfdruck

Im Rahmen der Validierung wird der Beweis angeführt, dass die Versiegelung der Proben keinen merklichen Einfluss auf das Verformungsverhalten der Proben hat. Hierfür werden Proben aus PMI-PS 150 ohne Versiegelung und solche mit Komplettversiegelung identischen Prüfbedingungen ausgesetzt und die Druckkurven miteinander verglichen. Im Rahmen der Prozessanalyse zeigten die PMI Materialien keine Fluidaufnahme, sondern ein Versagen in Form von schlagartigem Kollabieren. Entsprechend ist davon auszugehen, dass die Druckkurven der Proben mit und ohne Versiegelung bis zum Versagen nahezu identisch verlaufen, wenn die Versiegelung die Verformung nicht beeinflusst. Die verwendeten Prüfparameter sind in Tabelle 5.1 dargestellt.

Tabelle 5.1: Prüfparameter zur Identifikation des Einflusses der Versiegelung auf das Verformungsverhalten der Probe

PRÜFPARAMETER

Prüffluid	HLP 68
Temperatur	80 °C
Viskosität	20 mPa•s
Injektionsgeschwindigkeit	150 ml/min
Maximaler Druck	45 bar
Probe	PMI-PS 150
Varianten	komplett versiegelt & nicht versiegelt

Des Weiteren wird im Rahmen der Validierung ein Abgleich mit Ergebnissen aus RTM-Versuchen durchgeführt. Ziel ist es, die Übertragbarkeit der Ergebnisse darzustellen. Hierzu wird die in Kapitel 4.2.4 vorgestellte Methode zur Untersuchung der Kernmaterialien unter hydrostatischem Druck im RTM-Werkzeug genutzt. Ebenfalls kommt das dort

vorgestellte RTM-Hutprofil-Werkzeug mit entsprechenden Hutprofilkernen zum Einsatz. Die Prozessparameter für RTM-Prozess und Prüfstand sind Tabelle 5.2 zu entnehmen. Die Werkzeugtemperatur wird trotz Verwendung des EP-Harzes zur Wahrung der Vergleichbarkeit mit den Prüfstandsversuchen auf 80°C eingestellt. Die Aushärtezeit wird folgend auf 12 Minuten erhöht, um die vollständige Aushärtung des Harzes vor der Entformung sicherzustellen.

Nach Ermittlung des Versagensdrucks im Prüfstand werden drei Versuchsreihen durchgeführt, bei denen das Material im RTM-Prozess mit drei unterschiedlichen Drücken beaufschlagt wird:

1. Versagensdruck laut Prüfstandsergebnis
2. Versagensdruck laut Prüfstandsergebnis -5 bar
3. Versagensdruck laut Prüfstandsergebnis +5 bar

Die eingesetzten Materialien sind wie folgt:

- PUR-HS 250⁶ und PUR-HS 300 jeweils mit und ohne zusätzliches Coating⁷
- PMI-PS 150

Tabelle 5.2: Prüfstands- und RTM-Prozessparameter zur Validierung der Übertragbarkeit der Ergebnisse

PARAMETER	RTM-PROZESS (EP-HARZ)	PRÜFSTAND HLP 68
Werkzeugtemperatur	80°C	80°C
Komponententemperatur	Harz: 80°C, Härter: 45°C	80°C mit Viskosität 20 mPa•s
Injizierte Matrixmenge	2000 g	variabel
Austragsleistung	40 g/s	15ml/min
Faserhalbzeug	Fließhilfe	keines
Abschaltdruck	Versagensdruck +/-5 bar	45 bar

Neben dem Abgleich der Druckkurven aus Prüfstand und RTM-Prozess kann so die Analyse der Probekörper zusätzliche Hinweise auf den Versagensbeginn und -fortschritt im interessanten Druckbereich geben.

⁶ Dichte 250 g/l wird für die Sensitivitätsanalyse genutzt, da diese im Rahmen eines Forschungsprojekts für die Fertigung von Fahrzeugbauteilen eingesetzt wird und die Untersuchungen dieser Arbeit als Grundlage für die Prozessauslegung genutzt werden.

⁷ Das Coating ist ein In-Mould Coating, welches sich im Forschungsstadium befindet. Es soll der Verbesserung der Materialeigenschaften dienen, indem es das Eindringen des Fluids verzögert und den Einfluss von Fehlstellen im Schaum verringert.

Für die Sensitivitätsanalyse werden PUR-HS 250 Schaumproben mit den Abmessungen $50 \times 50 \times 50 \text{ mm}^3$ genutzt. Die Verwendung einer würfelförmigen Probe geschieht in Anlehnung an DIN EN ISO 844 und lässt zudem einen geringen geometrischen Einfluss erwarten. Optimal wäre die Nutzung einer kugelförmigen Probe, für die allerdings im Rahmen dieser Arbeit kein Werkzeug verfügbar ist.

Die untersuchten Faktoren sind die Viskosität des Prüffluids, die Temperatur von Fluid und Prüfkörper (diese ist für die Untersuchungen identisch, um einen homogenen und zeitlich konstanten Temperaturzustand im Probekörper garantieren zu können) sowie die Belastungsgeschwindigkeit. Den Untersuchungen liegt ein teilfaktorieller Versuchsplan mit drei Faktoren und je zwei Stufen zu Grunde, welcher in Abbildung 5.13 grafisch dargestellt ist.

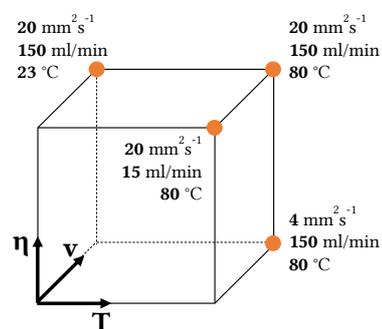


Abbildung 5.13: Teilfaktorieller Versuchsplan zur Bestimmung der Sensitivität des Versagensverhaltens unter Fluidruck gegenüber der Temperatur T, der Viskosität des Prüffluids η und der Belastungsgeschwindigkeit v

Bezüglich der Temperatur werden Versuche bei 23°C sowie bei 80°C durchgeführt. Die erhöhte Temperatur von 80°C ist abgeleitet von der Werkzeugtemperatur beim RTM-Prozess. Das bei dieser Temperatur verwendete Matrixmaterial hat bei Injektion eine Viskosität von circa $20 \text{ mPa}\cdot\text{s}$, weswegen diese Viskosität als erste Stufe dieses Faktors gewählt wird. Um die Temperatur und die Viskosität getrennt voneinander untersuchen zu können, werden zwei unterschiedliche Fluide genutzt. HPL 10 besitzt bei 23°C eine Viskosität von $20 \text{ mPa}\cdot\text{s}$, ebenso wie HPL 68 bei 80°C . Wird HPL 10 bei 80°C eingesetzt, besitzt es eine Viskosität von $4 \text{ mPa}\cdot\text{s}$, was der zweiten untersuchten Stufe der Viskosität entspricht. Die Belastungsgeschwindigkeit ist durch die Pumpe auf maximal 150 ml/min festgelegt. Als Vergleichswert wird eine Verringerung der Belastungsgeschwindigkeit um Faktor 10 definiert. Dies entspricht 15 ml/min .

5.2 Ergebnisse und Diskussion

5.2.1 Thermophysikalische Eigenschaften - Validierung des Prüfstands

Zur Überprüfung der Übertragbarkeit der im Prüfstand ermittelten Daten auf den RTM-Prozess wird ein Vergleich durchgeführt. Dabei werden die Ergebnisse des Aufheizversuchs im

Prüfstand mit den in Kapitel 4.3.1 im Rahmen der Analyse der Aufheizphase ermittelten Daten verglichen. Abbildung 5.14 zeigt diesen Vergleich anhand des PUR-HS 200. Dargestellt sind jeweils die Temperaturverläufe auf der Decklagenoberfläche, an der Probenoberfläche und in der Kernmitte. Auf der Abszissenachse ist die Zeit in Sekunden angegeben, auf der Ordinatenachse die Temperatur normiert auf den gemessenen Maximalwert. Die Werkzeugsolltemperatur beträgt 120°C.

Die im Prüfstand auf der Decklagenoberfläche gemessene Temperatur stimmt sehr gut mit der Messung im Realprozess überein. Die Messung auf der Probenoberfläche verzeichnet zum gleichen Zeitpunkt einen Ausschlag, im Folgenden steigt die Temperatur im Realprozess stärker an als im Prüfstand, verläuft ab 60 Sekunden nahezu parallel. In der Kernmitte ist im Realprozess von Beginn an eine höhere Temperatur zu verzeichnen. Der Verlauf der Temperatur ist ebenso wie an der Schaumoberfläche nach 60 Sekunden annähernd parallel.

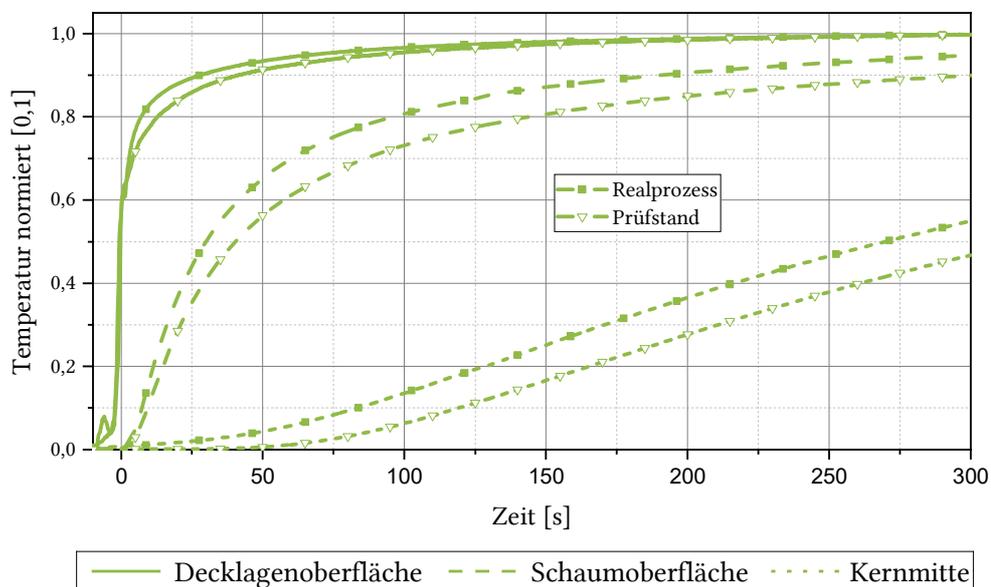


Abbildung 5.14: Validierung des Laborversuchs hinsichtlich der Übertragbarkeit auf den RTM-Prozess. Werkzeugtemperatur 120°C, Probekörper PUR-HS 200.

Zu erklären ist die Diskrepanz durch unterschiedliche Randbedingungen im Prüfstand verglichen mit dem RTM-Prozess. In Abbildung 5.15 sind der Wärmefluss (rote Pfeile) und die Temperaturverteilung (Farbskala) im Kern für beide Szenarien skizziert. Die Farbe Rot steht für eine hohe Temperatur, während Grün eine geringe Temperatur kennzeichnet. Im Prüfstand wird fast zeitgleich auf der Ober- und Unterseite homogen Wärme eingeleitet. Im Realprozess ergeben sich durch das Einlegen der unteren Decklagen und des Kerns in das Unterwerkzeug vor dem Schließen des Werkzeugs Temperaturunterschiede im Kern. Auf der Unterseite erwärmt er sich früher. Hinzu kommt, dass im Realprozess in den monolithischen Randbereichen der Kavität Wärme über das Gelege in die Mitte transportiert wird. Dadurch erwärmt sich dieser Bereich im RTM-Werkzeug schneller als im Prüfaufbau. Die Überlagerung der beiden genannten Effekte führt zu einer dauerhaften Differenz der Ergebnisse. Der Einfluss des Vakuums auf das Ergebnis im Realprozess kann an dieser Stelle nicht ausgeschlossen

werden. Dieser wird im Rahmen der Sensitivitätsanalyse im folgenden Kapitel genauer untersucht.

Aus den Ergebnissen lässt sich ableiten, dass der Prüfstand geeignet ist, um das Aufheizverhalten eines Materials im RTM-Prozess ausreichend genau abzubilden. Die genannten, durch den Aufbau des Prüfstands bedingten Einflüsse sind beim Übertrag der Ergebnisse auf den RTM-Prozess zu berücksichtigen. Das reale Aufheizverhalten ist demnach, neben den Material- und Prozessparametern, auch abhängig von der Werkzeuggeometrie und dem zeitlichen Ablauf des Prozesses. Insbesondere von den Abläufen beim Einlegen und Schließen der Presse, bevor ein homogener, konstanter Umgebungszustand erreicht ist.

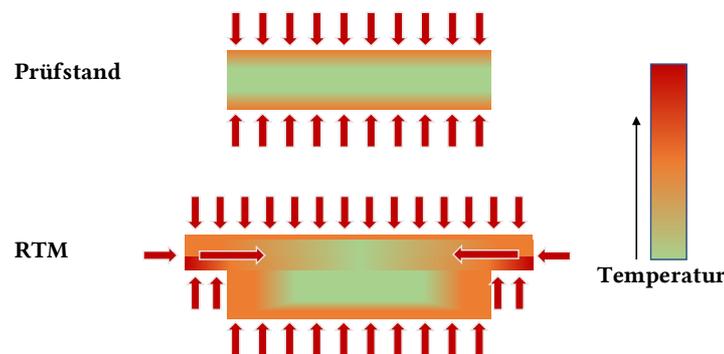


Abbildung 5.15: Schematische Darstellung des Wärmeeintrags und der Wärmeleitung in den Prüfkörper. Vergleich zwischen Prüfstand (oben) und RTM-Prozess (unten)

5.2.2 Thermophysikalische Eigenschaften - Sensitivitätsanalyse

Im Rahmen einer Sensitivitätsanalyse wird zunächst das Aufheizverhalten der ausgewählten Materialien untersucht und miteinander verglichen. Dadurch können Unterschiede hinsichtlich der Materialien und bei PUR-HS auch der Einfluss der Dichte herausgearbeitet werden. Zudem können Kennwerte für die numerische Abbildung des Aufheizverhaltens gesammelt werden. Außerdem wird der Einfluss der Werkzeugtemperatur und des Evakuierens näher untersucht. Vorversuche haben einen Einfluss der Deckschicht auf das Aufheizverhalten des Kerns offengelegt. Eine nähere Betrachtung dieses Einflussparameters hat im Rahmen der vorliegenden Arbeit nicht stattgefunden.

Abbildung 5.16 zeigt den zeitlichen Verlauf der Schaumtemperatur bei einer Werkzeugtemperatur von 120°C für PMI-PS 150 sowie PUR-HS 200 und 300. Die Temperatur auf der Ordinatennachse ist dabei normiert auf die Werkzeugtemperatur.

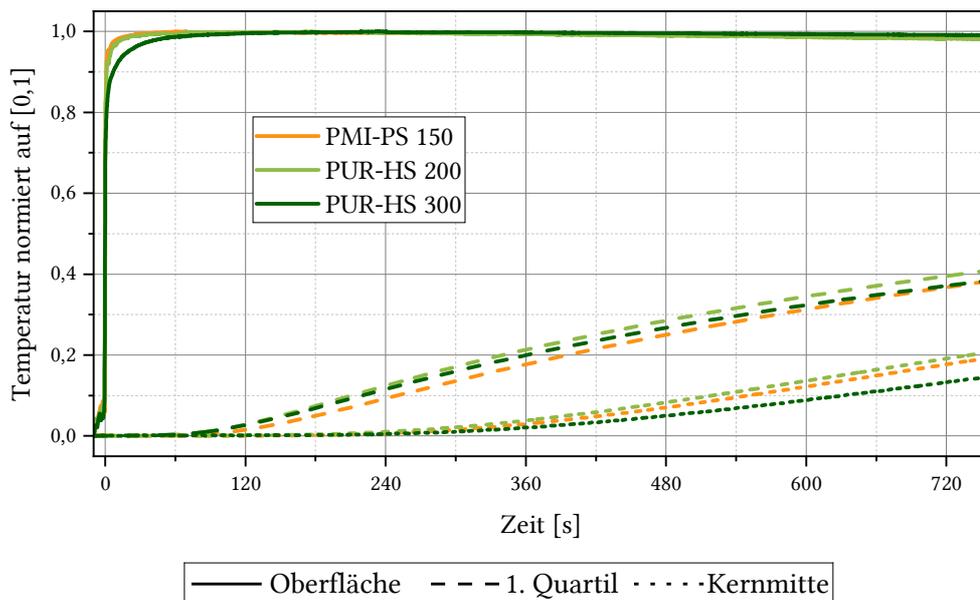


Abbildung 5.16: Aufheizverhalten von PUR-HS und PMI-PS bei einer Werkzeugtemperatur von 120°C

Der Aufheizvorgang an der Oberfläche verläuft schlagartig im Moment des Kontakts mit der aufgeheizten Werkzeugoberfläche. Die Messungen im Kerninneren zeigen das zu erwartende zeitlich verzögerte Aufheizverhalten verglichen mit der Oberfläche. Die Temperaturkurven weisen eine hohe Kongruenz auf. Die Wärmeleitung der Materialien kann bei konstanter Werkzeugtemperatur daher als vergleichbar angenommen werden. Die geringen Abweichungen sind nicht durchgängig plausibel und daher vielmehr auf eine Abweichung der Sensorpositionen zurückzuführen als auf einen Einfluss durch das Material.

Der Einfluss der Werkzeugtemperatur auf das Aufheizverhalten wird im Folgenden innerhalb der für den RTM-Prozess relevanten Temperaturbereiche untersucht. Die Werkzeugtemperatur wird demnach variiert zwischen 80°C, 100°C und 120°C. Abbildung 5.17 zeigt diesbezüglich den Temperaturverlauf an der Probenoberfläche sowie im ersten Quartil und der Kernmitte des PUR-HS 200. Abhängig von der Werkzeugtemperatur dauert es zwischen 60 Sekunden und 240 Sekunden, bis die Probenoberfläche die Werkzeugtemperatur erreicht. Je geringer die Werkzeugtemperatur ist, umso länger dauert es. Der Grund hierfür ist die Wärmeleitfähigkeit von PUR-HS, die nach (Industrieverband Polyurethan-Hartschaum 2005) mit der Temperatur zunimmt. Da die Messfühler so angebracht sind, dass kein direkter Werkzeugkontakt entstehen kann, wird die Messstelle an der Oberfläche indirekt durch Wärmeleitung der umgebenden Schaumoberfläche erwärmt. Bei 120°C Werkzeugtemperatur geschieht dies schneller als bei 80°C, wodurch die Differenz der Temperaturverläufe an der Oberfläche hervorgerufen wird. Die Temperaturkurven im ersten Quartil zeigen in Folge dessen ein inkongruentes Bild. Zum Probeninneren hin sind die Messkurven als Folge der dort vorherrschenden vergleichsweise geringen Temperatur nahezu deckungsgleich. Insgesamt sind die Abweichungen der Kurven voneinander als marginal zu einzuordnen. Daher wird die Wärmeleitfähigkeit im weiteren Verlauf dieser Arbeit für den untersuchten Temperaturbereich als konstant und der Einfluss der Werkzeugtemperatur als vernachlässigbar angenommen.

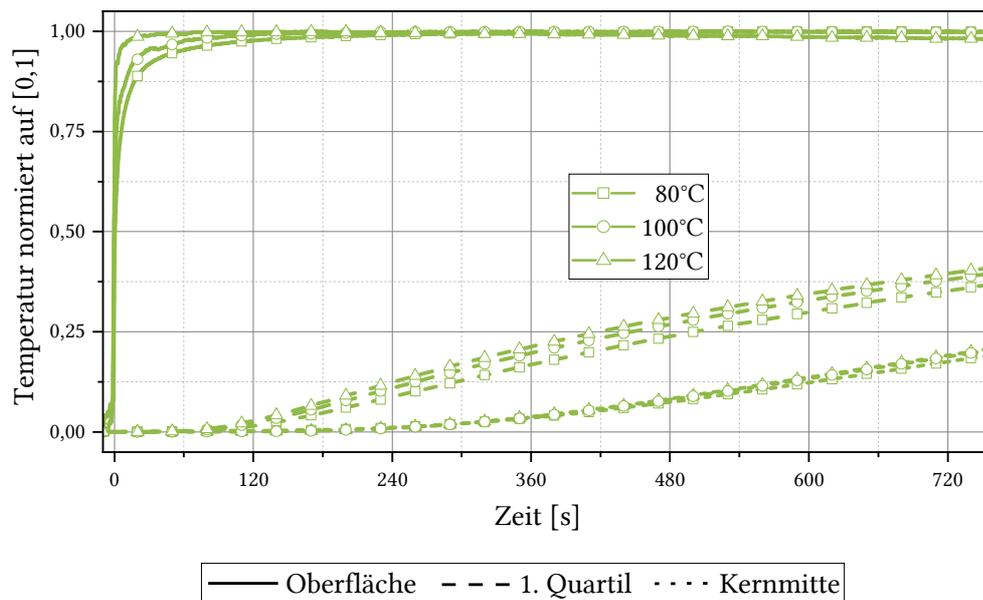


Abbildung 5.17: Einfluss der Werkzeugtemperatur bei PUR-HS 200 gemessen bei einer Werkzeugtemperatur von 80°C, 100°C und 120°C

Analog zum PUR-HS wird in Abbildung 5.18 der Temperaturverlauf an drei Messstellen für drei unterschiedliche Werkzeugtemperaturen für PMI-PS 150 dargestellt. Die Temperatur auf der Ordinate ist auch hier normiert auf die Werkzeugtemperatur. Die Verläufe der unterschiedlichen Temperaturen zeigen eine überwiegende Übereinstimmung. Lediglich im Zeitraum weniger Sekunden nach dem Werkzeugkontakt ist an der Oberfläche eine unterschiedliche Temperatur zu vermerken, analog zu PUR-HS 200. Nach 150 Sekunden ist die normierte Temperatur bei allen Werkzeugtemperaturen identisch. Dies legt die Vermutung nahe, dass PMI-PS eine temperaturabhängige Wärmeleitfähigkeit besitzt, die aber geringer ausgeprägt ist als bei PUR-HS. Daher wird die Wärmeleitfähigkeit von PMI-PS als konstant und Einfluss der Werkzeugtemperatur auf das Aufheizverhalten als vernachlässigbar angenommen.

Zur Untersuchung des Einflusses des Vakuums auf das Aufheizverhalten wird analog zum Realprozess nach dem Einlegen des Kerns der Vakuumofen evakuiert. Abbildung 5.19 zeigt diesbezüglich die gemittelten Temperaturverläufe von PMI-PS 150 (links) und PUR-HS 200 (rechts) mit und ohne gleichzeitigem Evakuieren. Es sind keine relevanten Differenzen zwischen dem Verlauf mit Vakuum und dem Verlauf ohne Vakuum zu erkennen. Die Untersuchung findet bei einer Werkzeugtemperatur von 120°C statt, wodurch eine maximale thermische Belastung und entsprechend die geringsten mechanischen Eigenschaften der Kernmaterialien zu erwarten sind. Daraus lässt sich folgern, dass bei geringeren Werkzeugtemperaturen keine größere Differenz zu erwarten ist.

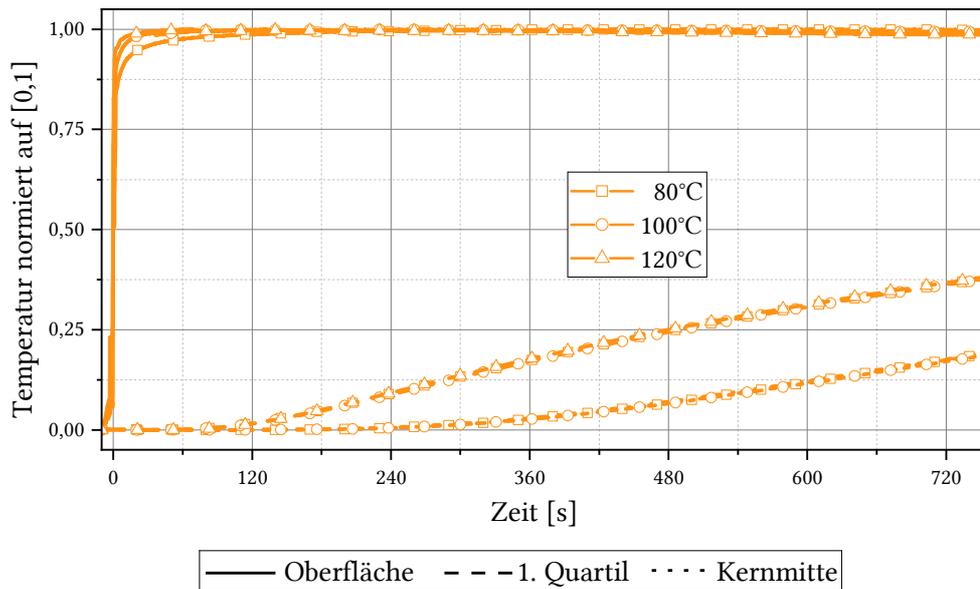


Abbildung 5.18: Einfluss der Werkzeugtemperatur bei PMI-PS 150 gemessen bei einer Werkzeugtemperatur von 80°C, 100°C und 120°C

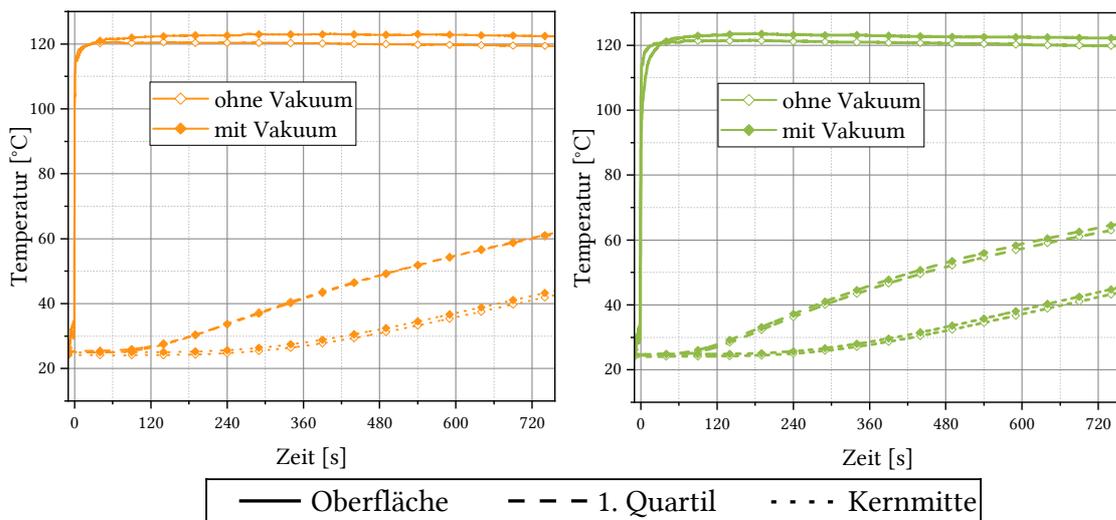


Abbildung 5.19: Einfluss des Evakuierens auf das Aufheizverhalten von PMI-PS 150 (links) und PUR-HS 200 (rechts) gemessen bei einer Werkzeugtemperatur von 120°C

Aus den vorgestellten Ergebnissen lässt sich ableiten, dass weder die Werkzeugtemperatur noch das im Prozess zeitweise anliegende Vakuum einen merklichen Einfluss auf das Aufheizverhalten der untersuchten Schäume besitzen.

In Abbildung 5.20 ist die prozentuale Dehnung der untersuchten Materialien über der Zeit bei 120°C Werkzeugtemperatur dargestellt. Die gestrichelten Linien zeigen die Dehnung in y-Richtung, während die durchgezogenen Linien die Dehnung in x-Richtung zeigen. Temperaturmessungen belegen das Erreichen des 60 Sekunden Temperaturäquivalents nach

180 Sekunden im Prüfstand. Bei allen Materialien liegt die Dehnung zu diesem Zeitpunkt unter 0,06%. In x-Richtung ist sie etwa um Faktor zwei geringer als in y-Richtung.

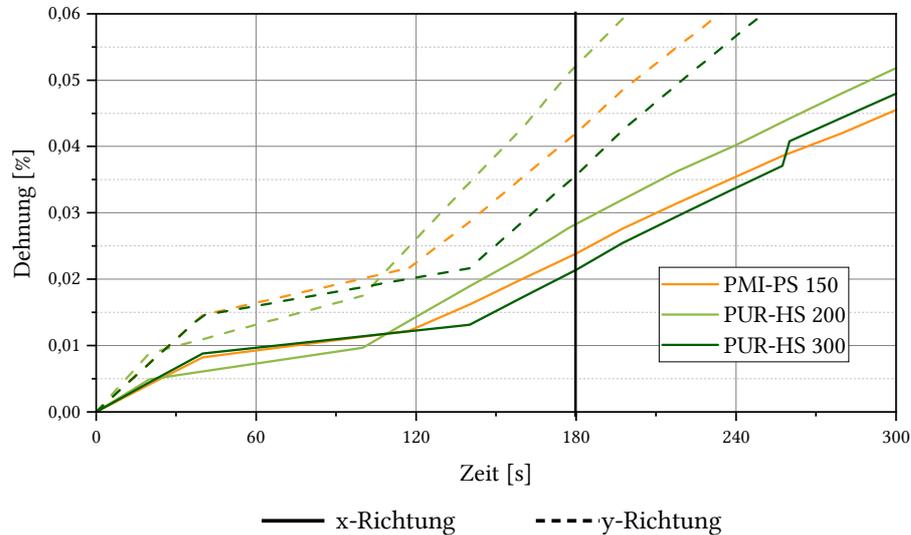


Abbildung 5.20: Wärmeausdehnung im Prüfstand von PMI-PS und PUR-HS gemessen bei 120°C ohne Stahlplatten

Durch das Evakuieren der Kavität wirkt eine mechanische Belastung auf den Kern. Diese kann eine Verformung hervorrufen und so die Permeabilität während der Injektionsphase beeinflussen. Aus diesem Grund wird in einer weiteren Untersuchungsreihe die zusätzliche, durch das Evakuieren bedingte Dehnung bei 120°C gemessen. Die Untersuchung wird auf die Materialien mit den geringsten mechanischen Eigenschaften und der größten Wärmedehnung angewandt. Dies sind der PUR-HS 200 und der PMI-PS 150. Die Ergebnisse der Messungen sind in Abbildung 5.21 dargestellt. Die zusätzliche Dehnung durch das Evakuieren beträgt für den PUR-HS 200 in y-Richtung 0,035%, für den PMI-PS 150 sind es weniger als 0,02%. Die Dehnung in x-Richtung ist bei beiden Materialien geringer.

Die überlagerte Dehnung durch Wärmeausdehnung und Evakuieren liegt damit bei maximaler thermischer und mechanischer Belastung von 0,95 bar bei 120°C bei unter 0,1%. Bei einer Ausdehnung von 0,1% bezogen auf das verwendete Versuchswerkzeug mit einer Kernhöhe von 20 mm würde dies eine Erhöhung des Faservolumengehalts um weniger als 0,5% bedeuten. Unter Berücksichtigung der herstellungsbedingten Dickenschwankungen des Materials kann die Ausdehnung während der Aufheizphase als nicht relevant bezeichnet werden.

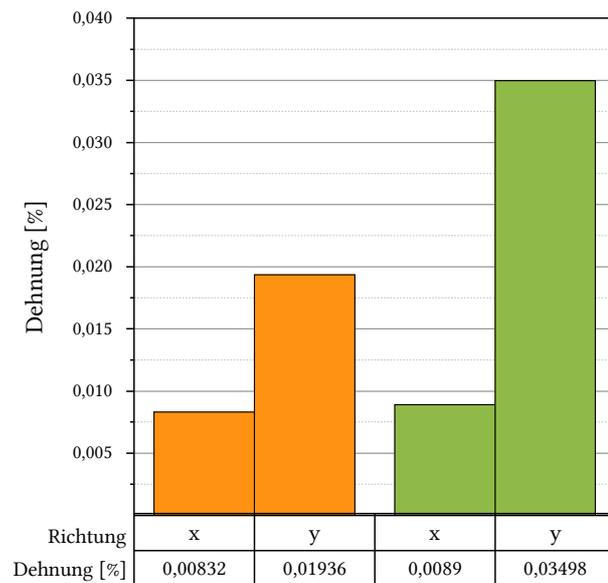


Abbildung 5.21: Zusätzliche Ausdehnung nach vollständigem Aufheizen auf 120°C und Vakuum für PMI-PS 150 und PUR-HS 200

5.2.3 Deformationsverhalten unter Druck - Sensitivitätsanalyse

Im Folgenden werden die Ergebnisse der in Kapitel 5.1.2 eingeführten Sensitivitätsanalyse vorgestellt. Ziel ist die Bewertung des Einflusses der Temperatur und der Belastungsgeschwindigkeit auf Steifigkeit und Festigkeit der untersuchten Materialien.

Abbildung 5.22 zeigt die als Referenzversuch bezeichnete Gegenüberstellung der spezifischen Druck-Elastizitätsmoduli (links) und spezifischer Spannung bei 3% Stauchung (rechts) für PMI-PS 150 und PUR-HS 200 beziehungsweise PUR-HS 300 bei Raumtemperatur (23°C).

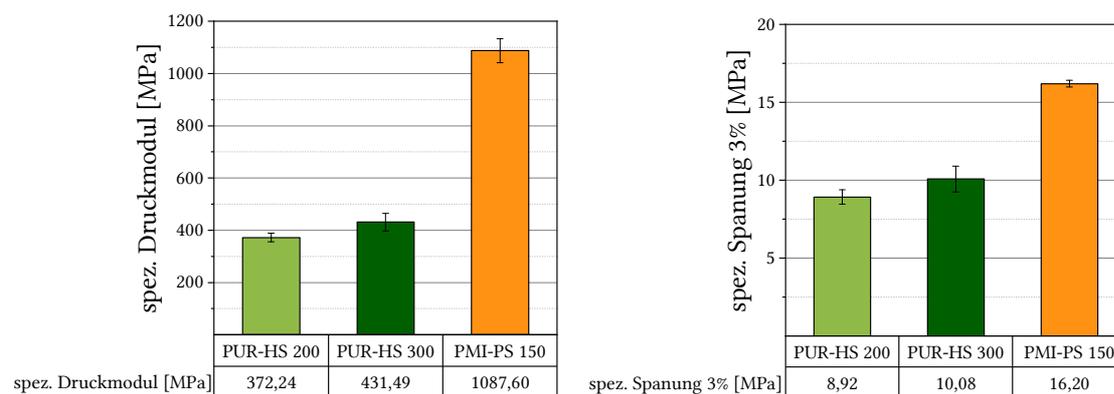


Abbildung 5.22: Spezifische Kennwerte von PMI-PS und PUR-HS bei Raumtemperatur

Erwartungsgemäß besitzt PUR-HS 300 höhere spezifische Kennwerte als die Variante mit 200 g/l Dichte. Während sich die Dichte der beiden PUR-HS Varianten um 33% unterscheidet,

weichen die spezifischen Kennwerte um 14% beziehungsweise 12% voneinander ab. PMI-PS 150 besitzt mit $E_c = 1087,6$ MPa beziehungsweise $\sigma_3 = 16,2$ MPa sowohl den höchsten Druck-Elastizitätsmodul als auch die höchste Vergleichsspannung bei 3% Stauchung der untersuchten Materialien. Obwohl die Dichte verglichen mit PUR-HS 300 um Faktor zwei geringer ist, beträgt die spezifische Spannung von PMI-PS 150 das 1,6-fache, der Druck-Elastizitätsmodul sogar das 2,5-fache.

Abbildung 5.23 zeigt hinsichtlich des Einflusses der Temperatur die Gegenüberstellung der spezifischen Druck-Elastizitätsmoduli (oben) und spezifischen Spannung bei 3% Stauchung (unten) von PMI-PS und PUR-HS bei Raumtemperatur (23°C), 80°C, 100°C und 120°C. Die Prüfgeschwindigkeit nach Erreichen der Vorkraft beträgt analog zum Referenzversuch 5 mm/min.

Da die mechanischen Eigenschaften von Polymeren im Allgemeinen temperaturabhängig sind, zeigt sich der erwartete Abfall der spezifischen Kennwerte mit steigender Temperatur. PMI-PS zeigt im Vergleich mit den beiden PUR-HS Varianten jedoch ein deutlich temperaturstabileres Verhalten. Während der spezifische Druck-Elastizitätsmodul von PMI-PS bei 80°C 12% geringer ist als bei Raumtemperatur, beträgt der Abfall bei den PUR-HS 55% beziehungsweise 42%. Analog zeigt sich der Unterschied beim Vergleich von σ_3 . Der Kennwert reduziert sich bei PMI-PS um 2% von 23°C auf 80°C, bei den PUR-HS Varianten um 54% beziehungsweise 44%. Bei Erreichen der maximalen Prüftemperatur von 120°C beträgt der spezifische Druck-Elastizitätsmodul von PMI-PS noch 70% vom ursprünglichen Wert bei Raumtemperatur. Für PUR-HS liegen die Werte bei 23% beziehungsweise 18% vom Ursprungswert. Bezogen auf Vergleichsspannung bei 3% Stauchung zeigt der PMI-PS einen Restwert von 79%, PUR-HS liegen bei 25% beziehungsweise 20% ihres Ausgangswertes.

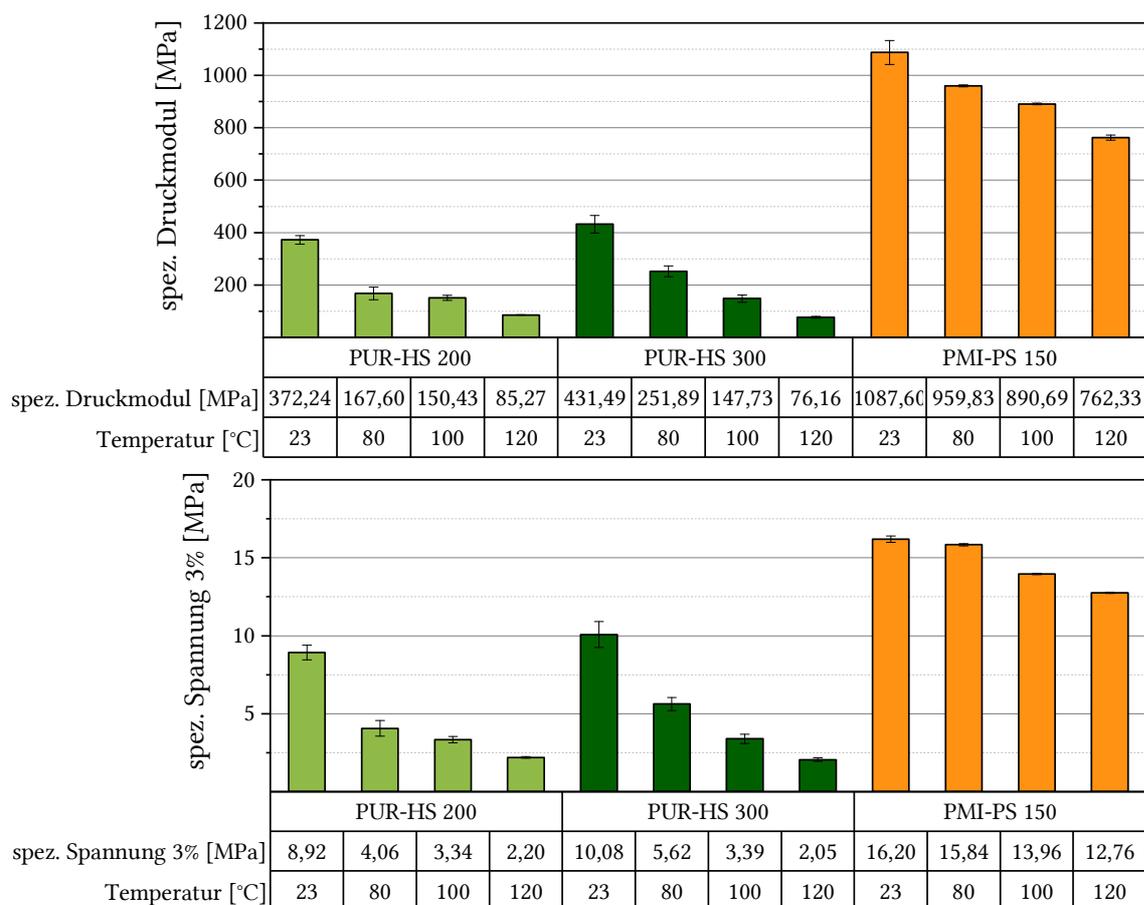


Abbildung 5.23: Einfluss der Temperatur auf die spezifischen Kennwerte von PUR-HS und PMI-PS bei quasistatischer Druckbelastung

Abbildung 5.24 zeigt den Einfluss der Verformungsgeschwindigkeit auf die spezifischen Kennwerte. Dabei ist die Referenzgeschwindigkeit 5mm/min einer erhöhten Geschwindigkeit von 200 mm/min gegenübergestellt. Die Prüftemperatur entspricht bei beiden Versuchsreihen der Referenztemperatur 23°C.

Bei PMI-PS ist sowohl hinsichtlich des spezifischen Druck-Elastizitätsmoduls als auch hinsichtlich σ_3 eine Erhöhung des jeweiligen Kennwerts mit Erhöhung der Geschwindigkeit erkennbar. Der Druck-Elastizitätsmodul steigt bei der 40-fachen Prüfgeschwindigkeit um 19% an, die Vergleichsspannung um 62%. Generell entspricht dies dem zu erwartenden Verhalten von Polymeren, die sich gemäß der Zeit-Temperatur-Äquivalenz bei Geschwindigkeitserhöhung ähnlich verhalten wie bei einer Senkung der Temperatur. PUR-HS zeigt hingegen einen indifferenten Einfluss der Geschwindigkeit auf den spezifischen Druck-Elastizitätsmodul.

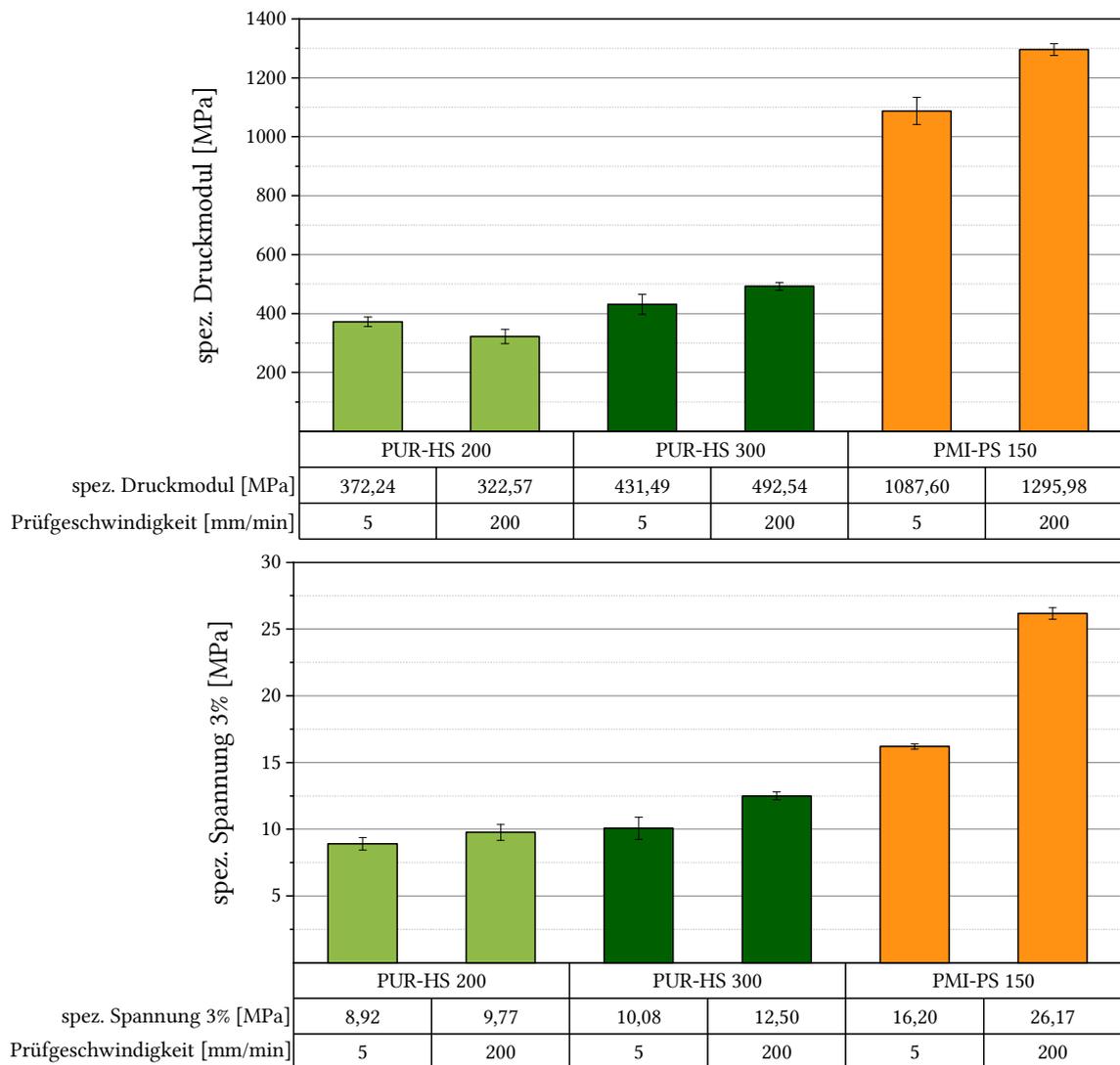


Abbildung 5.24: Geschwindigkeitsabhängigkeit der spezifischen Kennwerte von PUR-HS und PMI-PS bei Raumtemperatur

Während sich der Druck-Elastizitätsmodul von PUR-HS 200 bei erhöhter Geschwindigkeit um 13% verringert, steigt der von PUR-HS 300 um 14% an. Dieses Verhalten kann nach Analyse der Spannungs-Stauchungs-Kurven in Abbildung 5.25 auf Anlaufeffekte zurückgeführt werden. Die Effekte zeichnen sich durch einen progressiven Anstieg der Kurve zu Versuchsbeginn ab und sind, abhängig von der Prüfgeschwindigkeit, unterschiedlich stark ausgeprägt. Der ohnehin nur sehr schwach ausgebildete linear-elastische Verformungsbereich von PUR-HS kann von diesen Effekten ganz oder teilweise überlagert werden. Je nach Vorgehensweise zur mathematischen Korrektur dieser Effekte bei der Versuchsauswertung und abhängig von der Berechnungsmethode des Druck-Elastizitätsmoduls können hieraus indifferente Ergebnisse resultieren. Die Vergleichsspannung bei 3% Stauchung ist hiervon nicht betroffen. Hier zeigt sich analog zu PMI-PS der erwartete Anstieg des Kennwerts. Für PUR-HS 200 beträgt dieser 10% vom Referenzwert und 24% bei PUR-HS 300.

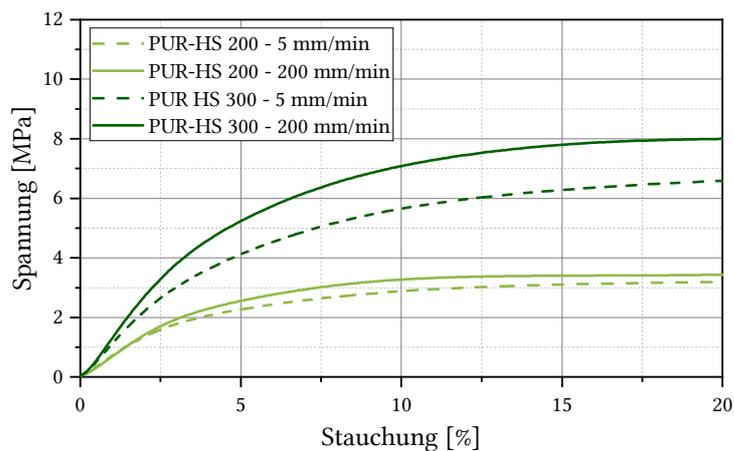


Abbildung 5.25: Auszug aus den Spannungs-Stauchungs-Kurven von PUR-HS zur Darstellung der Anlaufeffekte

Zusammenfassend lässt sich für alle untersuchten Materialien eine signifikante Abhängigkeit des Verformungsverhaltens von der Temperatur attestieren. Bei einer im RTM-Prozess eingesetzten Werkzeugtemperatur von 120°C liegen die gemessenen Kennwerte von PUR-HS nur noch bei etwa 20% des Referenzwertes bei Raumtemperatur (23°C). Die Geschwindigkeitsabhängigkeit des Verformungsverhaltens wurde für alle untersuchten Materialien nachgewiesen. Hier zeigt besonders PMI-PS eine deutliche Steigerung der Steifigkeit mit steigender Belastungsgeschwindigkeit. Bezüglich der Spannungsrelaxation der Materialien sei auf den Ausblick dieser Arbeit und weiterführende Literatur verwiesen.

5.2.4 Versagensverhalten unter Fluiddruck - Validierung des Prüfstands

Zur Validierung des Prüfstands werden zwei Aspekte separat betrachtet und bewertet. Zunächst wird der Nachweis geführt, dass die verwendete Versiegelung einen vernachlässigbaren Einfluss auf das Verformungsverhalten der Proben besitzt. Anschließend wird die Übertragbarkeit der Ergebnisse auf den RTM-Prozess bestätigt.

Abbildung 5.26 zeigt oben die Druckkurven der beiden Versuchsvarianten „komplett versiegelt“ und „ohne Versiegelung“ unter Verwendung von PMI-PS 150 Probekörpern mit den in Tabelle 5.1. aufgeführten Prüfparametern. Dargestellt sind die jeweiligen Mittelwerte des Behälterdrucks in Abhängigkeit vom injizierten Volumen bei einer Prüftemperatur von 80°C. Wie hieraus hervorgeht, überlagern sich die Druckkurven im linearen Bereich und beginnen mit dem Übergang in den nicht-linearen Bereich voneinander abzuweichen. In Abbildung 5.26 unten sind das Ausgangsgewichts sowie die Gewichtszunahme der beiden Versuchsvarianten dargestellt. Während der versiegelte Probekörper keine Gewichtszunahme verzeichnen lässt, gewinnt der nicht versiegelte Probekörper durchschnittlich 2% an Gewicht. Der Übergang in den nicht-linearen Bereich der Druckkurve ist bei PMI-PS als Versagensbeginn anzusehen, da der Probekörper sich hier schlagartig beginnt stark zu verformen. Dieses als Kollabieren zu bezeichnende Verhalten ist in der deutlich reduzierten Druckrate bei weiterhin konstanter Injektionsgeschwindigkeit zu erkennen. Das Kollabieren ist bei PMI-PS ein nicht reversibler Vorgang.

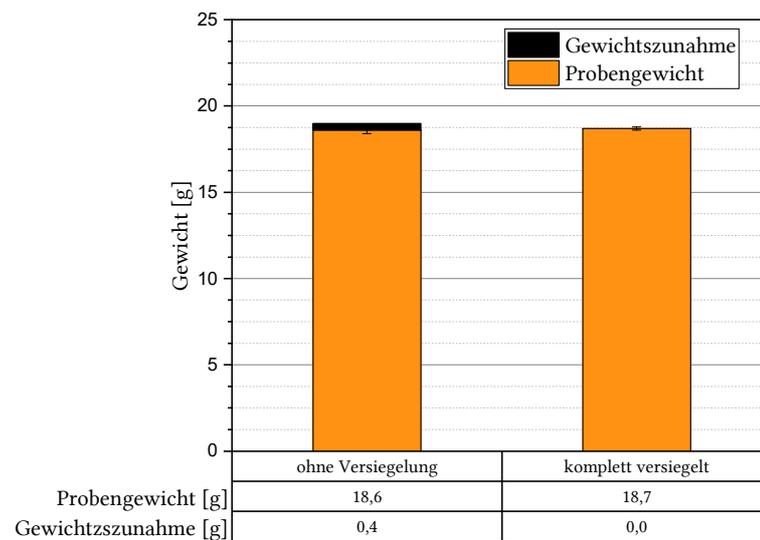
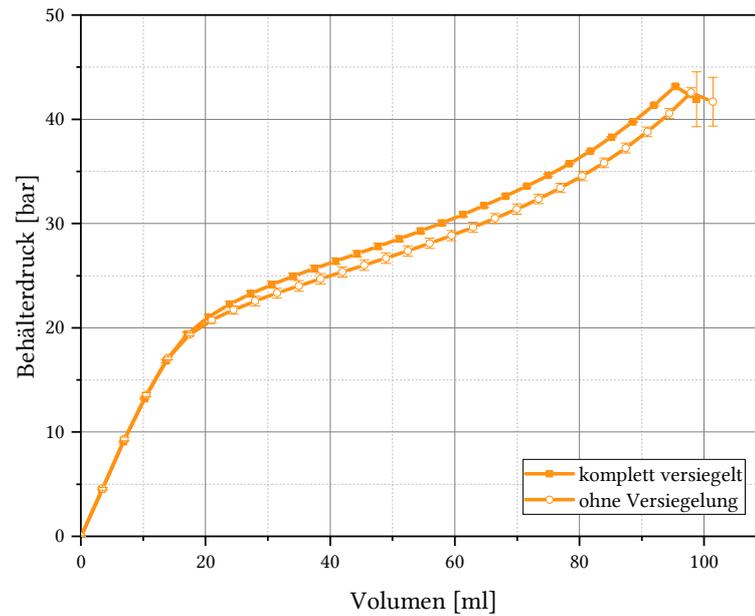


Abbildung 5.26: Einfluss der Versiegelung auf das Verformungsverhalten der Probe im Prüfbehälter (oben) und deren Gewichtszunahme (unten)

Die bleibende Verformung ist in Abbildung 5.27 exemplarisch an einem in Wasser geprüften Probekörper⁸ dargestellt. Im rechten Teil des Bildes ist die gestauchte Struktur des Probekörpers in einer REM-Aufnahme zu erkennen, wie sie beim Kollabieren des Materials entsteht. Die Gewichtszunahme des nicht versiegelten Probekörpers ist auf Fluidrückstände in den Zwischenräumen der Poren an der Oberfläche der Proben zurückzuführen, die sich nach Versuchsende nicht entfernen lassen. Im Inneren der Probe hingegen kann kein Fluid nachgewiesen werden.

⁸ Der dargestellte Probekörper wurde mit Wasser als Prüffluid anstatt Öl geprüft, um eine anschließende Untersuchung im REM zu ermöglichen.



Abbildung 5.27: Kollabierter PMI-PS 150 Prüfkörper und REM-Aufnahme mit 50-facher Vergrößerung

Aus den dargestellten Ergebnissen lässt sich ableiten, dass die verwendete Versiegelung keinen relevanten Einfluss auf die Verformung der Probekörper besitzt. Ein analoger Versuch mit PUR-HS Proben ist nicht zielführend, da diese Proben nicht gänzlich ohne Versiegelung im Prüfstand getestet werden können. Entsprechend wird auf diesen verzichtet. Da die Versiegelung bei PMI-PS 150 bis zu dessen Kollabieren keinen Einfluss auf die Verformung zeigt, ist von einer Übertragbarkeit der Methode auf PUR-HS auszugehen.

Im Folgenden wird die Übertragbarkeit der Prüfstandsergebnisse auf den RTM-Prozess unter Verwendung der in Tabelle 5.2 dargestellten Prüfparameter erläutert. Abbildung 5.28 zeigt diesbezüglich die Druckkurve aus dem Prüfbehälter (oben) im Vergleich zu den Druckkurven, die im RTM-Prozess ermittelt wurden (unten) für PMI-PS 150. Die Versuchstemperatur beträgt bei beiden Varianten 80°C. Der Versagensbeginn ist im Prüfstand bei 25 bar zu erkennen, da hier der Übergang vom linearen in den nicht-linearen Bereich stattfindet. Im RTM-Prozess ist der Versagensbeginn bei 28 bar zu verzeichnen, etwa 13% über dem Versagensdruck im Prüfstand. Der Versagensbeginn im RTM-Prozess wird durch eine Analyse weiterer Probekörper untermauert, deren maximale Belastung 3-5 bar vor beziehungsweise nach dem Versagensbeginn liegt. Hierzu sind in Abbildung 5.29 Schnitte durch Proben dargestellt, die bis 25 bar beziehungsweise 33 bar belastet wurden. Bei 25 bar ist eine Verformung zu erkennen, jedoch kein Kollabieren. Der Schaumkern der bis 33 bar belasteten Probe weist hingegen starke Verformungen auf, die als Kollabieren zu bezeichnen sind. Der Versagensbeginn ist demnach im Bereich zwischen 25 und 33 bar einzuordnen.

Die Ursache für das früher einsetzende Versagen im Prüfstand ist in der unterschiedlichen Geometrie der Probekörper zu suchen. Außerdem sind die mechanischen Eigenschaften von PMI-PS Dehnratenabhängig, wie im vorangegangenen Kapitel gezeigt werden konnte. Die Druckrate bei den RTM-Versuchen ist circa um Faktor zehn größer als die Druckrate im Prüfstand. Mit steigender Druckrate ist analog zur Steifigkeit auch eine höhere Festigkeit zu erwarten. Eine weitere Unsicherheit liegt in der Temperatur des Probekörpers im RTM-Prozess. Da die Umgebungstemperatur des Prüfkörpers im Prozess nicht konstant und inhomogen ist, ist dessen Temperatur nicht bekannt und kann nur abgeschätzt werden. Auch Messungenauigkeiten bei der Druckmessung im RTM-Prozess sind nicht auszuschließen.

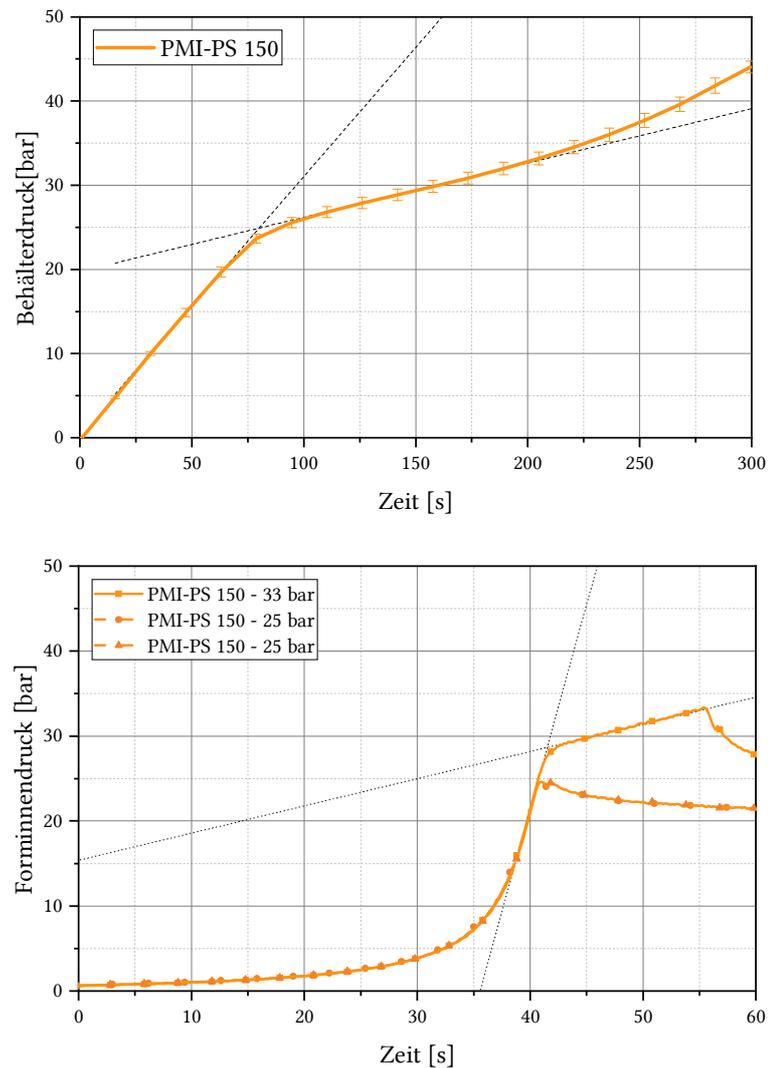


Abbildung 5.28: Validierung der Übertragbarkeit der Ergebnisse aus dem Prüfbehälter (oben) auf den RTM-Prozess (unten) für PMI-PS 150 bei 80°C



Abbildung 5.29: Analyse des Probeninneren von PMI-PS 150, Ergebnisse aus dem RTM-Prozess nach einem Maximaldruck von 33 bar (oben) und 25 bar (unten) bei 80°C Werkzeugtemperatur

Unter Berücksichtigung der genannten Einflüsse und Ungenauigkeiten bestätigt sich die Übertragbarkeit der Ergebnisse vom Prüfstand auf den RTM-Prozess in ausreichendem Maße. Eine Genauigkeit von ± 3 bar ist vor dem Hintergrund bestehender Unschärfen bei der Messung sowie der Regelung von Prozessgrößen im RTM-Prozess annehmbar.

Analog zur Vorgehensweise bei PMI-PS zeigt Abbildung 5.30 die im Prüfstand ermittelte Druckkurve für PUR-HS 250 (oben) und das Probengewicht vor dem Versuch sowie die Gewichtszunahme nach Versuchsende (unten). Wie im oberen Teil der Darstellung zu erkennen ist, weichen die Kurven der teil- und komplett versiegelten Proben im Bereich zwischen 23 bar und 28 bar voneinander ab. In diesem Bereich liegt demnach der Versagensbeginn im Prüfstand. Die Gewichtszunahme von 21% nach Versuchsende bestätigt eine Fluidaufnahme des Probekörpers während des Versuchs bis 45 bar. Dies wird durch eine Analyse der Schnittprobe bestätigt.

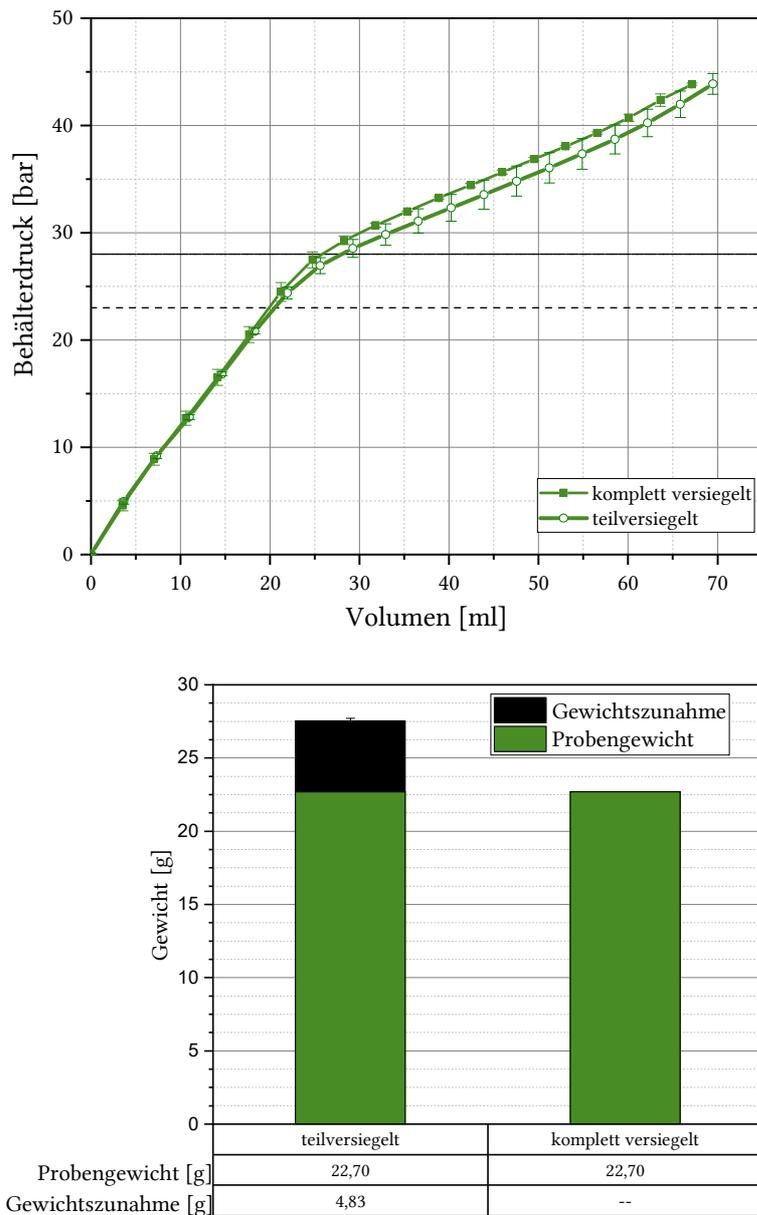


Abbildung 5.30: Ergebnisse aus dem Prüfbehälter bei 80°C zur Validierung der Übertragbarkeit auf den RTM-Prozess anhand PUR-HS 250. Druckkurven (oben), Probengewicht und Gewichtszunahme (unten)

In Abbildung 5.31 sind die Druckkurven aus dem RTM-Prozess zu sehen. Zusätzlich sind in Abbildung 5.32 die Schnittbilder der Proben dargestellt. Die Probenanalyse lässt auf einen Versagensbeginn im RTM-Prozess zwischen 23 bar und 28 bar schließen. Die Probe bei 23 bar zeigt zwar ein Fluideindringen, jedoch befindet sich dieses im nicht relevanten Bereich, der durch eine Fehlstelle geschwächt ist. Bei 28 bar sind auch im relevanten Bereich, unabhängig von der genannten Fehlstelle, lokale sowie flächige Bereiche mit eingedrungenem Fluid erkennbar. Bei 34 bar ist der Probekörper weitestgehend mit Fluid gefüllt und somit versagt.

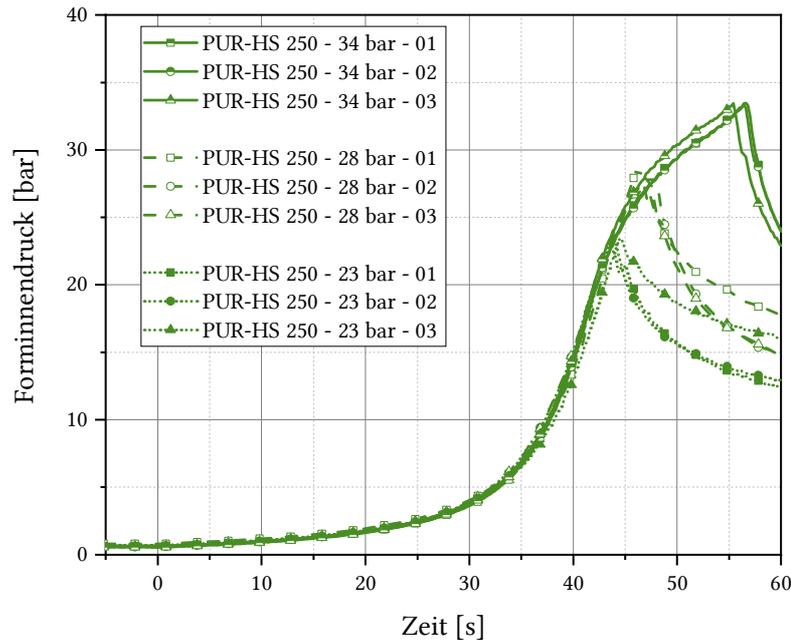


Abbildung 5.31: Druckkurven aus dem RTM-Prozess bei 80°C zur Validierung der Übertragbarkeit der Prüfstandsergebnisse anhand PUR-HS 250

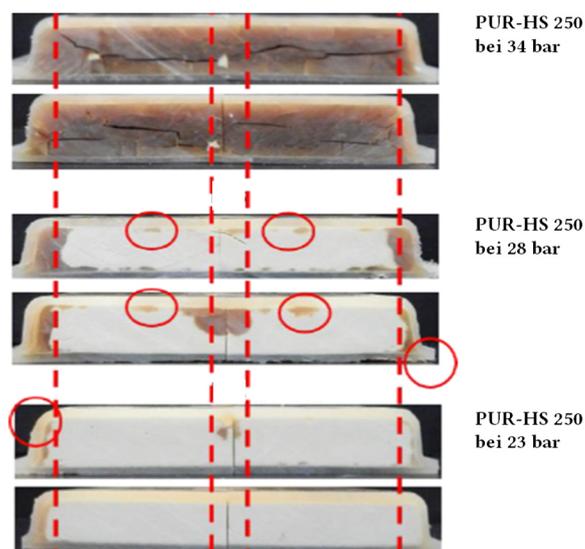


Abbildung 5.32: Analyse des Probeninneren von PUR-HS 250 nach unterschiedlichen Maximaldrücken im RTM-Prozess bei 80°C Werkzeugtemperatur

Daraus kann abgeleitet werden, dass sich die Bereiche des detektierten Versagensbeginns im Prüfstand und im RTM-Prozess weitestgehend überlagern. Die Übertragbarkeit der Prüfstandsergebnisse ist unter Berücksichtigung der gewählten Prozessparameter für PUR-HS gegeben.

In Abbildung 5.33 ist exemplarisch das Versagensverhalten der PUR-HS Proben dargestellt. Zu sehen ist eine REM-Aufnahme erstellt nach einem hydrostatischen Versuch mit Wasser als Prüffluid. Man erkennt die perforierte Oberfläche und einzelne beschädigte Zellen im Probeninneren. Mit Hilfe dieser Aufnahme lässt sich das Versagen des Materials deuten und das Versagensverhalten im Prüfstand sowie im Prozess erklären. Im Gegensatz zum PMI-PS zeigt der PUR-HS kein schlagartiges Kollabieren, sondern ein allmähliches Füllen mit Fluid durch Zerstörung der geschlossenen Oberfläche und anschließendes Füllen der Zellen. Bei ausreichend großem Druck innerhalb der Zellen wird die Zellwand an der schwächsten Stelle zerstört und das Fluid fließt in die benachbarte Zelle. Zieht man hierbei die Analyseergebnisse aus Kapitel 3.2.3.1 hinzu, erklärt sich das Verhalten der PUR-HS Varianten mit höherer Dichte. Durch die größeren Materialanhäufungen zwischen den Zellen wird das Fließen von Zelle zu Zelle verhindert beziehungsweise tritt erst bei einem höheren Druck innerhalb der Zelle auf. Geringe Dichten besitzen von Beginn an dünnere Zellwände und bieten weniger Widerstand gegen das eindringende Fluid.

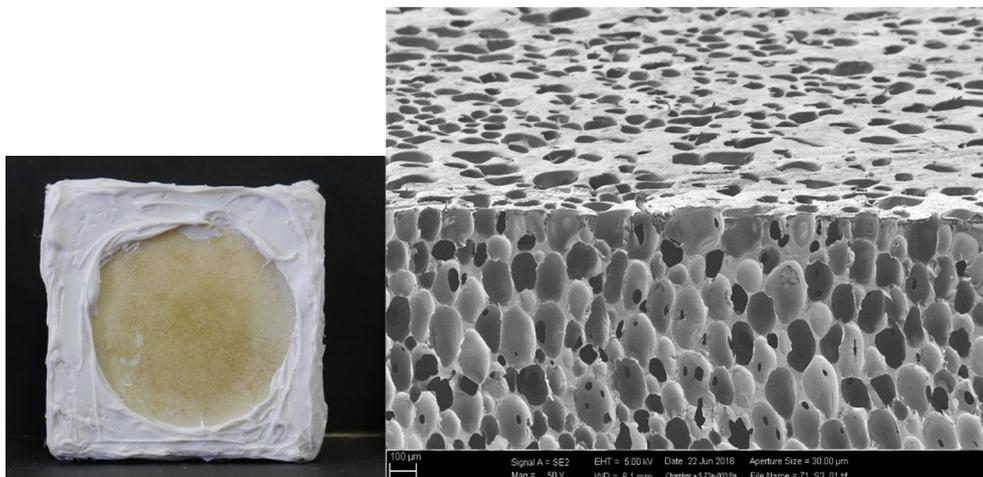


Abbildung 5.33: REM-Aufnahme mit 50-facher Vergrößerung eines PUR-HS 200 Probekörpers nach hydrostatischer Prüfung mit Wasser als Prüffluid

Des Weiteren wird die PUR-HS 250 Variante mit IMC geprüft und mit den Ergebnissen im RTM-Prozess verglichen. Aufbauend auf den bisher vorgestellten Ergebnissen sind in Abbildung 5.34 der Druckverlauf im Prüfstand (oben) und das Probengewicht (unten). Der Versagensbeginn wird hierbei im Bereich zwischen 25 und 30 bar detektiert. Die Gewichtszunahme bis 45 bar liegt bei circa 7%.

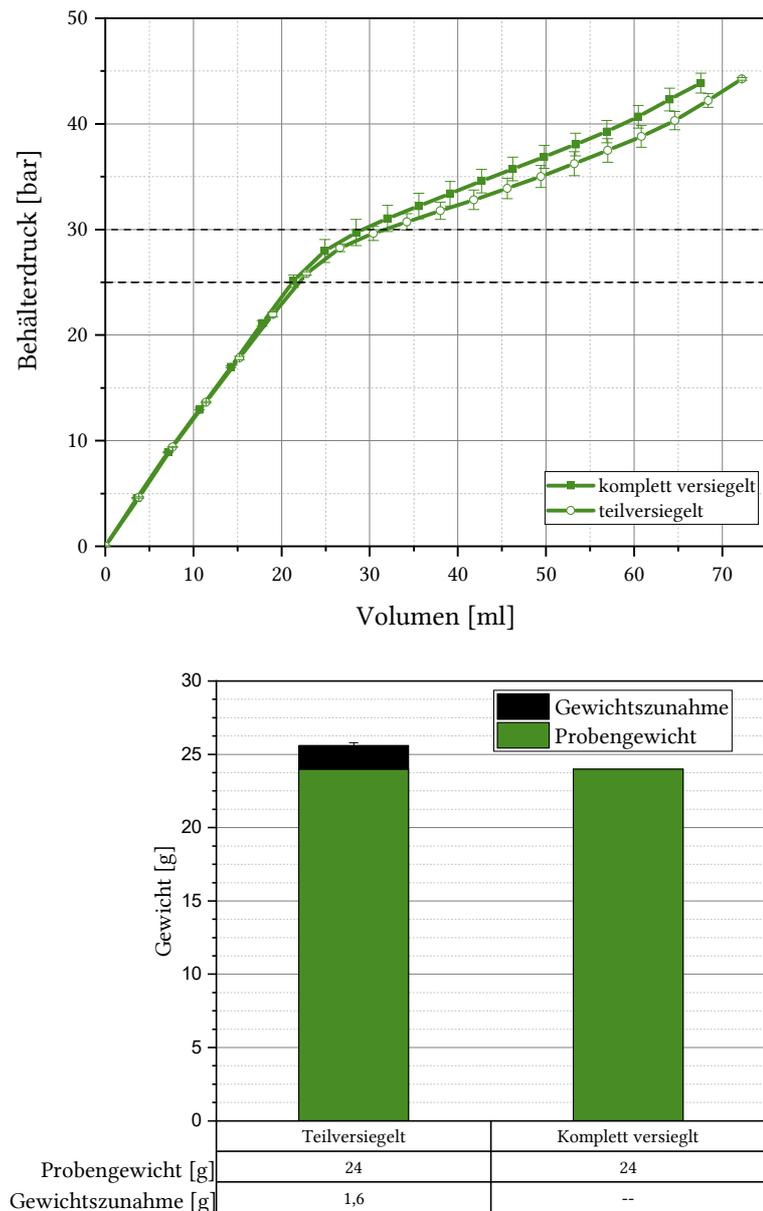


Abbildung 5.34: Ergebnisse aus dem Prüfbehälter bei 80°C zur Validierung der Übertragbarkeit auf den RTM-Prozess anhand PUR-HS 250 IMC. Druckkurven (oben), Probengewicht und Gewichts Zunahme (unten)

Unter Berücksichtigung der bereits gezeigten Ergebnisse mit PUR-HS 250, bei dem ein Versagensbeginn im RTM-Prozess bei 23-28 bar detektiert wird, sind in Abbildung 5.35 die Druckkurven bis 28 bar sowie in Abbildung 5.36 entsprechende Probenschnitte dargestellt im Vergleich zum PUR-HS 250 ohne IMC. Es ist zu erkennen, dass das IMC den Versagensbeginn verzögert, da bei 28 bar ein deutlich geringeres Ausmaß an Fluideindringen zu erkennen ist. Dies deckt sich mit den Gewichtsentwicklungen der beiden Varianten im Prüfstand. Hier ist bei PUR-HS 250 ohne IMC ein Zuwachs von 21% gemessen worden, während der Zuwachs mit IMC

um 66% geringer ist. Der Einfluss des IMC zeigt sich im Prüfstand demnach analog zum RTM-Prozess, wo ein verzögertes Versagen erkennbar ist⁹.

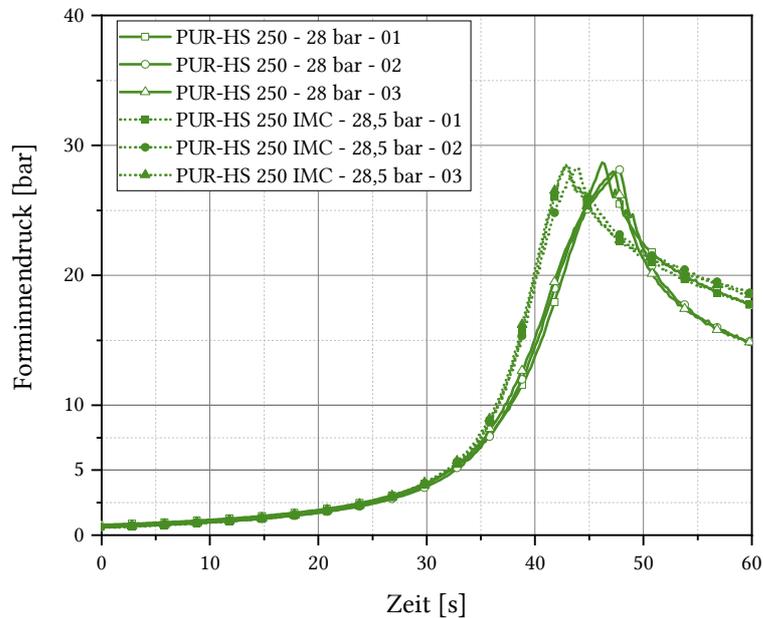


Abbildung 5.35: Vergleich von PUR-HS 250 IMC mit PUR-HS 250, Ergebnisse aus dem RTM-Prozess bei einer Werkzeugtemperatur von 80°C. Druckkurven

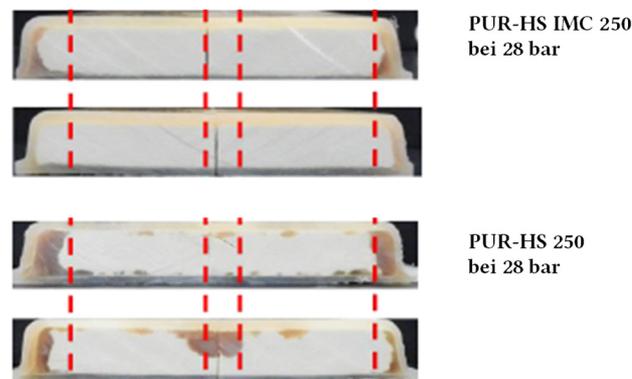


Abbildung 5.36: Analyse des Probeninneren nach einem Maximaldruck von 28 bar Prozess bei einer Werkzeugtemperatur von 80°C

Die Übertragbarkeit der Ergebnisse des Prüfstands auf den RTM-Prozess lässt sich demzufolge auch für PUR-HS bestätigen. Analog zu den Ergebnissen mit PMI-PS ist auch hierbei die Unschärfe der Messungen und Regelungen im Prozess zu beachten. Der Prüfstand erweist sich als wirksame Methode zur Analyse des Versagensverhaltens sowie zur qualitativen Untersuchung verschiedener Materialien im Sinne eines Benchmarkings. Durch optimierende

⁹ Die Ergebnisse der Prüfstandsuntersuchungen an PUR-HS 300 und PUR-HS 300 IMC sind in Anhang 3 zu finden, da kein Abgleich mit dem RTM Prozess stattgefunden hat.

und abgleichende Maßnahmen kann die Genauigkeit der Vorhersagen im Prüfstand weiter verbessert werden. Analog dazu müssen Untersuchungen zum Temperaturverhalten und Druckverlauf im RTM-Prozess zur Verbesserung der Genauigkeit der Messung der Umgebungsbedingungen erfolgen.

5.2.5 Versagensverhalten unter Fluiddruck - Sensitivitätsanalyse

Im Rahmen der Sensitivitätsanalyse wird der Einfluss der Belastungsgeschwindigkeit mittels der in Tabelle 5.3 dargestellten Bedingungen untersucht. Die Injektionsgeschwindigkeit, die mit der Belastungsgeschwindigkeit der Probe korreliert, wird in zwei Versuchsreihen mit 15 und 150 ml/min festgelegt. Die Spreizung um Faktor 10 soll eine eindeutige Erkennbarkeit des Einflusses garantieren.

Tabelle 5.3: Prüfparameter zur Untersuchung des Einflusses der Belastungsgeschwindigkeit

PRÜFPARAMETER	
Prüffluid	HLP 68
Temperatur	80 °C
Viskosität	20 mPa•s
Injektionsgeschwindigkeit	15 ml/min 150 ml/min
Maximaler Druck	45 bar
Probe	PUR-HS 250
Varianten	Aluminiumprobe (Referenz) teilversiegelt komplett versiegelt

In Abbildung 5.37 sind die Druckkurven (oben) sowie die eingedrungene Fluidmenge in Abhängigkeit vom Behälterdruck (unten) dargestellt. Die mit einer Aluminiumprobe ermittelte Referenzkurve zur Korrektur der Druckkurven ist nicht dargestellt, da diese für die Ergebnisse irrelevant ist.

Die Darstellung der Druckkurven zeigt eine Abhängigkeit des Verformungsverhaltens von der Belastungsgeschwindigkeit. Die komplett versiegelte Probe, die mit 150 ml/min Injektionsgeschwindigkeit beaufschlagt wurde, zeigt bis zum Versuchsende einen gleichbleibend linearen Anstieg, während die komplett versiegelte Probe mit 15 ml/min bei 23 bar in ein nicht-lineares Verhalten übergeht. Dieses Ergebnis deckt sich auch mit den Ergebnissen von (Viot 2009). Die Menge eingedrungene Fluids zeigt zudem auch eine Abhängigkeit des Versagensverhaltens von der Belastungsgeschwindigkeit. Der Versagensbeginn ist bereits bei 10 bar beziehungsweise 15 bar erkennbar. Zudem dringt beim Versuch mit 15 ml/min Injektionsgeschwindigkeit mehr Fluid bei gleichem Behälterdruck ein

als beim Versuch mit 150 ml/min. Dies ist zurückzuführen auf den größeren Zeitraum zum Erreichen eines spezifischen Behälterdrucks bei geringer Injektionsgeschwindigkeit verglichen mit einer hohen Injektionsgeschwindigkeit. Folglich kann sich das Fluid länger im Prüfkörper ausbreiten und ein größeres Volumen füllen.

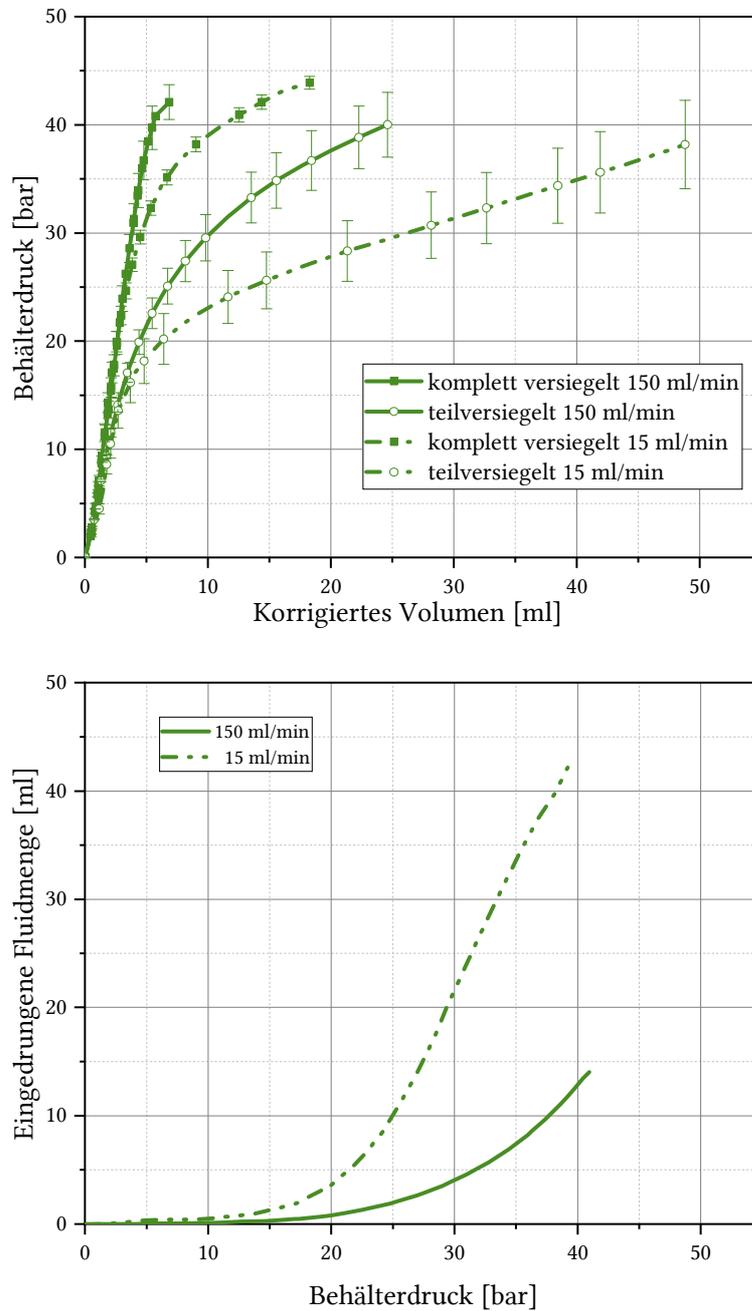


Abbildung 5.37: Druckkurven aus dem Prüfbehälter bei 15 ml/min und 150 ml/min Injektionsgeschwindigkeit zur Ermittlung des Einflusses der Belastungsgeschwindigkeit. Gemessen bei 80°C und einer Fluidviskosität von 20 mPa•s

In Tabelle 5.4 sind die Bedingungen zur Untersuchung des Temperatureinflusses dargestellt. Die Prüftemperatur beträgt 23°C, beziehungsweise 80°C beim Versuch mit erhöhter Temperatur.

Tabelle 5.4: Prüfparameter zur Untersuchung des Einflusses der Temperatur

PRÜFPARAMETER	
Prüffluid	HLP 68
Temperatur	23°C
	80 °C
Viskosität	20 mPa•s
Injektionsgeschwindigkeit	150 ml/min
Maximaler Druck	45 bar
Probe	PUR-HS 250
Varianten	Aluminiumprobe (Referenz)
	teilversiegelt
	komplett versiegelt

Abbildung 5.38 zeigt den Einfluss der Temperatur auf das Versagensverhalten von PUR-HS 250. Analog zu Abbildung 5.37 sind oben die Druckkurven zu sehen und unten die eingedrungene Fluidmenge über dem Behälterdruck.

Im oberen Bild ist der Einfluss der Temperatur auf das Versagensverhalten zu erkennen. Bei einem Behälterdruck von weniger als 10 bar resultiert das unterschiedliche Verhalten in einer unterschiedlichen Steigung des Behälterdrucks, wobei er bei den Proben mit 23°C einen steileren Anstieg aufweist. Dies lässt sich durch die Verringerung der mechanischen Eigenschaften bei erhöhter Temperatur erklären. Die Analyse der Menge eingedrungenen Fluids zeigt eine Abhängigkeit zwischen den reduzierten mechanischen Eigenschaften sich auch auf das Eindringverhalten des Fluids auswirkt. Dies kann durch ein auf mikromechanischer Ebene früheres Versagen der Zellwände bei höheren Temperaturen erklärt werden. Hinzu kommt ein langsamerer Anstieg des Behälterdrucks bedingt durch die erhöhte Verformung der Proben bei 80°C, wodurch dem Fluid ein längerer Zeitraum zur Verfügung steht, das Schauminnere zu durchdringen.

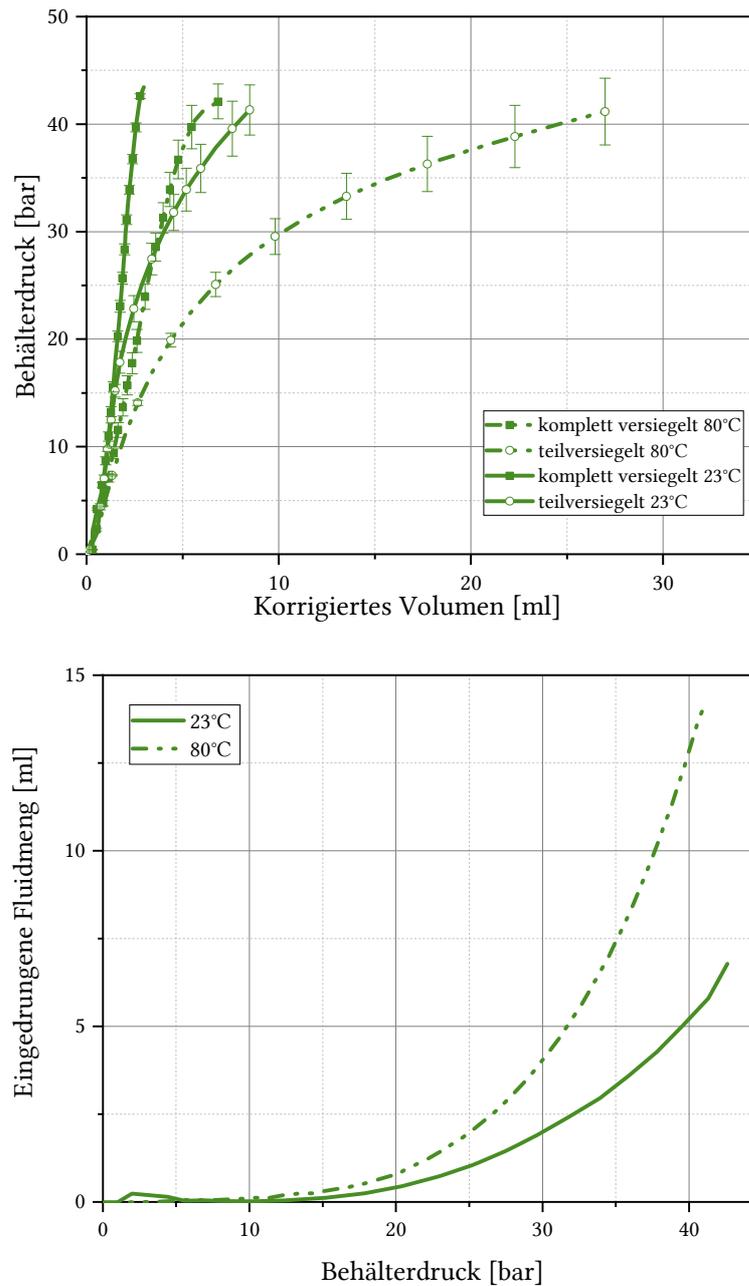


Abbildung 5.38: Druckkurven aus dem Prüfbehälter bei 23°C und 80°C Prüftemperatur zur Ermittlung des Einflusses der Temperatur. Gemessen bei 150 ml/min Injektionsgeschwindigkeit und einer Fluidviskosität von 20 mPa•s

In Tabelle 5.5 sind die Bedingungen zur Untersuchung des Einflusses der Viskosität dargestellt. Die Viskosität beträgt 4 mPa•s beziehungsweise 20 mPa•s.

Tabelle 5.5: Prüfparameter zur Untersuchung des Einflusses der Viskosität

PRÜFPARAMETER	
Prüffluid	HLP 68 HLP 10
Temperatur	80 °C
Viskosität	4 mPa•s 20 mPa•s
Injektionsgeschwindigkeit	150 ml/min
Maximaler Druck	45 bar
Probe	PUR-HS 250
Varianten	Aluminiumprobe (Referenz) teilversiegelt komplett versiegelt

Abbildung 5.39 zeigt die Untersuchungsergebnisse zur Bestimmung des Einflusses der Viskosität auf das Versagensverhalten. Sowohl bei der Betrachtung des Behälterdrucks (oben) als auch bei der Analyse der eingedrungenen Fluidmenge (unten) fällt auf, dass sich keine eindeutige Abhängigkeit ausprägt. Die teilversiegelten Proben zeigen einen parallel verlaufenden Druckanstieg, der sich nur gering unterscheidet. Gleiches gilt für die Menge eingedrungenen Fluids.

Von den gezeigten Ergebnissen lässt sich ein merklicher Einfluss sowohl von der Fluid- und Prüfkörpertemperatur als auch von der Belastungsgeschwindigkeit auf das Versagensverhalten der untersuchten Materialien ableiten. Beide Parameter stehen bei Betrachtung der Druckentwicklung im Behälter während des Versuchs in direktem Zusammenhang mit der Zeit. Die Viskosität hingegen zeigt keinen relevanten Einfluss auf das Versagensverhalten der Schäume unter Fluiddruck.

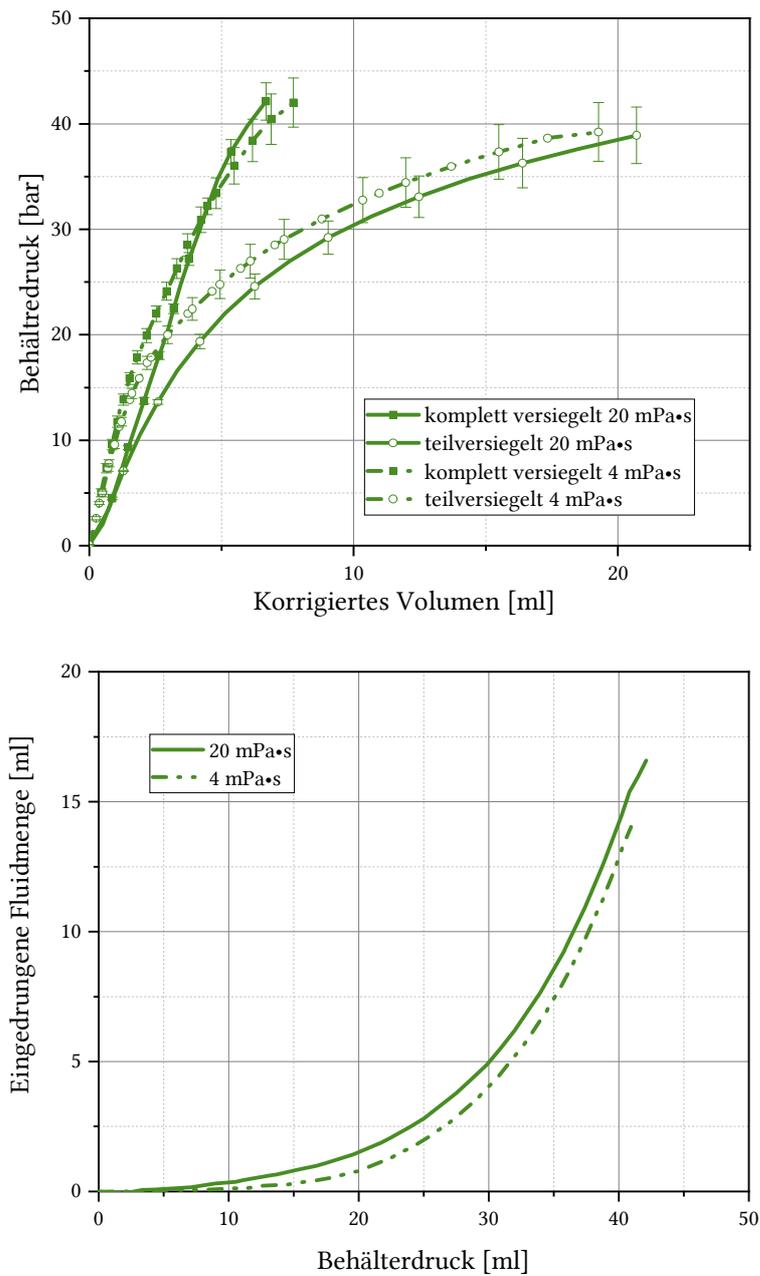


Abbildung 5.39: Druckkurven aus dem Prüfbehälter bei 4 mPa·s und 20 mPa·s zur Ermittlung des Einflusses der Fluidviskosität. Gemessen bei 80°C und einer Injektionsgeschwindigkeit von 150 ml/min

6 Simulation des mechanischen Verhaltens unter Prozessbedingungen

Im folgenden Kapitel wird der Grundstein zur Simulation des Verformungsverhaltens der Schäume unter Prozessbedingungen gelegt. Hierzu werden zunächst die Anforderungen an das Materialmodell aus den vorangegangenen Untersuchungen abgeleitet. Anschließend wird ein geeignetes Materialmodell ausgewählt, welches nach einer Parameteridentifikation sowie -optimierung das Verformungsverhalten des hierfür beispielhaft ausgewählten PUR-HS 300 abbilden soll. Das Kapitel schließt mit einer Validierung der Simulationsergebnisse ab.

Die genutzte Finite-Elemente-Software ist Abaqus/CAE 6.14.4. Zusätzlich wird zur Materialmodellierung und Parameteridentifikation die Software MCalibration genutzt, da diese über weitere, in der genutzten Abaqus Version nicht verfügbare Materialmodelle verfügt. Des Weiteren werden je nach Anwendungsfall die Programme Matlab und Modde zur Parameteroptimierung eingesetzt.

6.1 Auswahl eines Materialmodells

6.1.1 Anforderungen an das Materialmodell

Im Rahmen der prozessorientierten Materialcharakterisierung in Kapitel 5 wurde die Relevanz der folgenden Eigenschaften zur Charakterisierung des Materialverhaltens im RTM-Prozess bestätigt:

- Thermophysikalische Eigenschaften
 - Aufheizverhalten
- Verformungsverhalten unter Druck
 - Temperaturabhängigkeit
 - Viskoelastizität – Dehnratenabhängigkeit

Die Spannungsrelaxation wurde im vorangegangenen Kapitel nicht näher untersucht und wird daher auch bei der Auswahl eines geeigneten Materialmodells nicht weiter beachtet. Das Versagensverhalten unter Fluiddruck bleibt ebenso unbeachtet, da sich die nachfolgende Modellierung auf das Verformungsverhalten beschränkt und im Rahmen dieser Arbeit kein Versagen in das Modell implementiert wird.

Die Ausprägung des kompakten Randbereichs eines PUR-HS wird beeinflusst durch die Schaumformulierung, die Schaumwerkzeuggeometrie sowie die Aufschäumstrategie. Der Randbereich wird vor diesem Hintergrund und auf Grund seiner geringen Ausprägung in den verwendeten Probekörpern nicht separat betrachtet und der Einfluss auf das mechanische Verhalten als vernachlässigbar angenommen.

Das Material wird für die Simulation vereinfacht als homogen und isotrop angenommen, die mechanischen Eigenschaften bilden so das makroskopische Verhalten ab. Die Entwicklung eines Modells, welches die Zellstruktur der Schäume widerspiegelt, wird im Rahmen dieser Arbeit nicht verfolgt. Die Abbildung des mikrostrukturellen Aufbaus der Schäume ist auf Grund der hierfür benötigten Rechenleistung nicht mit dem Ziel vereinbar, die Verformung in der RTM-Formfüllsimulation zu berücksichtigen.

Die Eigenschaften, die den Aufheizvorgang beeinflussen, können in Abaqus/CAE unabhängig vom Materialmodell zugewiesen werden und sind deshalb nicht als Anforderung an die Materialmodellauswahl geknüpft.

6.1.2 Modellauswahl

Zunächst werden die verfügbaren Materialmodelle auf ihre generelle Fähigkeit hin überprüft, das dehnratenabhängige mechanische Verhalten eines Hartschaums unter uniaxialer Druckbelastung im relevanten Verformungsbereich darzustellen. Voraussetzung hierfür ist die Abbildung hyper- und viskoelastischen Materialverhaltens. Die in Abaqus/CAE und MCalibration für diesen Zweck zur Verfügung stehenden Materialmodelle sind:

- Three Network Foam Modell (TNF)
- Hyperfoam Modell (HF)
- Parallel Network Modell (PN)
- Micromechanical Foam Modell (MF)
- Ogden Modell (Ogden)
- Mooney-Rivlin Modell (MR)
- Polynomial Modell (P)
- Reduced Polynomial Modell (RP)
- Hysteresis Modell – auch Bergstrom-Boyce Modell genannt (BB)

Diese Modelle werden mittels einem in MCalibration durchgeführten, uniaxialen Druckversuch mit einem einzelnen Element als Probekörper, auf deren Übereinstimmung mit einer zugrunde liegenden Versuchskurve verglichen und bewertet. Diese Vorgehensweise ermöglicht einen schnellen, direkten Vergleich einer Vielzahl von Modellen ohne Modellierungsaufwand in Abaqus/CAE. Basis für den vorliegenden Vergleich ist die quasi-statische Spannungs-Stauchungs-Kurve bei Raumtemperatur von PUR-HS 300. Abbildung 6.1 zeigt die Simulationsergebnisse der vorgestellten Modelle.

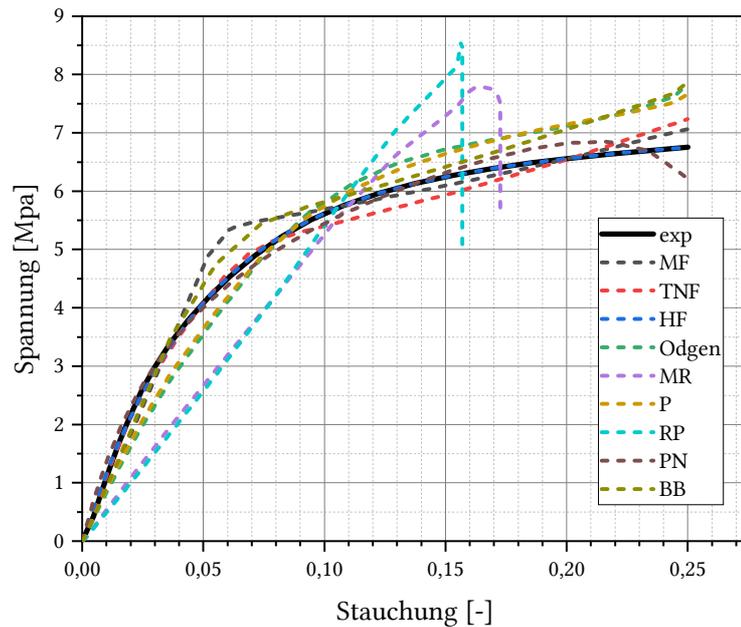


Abbildung 6.1: Ergebnisse des Ein-Element-Versuchs mit PUR-HS 300

In Tabelle 6.1 ist als zusätzliches Auswahlkriterium der sogenannte Root Mean Square Error (RMSE) der jeweiligen Ergebniskurve dargestellt. Der RMSE ist in der Statistik ein Kennwert zur Beurteilung der Vorhersagegüte einer Prognose bezogen auf die beobachteten Werte und berechnet sich nach Formel 8.

Tabelle 6.1: Vergleich der vorausgewählten Modelle

MATERIALMODELL	RMSE
Hyperfoam Model (HF)	2,290E-02
Parallel Network Model (PN)	8,860E-02
Three Network Foam Model (TNF)	1,489E-01
Micromechanical Foam Model (MF)	3,102E-01
Hysteresis Model (BB)	4,527E-01
Polynomial Model (P)	4,532E-01
Ogden Model (Ogden)	5,165E-01
Reduced Polynomial Model (RP)	6,844E-01
Mooney-Rivlin Model (MR)	9,200E-01

$$RMSE = \sqrt{\frac{\sum_{i=1}^n (\hat{y}_i - y_i)^2}{n}} \quad \text{Formel (8)}$$

n = Anzahl der Wertepaare

\hat{y}_i = prognostizierter Wert

y_i = beobachteter Wert

Im Weiteren wird der RMSE als Kennwert für die Überdeckung der simulierten Kurve mit der experimentell gemessenen Kurve genutzt. Dabei weist ein kleiner RMSE-Wert eine gute Übereinstimmung der simulierten Kurven aus.

In Abbildung 6.2 sind aus Gründen der Übersichtlichkeit die drei Modelle mit der besten Übereinstimmung gemäß des RMSE separat dargestellt. Aus den vorliegenden Ergebnissen ergibt sich, dass das Hyperfoam Modell die beste Übereinstimmung mit der Vergleichskurve zeigt und zudem alle Anforderungen erfüllt. Daher wird dieses Modell für die weitere Untersuchung genutzt.

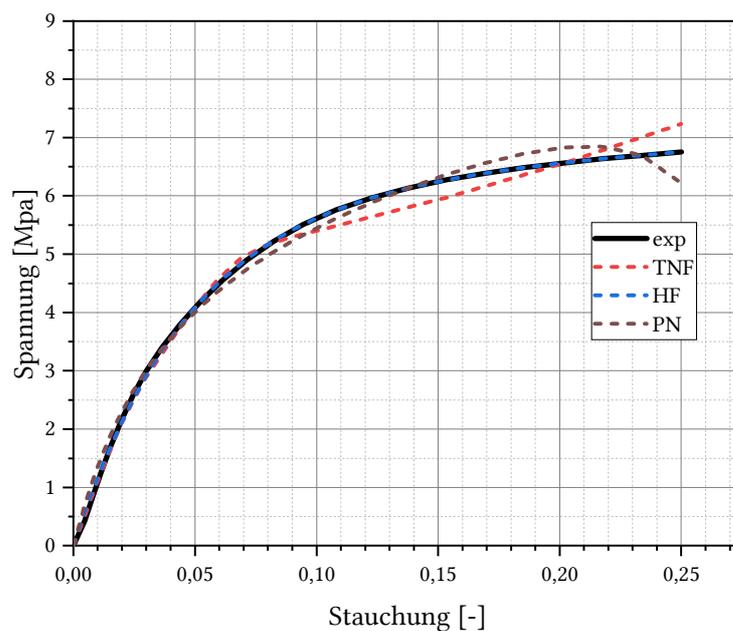


Abbildung 6.2: Ergebnisse des Ein-Element-Versuchs. Detaildarstellung von geeigneten Modellen

Die in diesem ersten Schritt auf Basis des Ein-Element-Versuchs genutzten Modellparameter für das Hyperfoam Modell sind Tabelle 6.2 aufgelistet. Grundlegende und Weiterführende Informationen zu den genannten Materialmodellen, insbesondere zum Hyperfoam Modell, sowie die zugehörigen mathematischen Grundgleichungen, sind beispielsweise in (Bergstrom 2006; Ju et al. 2013; Ghoreishy 2012) zu finden.

Tabelle 6.2: Modellparameter für Hyperfoam Modell auf Basis des Ein-Element-Versuchs

PARAMETER	WERT
μ_1	6,540E+07
α_1	2,241E+01
β_1	6,130E-03
μ_2	-1,249E+06
α_2	-1,756E+00
β_2	7,980E-02

6.2 Parameteridentifikation und -optimierung

6.2.1 Aufheizverhalten

Zur Simulation des Aufheizvorgangs eines Materials in Abaqus/CAE ist es notwendig, die physikalischen Größen Dichte, Wärmeleitfähigkeit, spezifische Wärmekapazität sowie den Wärmeübergangskoeffizienten zwischen den relevanten Materialpartnern – in diesem Falle Polyurethan-Hartschaum und Stahl - zu bestimmen.

Da für die benötigten Werte keine experimentell ermittelten Daten vorliegen, werden diese ausgehend von Literaturwerten mittels einer Parameteroptimierung bestimmt. Grundlage ist das in Matlab implementierte analytische Modell einer eindimensionalen instationären Wärmeleitung in einer unendlich ausgedehnten Platte. Dieses Modell bildet den in Kapitel 5.1.1 dargestellten Versuch zur Untersuchung des Aufheizverhaltens hinreichend genau ab, um eine Parameteroptimierung durchzuführen. In einem iterativen Prozess werden die benötigten Materialkennwerte variiert, bis eine ausreichend genaue Lösung vorliegt. Die zugehörigen Kennwerte sind in Tabelle 6.3 aufgelistet.

Tabelle 6.3: Optimierung der physikalischen Größen für PUR-HS 300

PHYSIKALISCHE GRÖSSE	LITERATURWERT	OPTIMIERTER WERT
Dichte	300 kg/m ³	300 kg/m ³
Wärmeleitfähigkeit	0,245 W/m·K	0,025 W/m·K
Spez. Wärmekapazität	680 J/kg·K	680 J/kg·K
Wärmeübergangskoeffizient	2500 W/m ² ·K	1000 W/m ² ·K

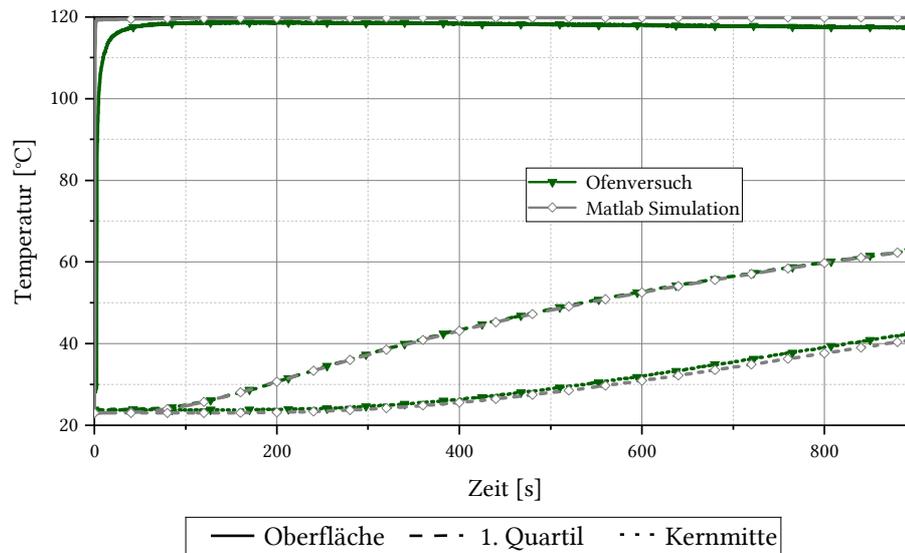


Abbildung 6.3: Ergebnis der Simulation nach der Parameteridentifikation mit Matlab hinsichtlich des Aufheizverhaltens

6.2.2 Temperaturabhängigkeit des Deformationsverhaltens

Die Kalibrierung des Materialmodells hinsichtlich der Temperaturabhängigkeit des Deformationsverhaltens erfolgt durch Bestimmung von vier Parametersätzen für die in Kapitel 5.2.3 untersuchten Temperaturstufen 23°C, 80°C, 100°C und 120°C. Die Kalibrierung wird mit MCalibration für jede Temperatur separat durchgeführt. Die dazwischen liegenden Temperaturbereiche werden bei der Simulation mit Abaqus/CAE interpoliert.

Die zugehörigen Parametersätze sind in Tabelle 6.4 aufgeführt. Das Ergebnis der Parameterkalibrierung ist in Abbildung 6.4 für die jeweilige Temperatur dargestellt. Abgebildet sind die experimentell ermittelten Verformungskurven im Vergleich mit dem Simulationsergebnissen. Für alle Temperaturstufen wird eine sehr gute Übereinstimmung von Simulation und Versuch erreicht.

Tabelle 6.4: Kalibrierte Parameter zur Darstellung der Temperaturabhängigkeit

PARAMETER	23°C	80°C	100°C	120°C
μ_1	4,295E+07	4,016E+07	2,251E+07	6,548E+05
α_1	2,622E+01	4,831E+01	4,758E+01	3,820E+01
β_1	2,751E-07	4,647E-08	5,553E-03	1,185E-03
μ_2	2,589E+07	7,497E+06	5,684E+06	1,009E+07
α_2	2,620E+01	1,724E+01	1,708E+01	1,766E+01
β_2	3,302E-07	2,128E-07	7,432E-03	3,067E-02

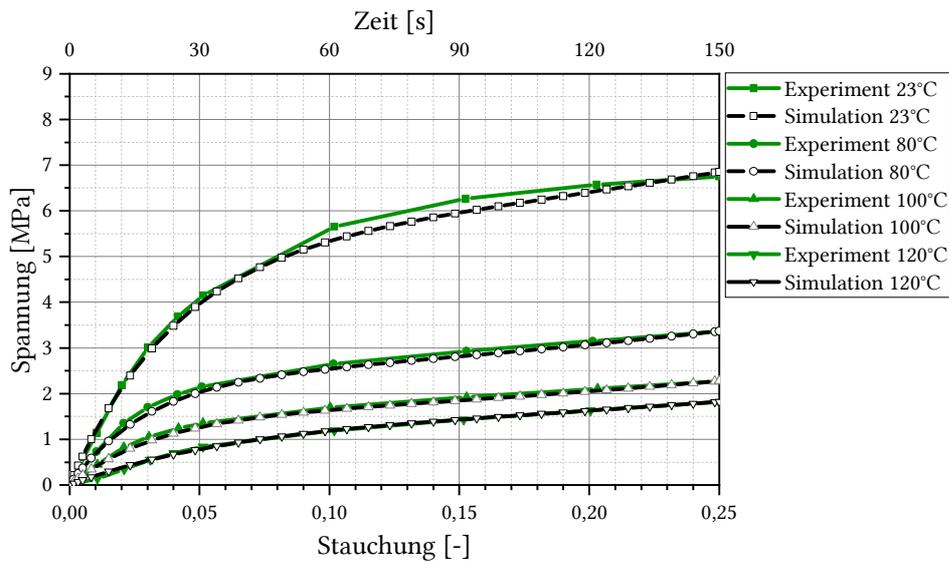


Abbildung 6.4: Ergebnis der Simulation nach der Parameteridentifikation hinsichtlich der Temperaturabhängigkeit der mechanischen Druckeigenschaften mit MCalibration

6.2.3 Dehnratenabhängigkeit des Deformationsverhaltens

Im Folgenden wird der Modellaufbau in Abaqus/CAE dargestellt, wie er für die Ermittlung der Parameter der Dehnratenabhängigkeit, wie auch für die anschließende Validierung der Simulation genutzt wird.

Der Simulation liegen die in Tabelle 6.5 aufgeführten Modellparameter zu Grunde. Diese wurden mittels des zuvor beschriebenen Ein-Element-Versuchs in MCalibration auf Basis der experimentellen Daten ermittelt. Dabei wurden in MCalibration sowohl die Daten quasistatischen uniaxialen Druckversuchs bei einer Verfahrensgeschwindigkeit von 5 mm/min hinterlegt, wie auch die des Versuchs mit 200 mm/min Verfahrensgeschwindigkeit.

Tabelle 6.5: Modellparameter für Hyperfoam Modell in Abaqus/CAE, abgeleitet vom Ein-Element-Versuch in MCalibration unter Berücksichtigung beider Versuchsgeschwindigkeiten. Keine Parameter zur Abbildung des viskoelastischen Verhaltens definiert.

PARAMETER	WERT
μ_1	8,585E+07
α_1	2,366E+01
β_1	5,810E-03
μ_2	-1,228E+06
α_2	-4,200E+00
β_2	3,230E-01

Das Modell besteht aus den Elementen Obere Druckplatte, untere Druckplatte und Probekörper. Die Druckplatten sind als analytische Festkörper modelliert und zeigen entsprechend keine Verformung. Die untere Druckplatte ist fest im Raum verankert, während die obere eine Verschiebung in vertikaler Richtung orthogonal zur Probekörperoberfläche zulässt. Die definierten Modell- und Netzparametern sind in Tabelle 6.6 angegebenen.

Tabelle 6.6: Modellaufbau in Abaqus zur Simulation des Verformungsverhaltens

MODELL- UND NETZPARAMETER

Probekörper	Festkörper Abmessungen 0,05 m · 0,05 m · 0,05 m Dichte: 300 g/l Materialmodell: Hyperfoam	
Druckplatte	Analytischer Festkörper Abmessung >> Probekörper Reibungskoeffizient zur Probe: 0.1	
Geschwindigkeit und Dauer	5 mm/min $v = -8,3E-05$ m/s $t = 150$ s	200 mm/min $v = -3,3E-03$ m/s $t = 3,75$ s
Steps	Static, General	
Elementgröße	0,005 m · 0,005 m · 0,005 m	
Elementtyp	C3D8R	

Es ergibt sich das in Abbildung 6.5 dargestellte Ergebnis. Obwohl bei der Parameteridentifikation beide Versuchsgeschwindigkeiten berücksichtigt wurden, ergibt die Simulation für beide Geschwindigkeiten dasselbe Resultat. Die Dehnratenabhängigkeit wird in Abaqus/CAE folglich bei Verwendung des Hyperfoam Materialmodells nicht berücksichtigt. Hieraus ergibt sich die Notwendigkeit, über die Eigenschaft Viskoelastizität in Abaqus/CAE weitere Parameter zum Hyperfoam Modell hinzuzufügen, die die Dehnratenabhängigkeit abbilden.

Hierfür bietet Abaqus/CAE verschiedene Möglichkeiten, welche in Abbildung 6.6 dargestellt sind. Neben dem Import von experimentellen Daten aus Kriech- beziehungsweise Relaxationsversuchen oder einer Dynamisch-Mechanischen-Analyse (DMA, Frequenzdaten) ist es möglich, das viskoelastische Verhalten über die Definition der Prony-Series Parameter abzubilden. So werden zu den bereits ermittelten Parametern $\mu_{1,2}$, $\alpha_{1,2}$ und $\beta_{1,2}$ zusätzlich die Parameter $g_1(k_1)$ und τ_1 eingeführt, die die viskoelastischen Eigenschaften des Materials definieren.

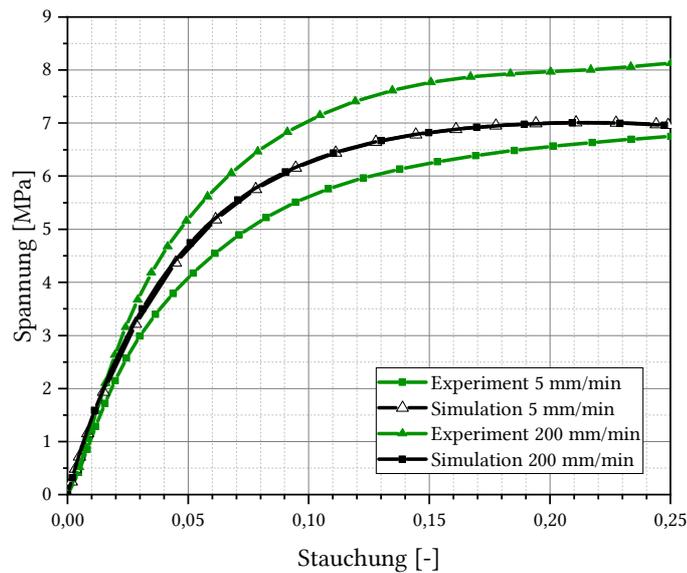


Abbildung 6.5: Simulationsergebnisse aus Abaqus/CAE für unterschiedliche Versuchsgeschwindigkeiten unter Verwendung des Hyperfoam Modells. Keine Parameter zur Abbildung des viskoelastischen Verhaltens definiert.

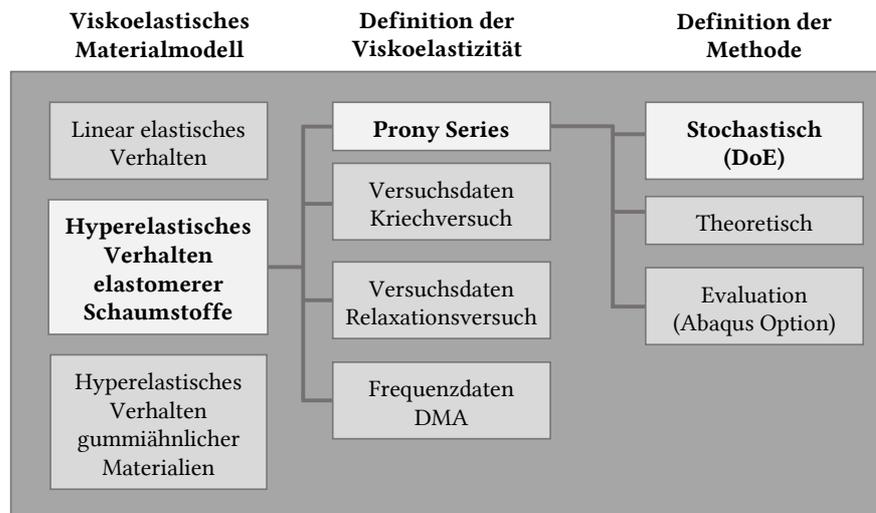


Abbildung 6.6: Mögliche Vorgehensweisen zur Implementierung der Viskoelastizität in ein Materialmodell in Abaqus/CAE

Mit der in Abaqus/CAE vorhandenen Kalibrierfunktion der Prony-Series Parameter ergibt sich das in Abbildung 6.7 dargestellte Ergebnis. Während das Simulationsergebnis für die Versuchsvariante mit 200 mm/min zufriedenstellend ist, zeigt die Simulation bei der Variante mit 5 mm/min von Beginn an eine deutliche Abweichung und folgt nicht dem generellen Verlauf der experimentellen Kurve. Grundlage der dargestellten Simulation sind die in Tabelle 6.7 aufgeführten Parameter. Hierbei liegt eine Prony-Series 1. Ordnung zu Grunde.

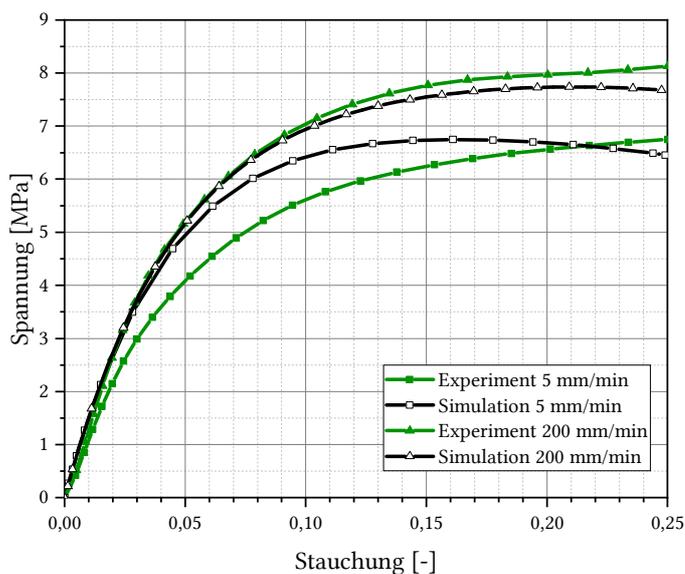


Abbildung 6.7: Simulationsergebnisse aus Abaqus/CAE für unterschiedliche Versuchsgeschwindigkeiten unter Verwendung des Hyperfoam Modells. Prony-Series 1. Ordnung zur Abbildung des viskoelastischen Verhaltens definiert.

Zur Optimierung der Prony-Series Parameter wird eine Parameterstudie durchgeführt. Hierfür wird die Software Modde genutzt, die mit Hilfe der Design of Experiments Methode die Einflüsse und Wechselwirkungen der Parameter aufdeckt. Die detaillierten Ergebnisse der in Modde durchgeführten Parameterstudie sind in Anhang 4 zu finden. Das Ergebnis der darauf aufbauenden Optimierung ist in Abbildung 6.8 dargestellt. Details zu den einzelnen Optimierungsschritten sind in Anhang 5 zu finden. Hierbei ist neben der reinen Optimierung der Parameter auch eine Untersuchung zur Ordnung der Prony-Series eingeflossen. Wie auch in (Bergstrom 2006) zeigt hierbei eine Prony-Series 2. Ordnung die beste Übereinstimmung. Die ermittelten Parameter sind Tabelle 6.8 zu entnehmen.

Tabelle 6.7: Modellparameter für Hyperfoam Modell in Abaqus mit Viskoelastizität (Prony-Series 1. Ordnung)

PARAMETER	WERT
μ_1	8,585E+07
α_1	2,366E+01
β_1	5,810E-03
μ_2	-1,228E+06
α_2	-4,200E+00
β_2	3,230E-01
τ_1	7,908E+01
$g_1(k_1)$	1,920E-01

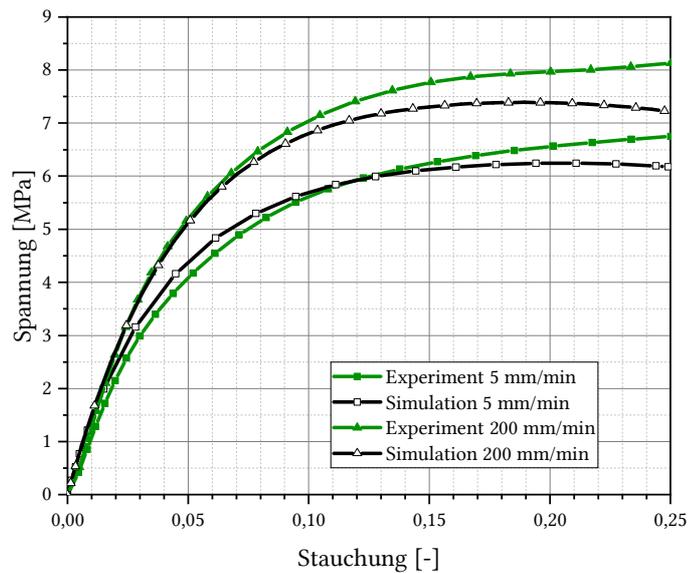


Abbildung 6.8: Simulationsergebnisse aus Abaqus/CAE für unterschiedliche Versuchsgeschwindigkeiten unter Verwendung des Hyperfoam Modells. Prony-Series 2. Ordnung zur Abbildung des viskoelastischen Verhaltens definiert.

Das Resultat ist im Vergleich zur vorangegangenen Simulation zwar für die Versuchsvariante mit 200 mm/min weniger genau, dafür zeigt sich bei der langsamen Versuchsvariante eine deutlich bessere Übereinstimmung. Betrachtet man das Gesamtergebnis, lässt sich eine gute Übereinstimmung mit beiden Kurven attestieren. Besonders der Verformungsbereich bis etwa 10% Stauchung wird gut abgebildet. Erst bei Erreichen der ausgeprägten nicht-linearen Verformung zeigt sich bei beiden Kurven eine deutliche Abweichung.

Tabelle 6.8: Modellparameter für Hyperfoam Modell in Abaqus mit Viskoelastizität (Prony-Series 2. Ordnung)

PARAMETER	WERT
μ_1	8,585E+07
α_1	2,366E+01
β_1	5,810E-03
μ_2	-1,228E+06
α_2	-4,200E+00
β_2	3,230E-01
τ_1	8,000E+00
$g_1(k_1)$	1,800E-01
τ_2	7,200E+01
$g_2(k_2)$	2,000E-02

6.3 Experimentelle Validierung

6.3.1 Aufheizverhalten

Im Rahmen der experimentellen Validierung des Aufheizversuchs wird ein Simulationsmodell in Abaqus/CAE erstellt, welches die instationäre eindimensionale Wärmeleitung analog zu den Versuchen in Kapitel 5.1.1 darstellt. Der Modellaufbau ist in Abbildung 6.9 dargestellt, rot sind dabei die aufgeheizten Stahlplatten, die das RTM-Werkzeug repräsentieren. Je nach Simulationsziel liegt die Temperatur bei 80°C, 100°C oder 120°C. Zwischen den beiden Platten befindet sich der Probekörper, der zu Beginn auf 23°C temperiert ist.

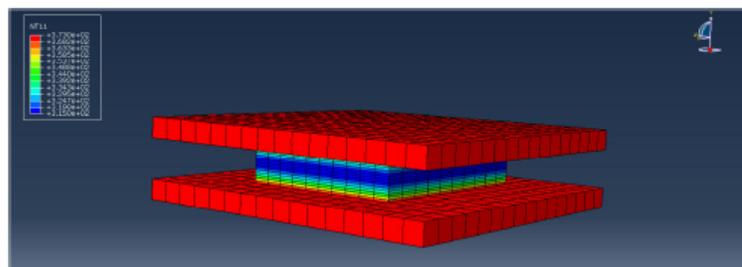


Abbildung 6.9: Simulationsmodell für das Aufheizverhalten in Abaqus/CAE

Die Stahlplatten sind als Festkörper modelliert, deren geometrische Abmessungen um ein Vielfaches größer sind als die der Probe. Der modellierte Probekörper selbst entspricht in seinen Abmessungen denen der realen Probe im Experiment. Die verwendete Netz- und Solverkonfiguration ist neben den allgemeinen Modellparametern in Tabelle 6.9 zusammengefasst.

Tabelle 6.9: Modellaufbau in Abaqus zur Simulation des Aufheizverhaltens

Probekörper	Festkörper, 250 mm · 200 mm · 50 mm
Druckplatte	Festkörper, Abmessung >> Probekörper
Rahmenbedingungen und Eingangsgrößen	Schaumtemperatur: 296 K (23°C) Werkzeugtemperaturen: 353 K (80°C), 373 K (100°C), 393 K (120°C) Dauer 900 s
Steps	Heat Transfer
Elementgröße	25 mm · 20mm · 3,125 mm
Elementtyp	DC3D8

Während für Stahl Literaturwerte genutzt werden, werden der PUR-HS Probe die in Kapitel 6.2.1 ermittelten Materialparameter zugewiesen. Diese sind in Tabelle 6.10 aufgelistet für beide

Materialien beziehungsweise für die Materialpaarung Stahl und PUR-HS. Festigkeit und Querkontraktion sind in der Simulation beim Schaum nicht definiert, da keine Verformung auf Grund einer Belastung angenommen wird.

Tabelle 6.10: Materialkennwerte für die Simulation des Aufheizverhaltens

KENNWERT	STAHL	PUR-HS
Dichte	7800 kg/m ³	300 kg/m ³
Festigkeit	206 GPa	-
Querkontraktion	0,3	-
Wärmeleitfähigkeit	45 W/m·K	0,025 W/m·K
Spezifische Wärmekapazität	460 J/kg·K	680 J/kg·K
Wärmeübergangskoeffizient	1000 W/m ² ·K	

Das Ergebnis der Simulation mit den dargestellten Parametern und Konfigurationen ist in Abbildung 6.10 im Vergleich zu den Ergebnissen des Experiments beziehungsweise der analytischen Lösung aus Matlab bei einer Plattentemperatur von 120°C dargestellt. Analog zum realen Experiment werden die Temperaturen für 900 Sekunden an drei unterschiedlichen Positionen innerhalb der Probe gemessen. Das Ergebnis zeigt eine ausreichende Übereinstimmung der Simulation mit dem Experiment. Im Vergleich zur analytischen Lösung ist zudem eine Verbesserung der Genauigkeit an der Oberfläche zum Zeitpunkt des ersten Kontakts von Platte und Probe zu erkennen.

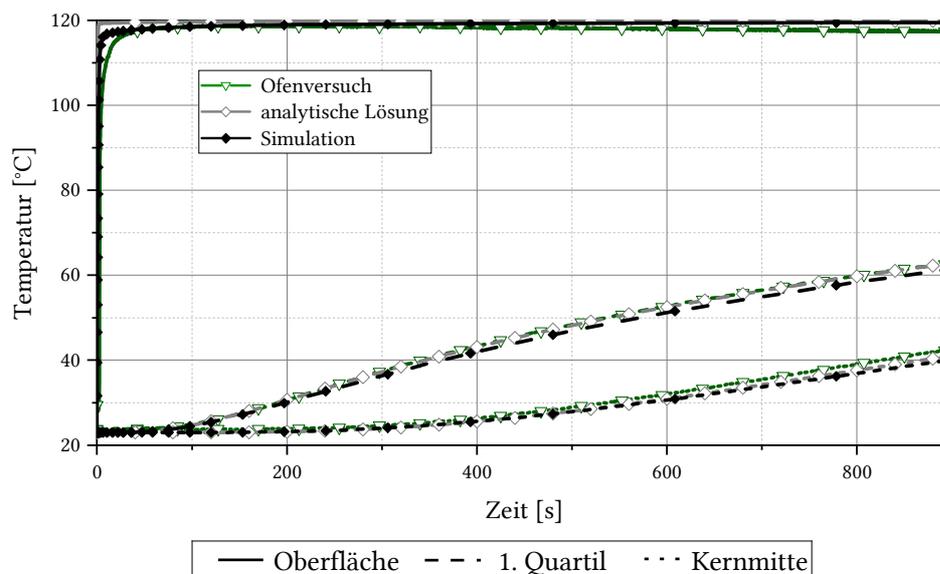


Abbildung 6.10: Simulationsergebnis mit Abaqus bei 120°C Plattentemperatur im Vergleich zum Experiment im Ofen und der analytischen Lösung aus Matlab

6.3.2 Temperaturabhängigkeit des Deformationsverhaltens

Die Validierung der Temperaturabhängigkeit des Deformationsverhaltens erfolgt unter Verwendung des in Kapitel 6.2.3 vorgestellten Simulationsmodells. Der Elementtyp wird hierfür auf C3D8T geändert. Es werden zwei Simulationen durchgeführt mit folgenden Parametersätzen aus Tabelle 6.4:

- Plattentemperatur 100°C mit Parametersätzen aus 23°C, 80°C und 120°C
- Plattentemperatur 80°C mit Parametersätzen aus 23°C, 100°C und 120°C

Die Simulationsergebnisse sind in Abbildung 6.11 dargestellt. Das Ergebnis für eine Plattentemperatur von 80°C zeigt eine sehr gute Übereinstimmung mit dem Experiment. Die Simulation mit einer Plattentemperatur von 100°C weicht ab einer Stauchung von 4% von der experimentellen Kurve ab. Im Bereich von 7% bis 25% Stauchung verlaufen die beiden Kurven nahezu parallel. Die Gründe für dieses Phänomen könnten auf das Dichteprofil des Probekörpers beim Experiment zurückzuführen sein. In Realität ist die Dichte des Probekörper im Probeninneren geringer als im Randbereich (vgl. Kapitel 3.2.3.1), während in der Simulation von einer homogenen Dichte ausgegangen wird. Bei niedriger Dichte erhitzt sich der Schaumstoff schneller. Dieser Effekt verstärkt sich bei hoher Temperatur, wie in der Arbeit von (Borstel 2016) erklärt wird, die im Vorfeld zur vorliegenden Arbeit entstanden ist. Die niedrigere Dichte und die hohe Temperatur führen zu einer Reduktion der Steifigkeit des Schaumstoffs, weswegen die reale Kurve des uniaxialen Druckversuchs im Plateaubereich unterhalb der Simulation verläuft.

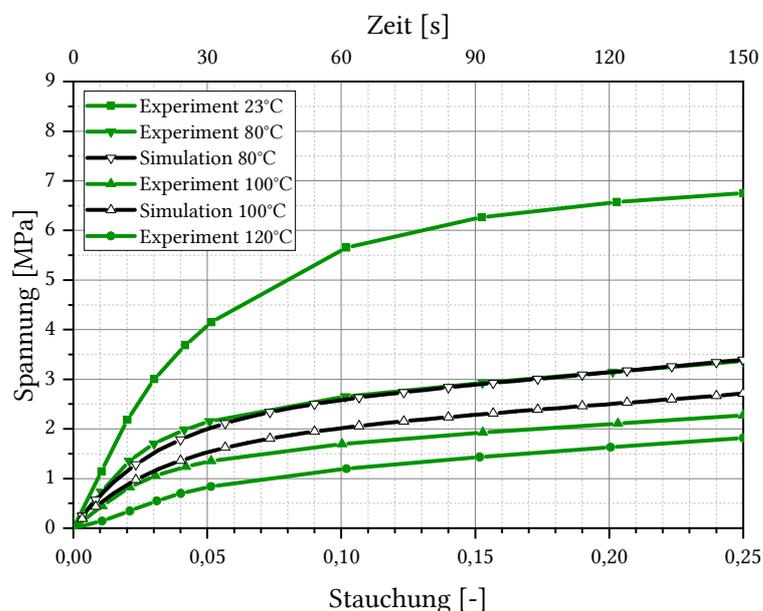


Abbildung 6.11: Validierung der Simulation des einachsigen Druckversuchs unter Temperatureinfluss

Zusammengefasst ergibt sich, dass das Simulationsmodell die Temperaturabhängigkeit des Deformationsverhaltens qualitativ abbilden kann. Der Einfluss verschiedener

Randbedingungen und die getroffenen Annahmen ist in folgenden Arbeiten tiefergehend zu klären. Dies betrifft beispielsweise den Dichtegradienten innerhalb der Probe oder auch die lineare Interpolation durch Abaqus/CAE zwischen verschiedenen Temperaturstufen.

6.3.3 Dehnratenabhängigkeit des Deformationsverhaltens

Zur Validierung der Dehnratenabhängigkeit des Simulationsmodells aus Kapitel 6.2.3 werden die dort genannten Parameter als Eingangsgrößen zu Grunde gelegt, die bei Belastungsgeschwindigkeiten von 5 mm/min und 200 mm/min ermittelt und anschließend optimiert wurden. Als Validierungsversuch wird ein uniaxialer Druckversuch bei einer Geschwindigkeit von 100 mm/min herangezogen ebenso wie die experimentell ermittelten Kurven bei 5 mm/min und 200 mm/min.

Das Simulationsergebnis ist in Abbildung 6.12 bis zu einer Stauchung von 10%¹⁰ den experimentell ermittelten Kurven gegenübergestellt. Es wird deutlich, dass die Differenz zwischen den einzelnen Geschwindigkeitsstufen in der Simulation geringer ausgeprägt ist als in der Realität. Die qualitative Abbildung der Dehnratenabhängigkeit kann im betrachteten Stauchungsbereich dennoch als gegeben angesehen werden, da die Ausprägung zwar geringer ist als in der Realität, die Tendenz jedoch korrekt abgebildet wird.

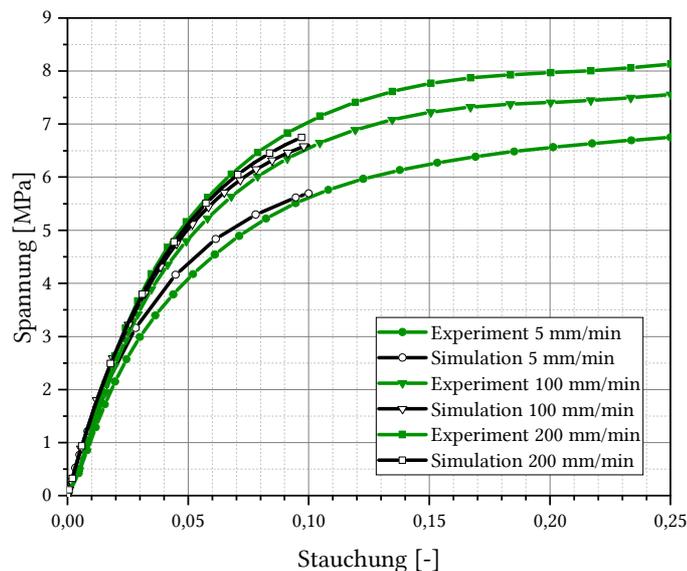


Abbildung 6.12: Validierung der Simulation des einachsigen Druckversuchs mit viskoelastischen Einflüssen

¹⁰ Die Simulation kann mit den vorliegenden Parametern und Randbedingungen nicht über 10% hinaus fortgeführt werden, da unplausible Werte beziehungsweise eine Fehlermeldung zu einem unvollständigen Ergebnis führen.

6.4 Thermo-mechanische Kopplung – Überlagerung von Aufheizen und Druckbelastung

Im Folgenden werden die Ergebnisse der vorangegangenen Kapitel zusammengeführt und so die Kopplung des Aufheizens mit der Temperaturabhängigkeit bezüglich der Steifigkeit von PUR-HS realisiert werden.

Abbildung 6.13 zeigt in diesem Zusammenhang den Einfluss der Plattentemperatur auf die Verformungskurve bei einem simulierten uniaxialen Druckversuch mit einer Verfahrgeschwindigkeit von 5mm/min. Die Ausgangstemperatur der Probe beträgt 23°C, die Plattentemperatur variiert zwischen 80°C, 100°C und 120°C.

Es wird deutlich, dass die Verformungskurven zu Beginn im linearen Bereich bis circa 3% Stauchung nahezu identisch verlaufen. Das ist nachvollziehbar, da sich der Probekörper bis zu diesem Zeitpunkt nur wenig aufheizt. Mit zunehmender Verformung und analog dazu auch zunehmender Zeit, weichen die Probekörpertemperaturen voneinander ab, was die Steifigkeit beeinflusst und zu dem dargestellten Ergebnis führt.

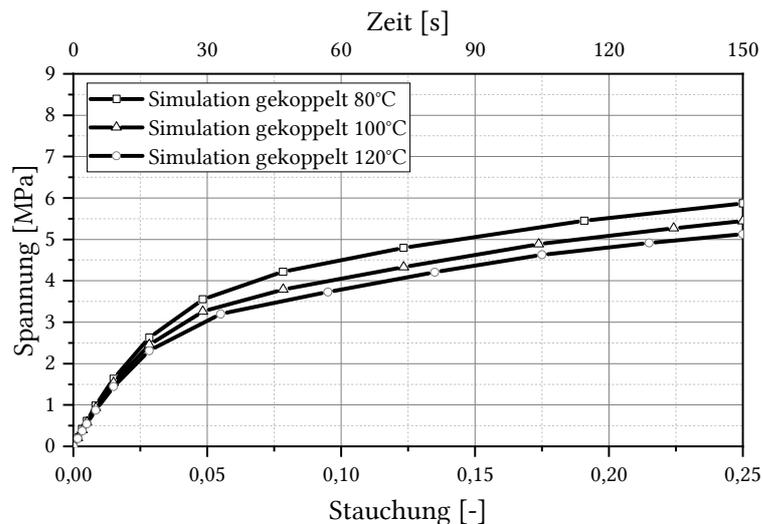


Abbildung 6.13: Gekoppelte Simulation des Aufheizverhaltens und der Temperaturabhängigkeit bei unterschiedlichen Plattentemperaturen

Bestätigt wird die Vorhersage durch den Vergleich der simulierten gekoppelten Kurve bei 120°C Plattentemperatur mit den Kurven bei konstanter Probentemperatur. Dieser Vergleich ist in Abbildung 6.14 dargestellt.

Bis 12 Sekunden verläuft die Kurve des simulierten aufgeheizten Druckversuchs identisch zur Kurve der 23°C Probe. Dies ist nachvollziehbar, da der Probekörper in der Simulation zu diesem Zeitpunkt nur wenig aufgeheizt ist und die mechanischen Eigenschaften, denen der Probe bei Raumtemperatur entsprechen. Mit zunehmender Zeit und analog zunehmender Temperatur der Probe verringert sich die Steifigkeit, was im Abfall der Kurve zu deuten ist.

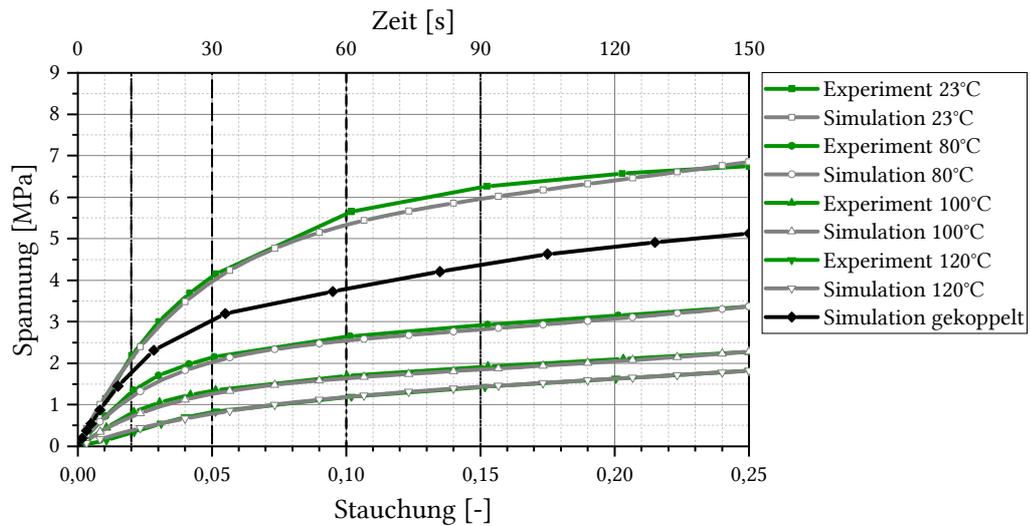


Abbildung 6.14: Abgleich der gekoppelten Simulation mit den Kurven bei konstanter Temperatur

Es lässt sich zusammenfassen, dass die gekoppelte Simulation plausible Ergebnisse hervorbringt, die in Folgearbeiten zu validieren sind, um deren Gültigkeit zu bestätigen oder Verbesserungspotentiale aufzudecken.

Als weiteres Indiz für die Plausibilität der Ergebnisse wird eine Simulation mit gekoppelter Aufheizung und temperaturabhängiger Steifigkeit durchgeführt, bei der die Probendicke variiert wird. Neben den zuvor genutzten, 50 mm hohen Proben wird das Modell so angepasst, dass eine Probendicke von 20 mm vorliegt. Das Ergebnis dieser Simulationsreihe ist in Abbildung 6.15 dem Ergebnis mit einer Probendicke von 50 mm gegenübergestellt. Untersucht werden die Temperaturstufen 80°C, 100°C und 120°C, wobei die Initialtemperatur der Probe stets 23°C beträgt.

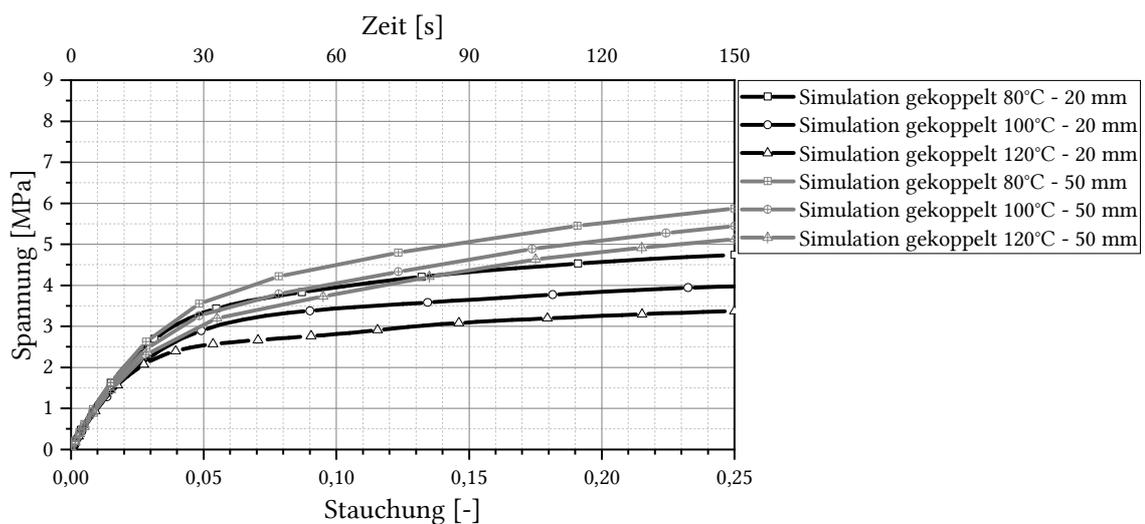


Abbildung 6.15: Einfluss der Probendicke bei der gekoppelten Simulation

Das Ergebnis zeigt eine Übereinstimmung aller Kurven bis etwa 3% Stauchung beziehungsweise 15 Sekunden. Anschließend flachen die Kurven der 20 mm hohen Proben stärker ab als die der 50 mm hohen Proben. Ausgehend von einer identischen absoluten Aufheizgeschwindigkeit bei beiden Probevarianten, ist die volumenbezogene relative Aufheizung des 20 mm Probe deutlich größer als die der 50 mm hohen Probe. Dadurch sinkt die Steifigkeit der 20 mm Proben schneller.

7 Zusammenfassung und Ausblick

Bei der Herstellung von Sandwichstrukturen im RTM-Prozess erfährt der Kern eine thermische und mehrachsige mechanische Belastung. Dies hat eine Verformung zur Folge, die den lokalen Faservolumengehalt wie auch das Formfüllverhalten beeinflusst. Die Überschreitung der Einsatzgrenze des Kerns führt zu dessen Versagen, wodurch das gefertigte Bauteil Fehlstellen aufweist. Für die Bewertung der Eignung eines Kernmaterials hinsichtlich des Einsatzes im RTM-Prozess existieren nach aktuellem Stand der Technik keine validierten Methoden. „Trial-and-error“-Abmusterungen im Realprozess sind mit einem sehr hohen finanziellen und zeitlichen Aufwand verbunden und daher nicht zielführend. Der Fokus wissenschaftlicher Arbeiten liegt in diesem Gebiet weitestgehend auf der Erprobung von Materialien unter Bedingungen, wie sie in Niederdruck-Varianten des RTM-Prozesses vorherrschen. Vor diesem Hintergrund wurden in der vorliegenden Arbeit Kernmaterialien untersucht und deren Verhalten im RTM analysiert. Zudem wurde ein Prüfstand entwickelt, der die im Prozess vorherrschenden Rahmenbedingungen nachbilden kann und so eine systematische Untersuchung der Materialien zulässt. Die Erkenntnisse wurden zum Aufbau eines Strukturmodells zur Simulation des thermo-mechanischen Verhaltens eines Kernmaterials genutzt.

Im Rahmen der Materialuntersuchung wurden zwei Kernmaterialien vorgestellt und zunächst hinsichtlich deren Eignung für die Großserie bewertet. Dies war zum einen ein Polymethacrylimid Partikelschaum (PMI-PS) mit einer Dichte von 150 g/l, der bereits in der Kleinserienfertigung von Sportwägen der Audi AG eingesetzt wird. Zum anderen war es ein Polyurethan Hartschaum (PUR-HS) mit Dichten zwischen 200 g/l und 400 g/l. Im Weiteren wurde die Struktur der Kernmaterialien makro- und mikroskopisch analysiert, um so die Bewertung und Interpretation der im Prozess auftretenden Effekte zu ermöglichen. Dabei wurden geringe Abweichungen der gemessenen globalen Dichte von der Soll-Dichte festgestellt. Die Untersuchung des Dichteverlaufs über der Materialdicke ergab bei beiden Materialien eine ausgeprägte Inhomogenität im Inneren und eine zum Rand hin steigende Dichte. Bei PUR-HS wurde zudem eine rechnergestützte Auswertung von REM Aufnahmen der Randschicht durchgeführt, der zufolge der Dichteanstieg unabhängig von der Dichte erst unmittelbar vor der geschlossenen Außenhaut beginnt. Die REM Aufnahmen zeigten ferner eine homogene Zellwanddicke bei PMI-PS, während die Zellwände von PUR-HS bei geringer Dichte teilweise intakt sind. Mit steigender Dichte nimmt bei PUR-HS das Porenvolumen ab, wodurch die Zellen zunehmend in Feststoff eingebettet sind und weniger Fehlstellen aufweisen.

Im Weiteren wurden im Rahmen einer Prozessanalyse die Teilprozessschritte des RTM hinsichtlich deren Einfluss auf das Verhalten des Kerns bewertet und so die relevanten Prozessphasen identifiziert: Aufheizphase, Injektionsphase und Nachpressphase. Darauf aufbauend wurden die in diesen Phasen auftretenden Belastungen und Rahmenbedingungen experimentell ermittelt. Darüber hinaus konnte mittels einer Untersuchung des Aufheizverhaltens des Kerns im RTM-Werkzeug das zeitabhängige Temperaturprofil über den Kernquerschnitt bestimmt werden.

Für die experimentelle Untersuchung der Injektionsphase wurden für die jeweiligen Materialien die Werkzeuginnendrucke an zwei verschiedenen Stellen gemessen. Zusätzlich wurden Referenzmessungen mit einem Stahlkern durchgeführt. Dadurch konnten die unterschiedlichen Einflüsse der Materialien beziehungsweise Dichten auf die Druckentwicklung aufgezeigt werden. So erreichte der Werkzeuginnendruck unter Verwendung der Stahlreferenz einen maximalen Wert von über 50 bar, während bei der Verwendung von PUR-HS mit einer Dichte von 300 g/l der Druck auf maximal 13 bar anstieg. Beim Einsatz von PMI-PS 150 erreichte der Druck einen Wert von 28 bar. Die mikroskopische Analyse von Bauteilabschnitten ergab, dass die Druckdifferenz zur Referenz bei PMI-PS allein durch dessen Verformung hervorgerufen wird. PUR-HS hingegen zeigte ein überlagertes Verformungs- und Versagensverhalten in Form von Harzaufnahme. Der Zeitpunkt, zu dem das Harzeindringen begann, war dabei nicht detektierbar. Zur Verwendung kam ein schnellaushärtendes, kommerziell verfügbares Epoxidharz sowie ein im Forschungsstadium befindliches Polyurethanharz. Dadurch konnte ein ausreichend großes Spektrum der Werkzeugtemperatur gewährleistet und zudem ein Matrixspezifische Einflüsse auf das Untersuchungsergebnis ausgeschlossen werden.

Zur Analyse der Nachpressphase wurden der Einfluss der Fluidviskosität und die Permeabilität des verwendeten Halbzeugs durch Verwendung eines hochpermeablen Ersatzhalbzeugs eliminiert. Diese Vorgehensweise ermöglichte die Bestimmung des Versagensverhaltens der Schaumkerne unter hydrostatischem Druck sowie die Analyse des sich daraus entwickelnden Werkzeuginnendruckes. Analog zur Injektionsphase ergab sich bei PMI-PS ein höherer Werkzeuginnendruck als bei PUR-HS. Beim Versuch mit der PUR-HS Variante mit 200 g/l Dichte wurde lediglich ein Druck von 11 bar erreicht, während es bei PMI-PS 150 etwa 25 bar waren.

Aus den Erkenntnissen der Prozessanalyse wurde abgeleitet, dass die thermophysikalischen Eigenschaften der Kerne im Rahmen der Materialcharakterisierung untersucht werden sollen. Außerdem wurde das Verformungsverhalten unter Druckbelastung sowie dessen Abhängigkeit von der Temperatur und der Belastungsrate als relevant identifiziert. Auf Grund der Harzaufnahme wurde zudem das Versagensverhalten unter Fluiddruck als wesentliche Eigenschaft erkannt.

Die Untersuchung des Aufheizverhaltens fand in einem Vakuumofen statt, wodurch neben dem Einfluss unterschiedlicher Umgebungstemperaturen auf die Aufheizgeschwindigkeit auch der Einfluss des Umgebungsdrucks analysiert werden konnte. Die Ergebnisse zeigten nur geringfügige Unterschiede hinsichtlich des Aufheizverhaltens der drei untersuchten Materialien PUR-HS 200 g/l, 300 g/l und PMI-PS 150 g/l. Der Einfluss der Werkzeugtemperatur wurde darüber hinaus als marginal eingeordnet, ebenso wie der Einfluss des Evakuierens. Mittels einer optischen Verformungsmessung wurde die während der Aufheizung stattfindende Ausdehnung der Materialien untersucht. Bei einer Werkzeugtemperatur von 120°C und gleichzeitigem Evakuieren betrug die Dehnung der Materialien weniger als 0,1% und wurde daher als vernachlässigbar angenommen.

Um Sensitivitäten des Verformungsverhalten bei Druckbelastung zu identifizieren, wurden uniaxiale Druckversuche unter verschiedenen Randbedingungen durchgeführt. Die Ermittlung der Temperaturabhängigkeit der mechanischen Eigenschaften erfolgte dabei durch Variation

der Prüfkörpertemperatur im relevanten Bereich zwischen 23°C und 120°C. Alle untersuchten Materialien zeigten eine deutliche Abhängigkeit von der Temperatur, die sich Stauchung bei erhöhten Temperaturen in einer Reduzierung der ermittelten Steifigkeit und Referenzspannung bei 3% äußerte. PMI-PS 150 wies dabei generell die höchsten Kennwerte und eine geringere Abhängigkeit von der Temperatur als PUR-HS auf. Des Weiteren wurde die Belastungsgeschwindigkeit variiert, um viskoelastische Effekte zu berücksichtigen, die bei der Injektion und in der Nachpressphase im RTM-Prozess von Bedeutung sind. Mit einer Erhöhung der Belastungsgeschwindigkeit ging bei allen Materialien eine Steigerung der mechanischen Kennwerte einher. Unregelmäßigkeiten bei der Abhängigkeit des Druck-Elastizitätsmoduls von der Belastungsgeschwindigkeit konnten durch Anlaufeffekte bei der Prüfung erklärt werden.

Das Versagensverhalten unter den im RTM-Prozess vorherrschenden Rahmenbedingungen konnte durch Stand der Technik Prüfmethode nicht abgebildet werden. Daher wurde im Rahmen dieser Arbeit eine Methode entwickelt, die es ermöglicht, den Einfluss verschiedener prozessrelevanter Faktoren auf das Versagensverhalten der Kernmaterialien separat zu untersuchen. Durch eine Validierung der Methodik wurde zunächst die Übertragbarkeit der Ergebnisse auf den RTM-Prozess dargelegt. Eine Sensitivitätsanalyse ergab im Weiteren eine Abhängigkeit des Versagensverhaltens sowohl von der Temperatur des Fluids und des Prüfkörpers als auch von der Belastungsgeschwindigkeit. Die Fluidviskosität hatte hingegen keinen Einfluss auf das Versagen der Materialien. Darüber hinaus konnte durch den Einsatz der Prüfmethode der positive Einfluss einer Beschichtung von PUR-HS auf das Versagensverhalten attestiert werden.

Die in der Charakterisierung ermittelten Daten bildeten die Basis zur Simulation, bei der das Aufheiz- und Verformungsverhalten der Hartschaumstoffe unter Prozessbedingungen abgebildet wird. Die numerischen Untersuchungen erfolgten dabei am Beispiel eines Polyurethan-Hartschaums der Dichte 300 g/l. Hierfür wurde das hyperelastische Materialmodell Hyperfoam ausgewählt, welches das nicht-lineare Verhalten eines Schaums unter Druck im relevanten Verformungsbereich hinreichend genau abbildet. Das Modell wurde anschließend derart erweitert, dass sowohl viskoelastische Effekte als auch die Temperaturabhängigkeit der Steifigkeit berücksichtigt werden können. Optimierungsalgorithmen ermöglichten hierbei die Identifizierung und Bestimmung der thermo-mechanischen Modellparameter aus den entsprechenden Versuchsdaten.

Mit Hilfe der vorgestellten Ergebnisse wird ein besseres Verständnis für das Materialverhalten unter Prozessbedingungen geschaffen und eine Methode zur Verfügung gestellt, dieses Verhalten vorherzusagen. Dadurch kann die Robustheit des Prozesses gesteigert werden, indem das Material und die Prozessparameter optimal aufeinander abgestimmt werden. Dies wiederum führt zu einer Verbesserung der Bauteilqualität und bietet durch Ausschöpfung des vollen verfügbaren Potenzials von Werkstoff und Prozess die Möglichkeit zur Erhöhung der Bauteilperformance. Mit dem entwickelten Prüfstand wurde zudem eine effiziente und pragmatische Methode zur qualitativen Bewertung unterschiedlicher Materialien hinsichtlich deren Prozesstauglichkeit zur Verfügung gestellt.

Weiterer Forschungsbedarf besteht im Bereich der Simulation des zeitabhängigen Verhaltens der Schäume. Je nach Dauer der Injektions- und Nachpressphase können Relaxationsprozesse

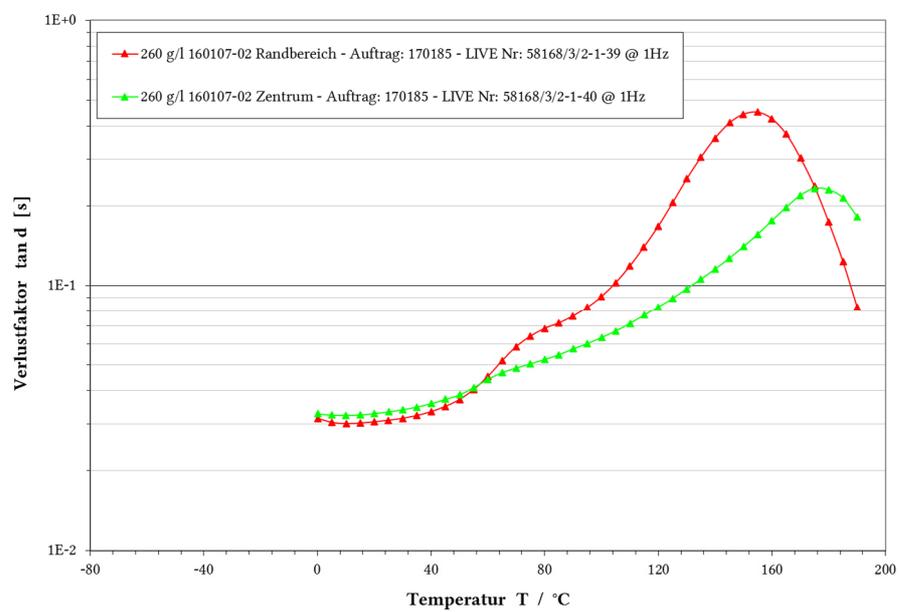
das Verformungsverhalten des Kerns beeinflussen. Eine Untersuchung und gegebenenfalls Erweiterung der vorgestellten Methode hinsichtlich der Abbildung des Relaxationsverhaltens ist daher wünschenswert. Die Relevanz dieses Effektes konnte im Rahmen eines stufenweisen Druckversuchs an PUR-HS 300 g/l bereits aufgezeigt werden. Die Ergebnisse dieses Versuchs sind in Anhang 6 dargestellt. Daneben ist auch die vorgestellte gekoppelte Simulation von Aufheiz- und Verformungsverhalten durch Abgleich mit entsprechenden Experimenten zu validieren und auf weitere Materialien zu erweitern. Vervollständigt werden kann die Simulation durch Implementierung eines Versagensmodells, welches das im Prozess beziehungsweise im vorgestellten Prüfstand beobachtete Versagensverhalten abbildet und vorhersagt.

Übergeordnetes Ziel weiterer Forschungsbemühungen in diesem Kontext sollte die Integration der Struktursimulation des Kerns in die RTM-Formfüllsimulation sein. Der Einfluss der Verformung und des Versagens des Kerns konnte im Rahmen der Prozessanalyse herausgearbeitet und dargestellt werden. Über eine Kopplung von Abaqus/CAE mit beispielsweise Open-FOAM wird eine Fluid-Struktur-Interaktion (FSI) realisiert, mittels derer eine Verknüpfung von Verformung des Kerns und lokaler Änderung der Halbzeugpermeabilität erreicht werden kann. Neben der FSI sind in diesem Zusammenhang auch die Schwindung des Harzes und der Einfluss der Harztemperatur beziehungsweise der Exothermie der Harzreaktion auf das Aufheizverhalten des Kerns zu berücksichtigen. Dies sind Voraussetzungen für eine umfassende Berücksichtigung der Kernverformung in der Formfüllsimulation und somit für die Validierung der vorgestellten Simulationsmethode auf Bauteilebene im RTM-Prozess.

Anhang

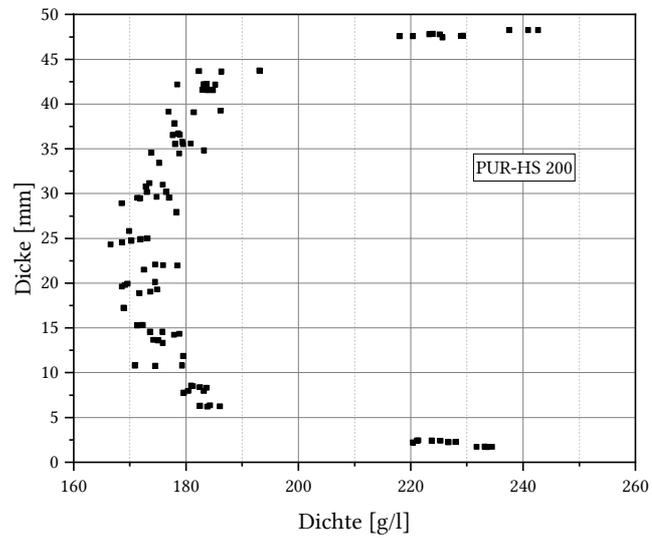
Anhang 1

Wie Anhang 1.1 zeigt, beträgt die Glasübergangstemperatur im Randbereich etwa 155°C während im Zentrum 175°C erreicht werden.

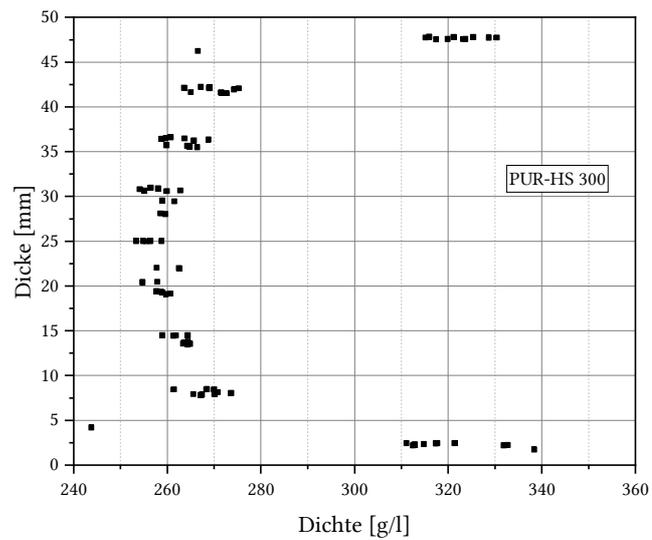


Anhang 1.1: Ergebnis der Bestimmung der Glasübergangstemperatur in unterschiedlichen Bereichen eines PUR-HS Bauteils

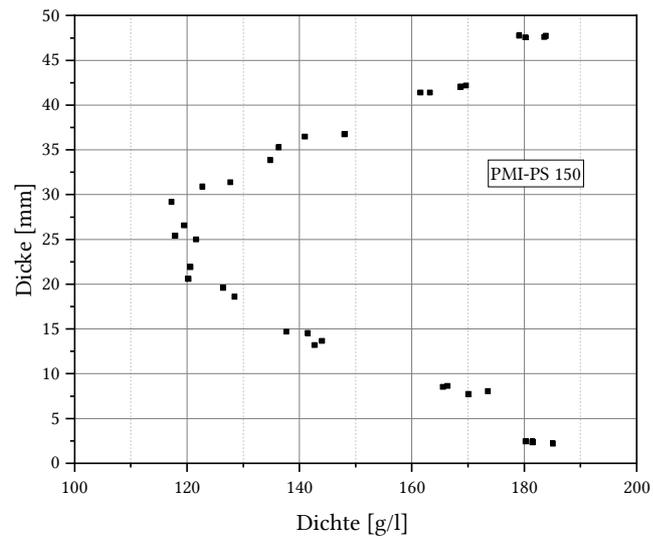
Anhang 2



Anhang 2.1: Dichteverlauf in Abhängigkeit von der Höhe von PUR-HS 200, Darstellung als Punktwolke



Anhang 2.2: Dichteverlauf in Abhängigkeit von der Höhe von PUR-HS 300, Darstellung als Punktwolke

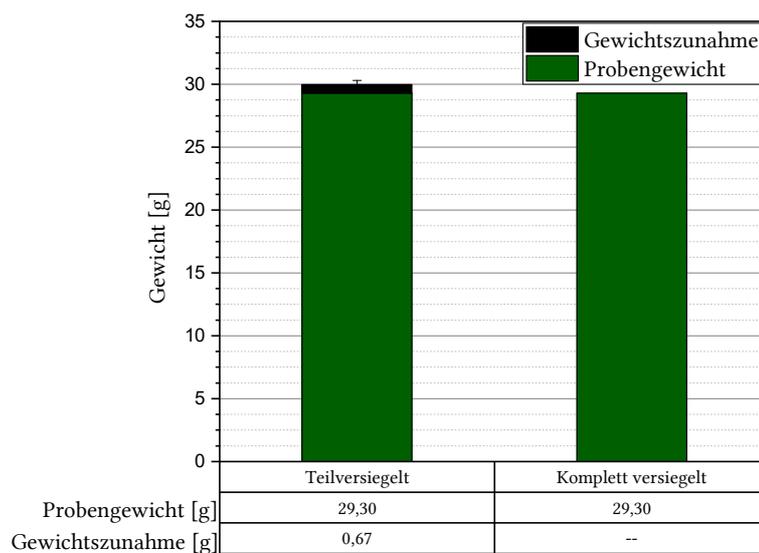
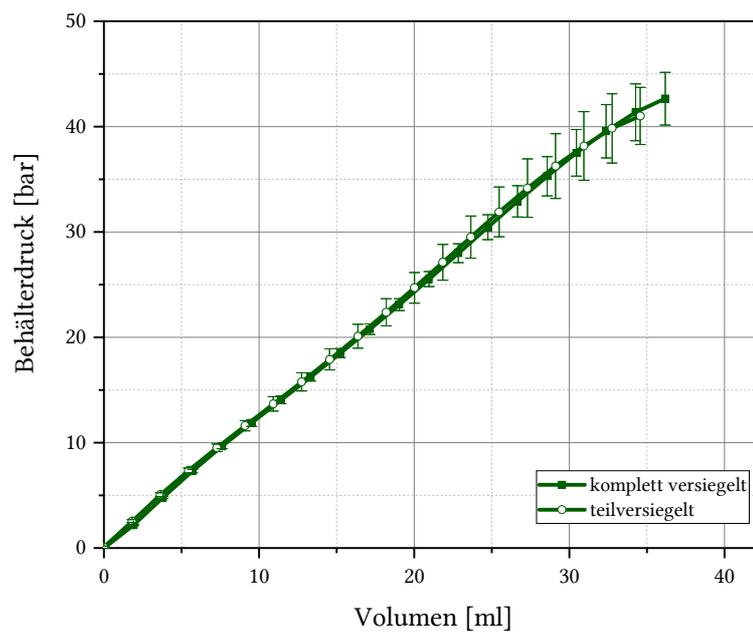


Anhang 2.3: Dichteverlauf in Abhängigkeit von der Höhe von PMI-PS 150, Darstellung als Punktwolke

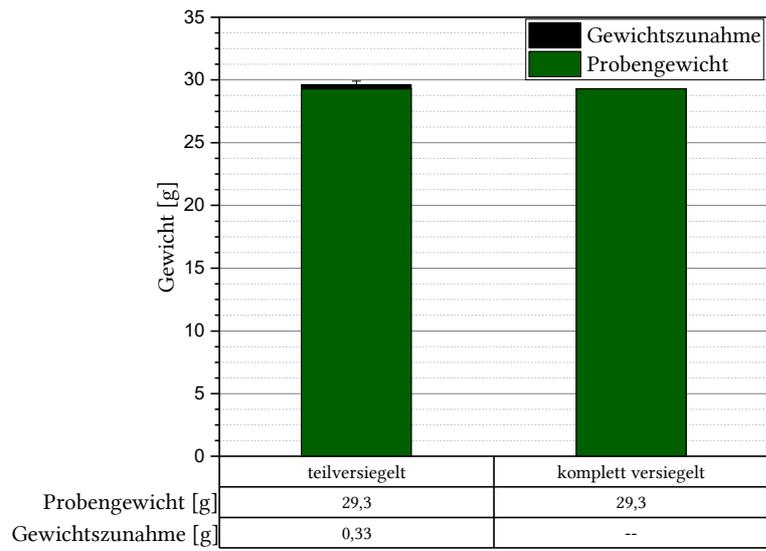
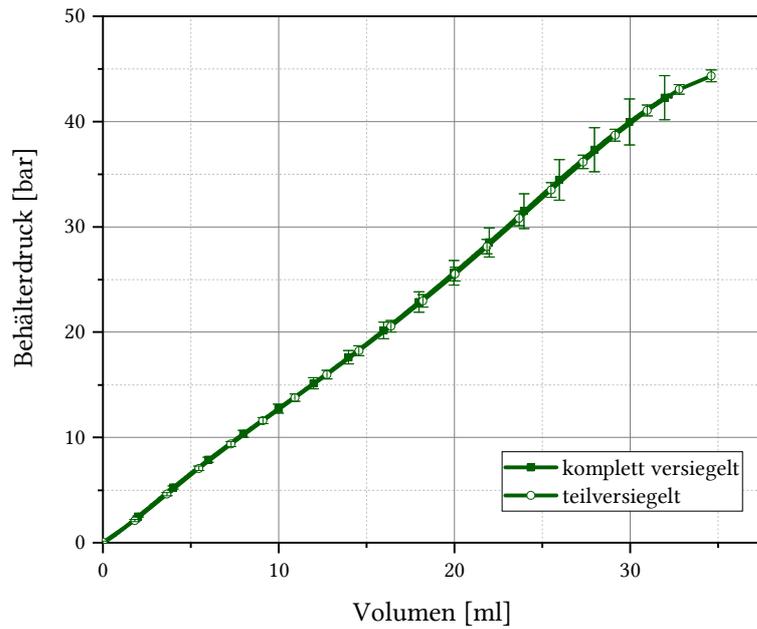
Anhang 3

Die im Prüfstand für PUR-HS 300 ermittelten Druckkurven sind in Anhang 3.1 zu sehen. Darunter sind das Probengewicht sowie die Gewichtszunahme nach Versuchsende aufgetragen. Des Weiteren ist im unteren Teil der Abbildung eine exemplarische Schnittdarstellung eines Probekörpers nach Versuchsende dargestellt. Bis Versuchsende bei 45 bar wird über den Vergleich der Druckkurven kein Eindringen detektiert. Dies wird bestätigt durch den marginalen Gewichtszuwachs von weniger als 1 g beziehungsweise 2%.

In Anhang 3.2 ist analog dazu das Ergebnis im Prüfstand für PUR-HS 300 mit IMC Beschichtung dargestellt. Hierbei wird ebenfalls bis 45 bar kein Eindringen des Fluids detektiert. Die geringe Gewichtszunahme von 1% deutet darauf hin, dass Fluid nur lokal in sehr geringen Mengen in den Probekörper eingedrungen ist oder sich an Rauigkeiten an der Oberfläche angesammelt hat. Die Schnittdarstellung eines Probekörpers bestätigt diese Annahme, dort ist kein Fluid im Probeninneren zu erkennen.

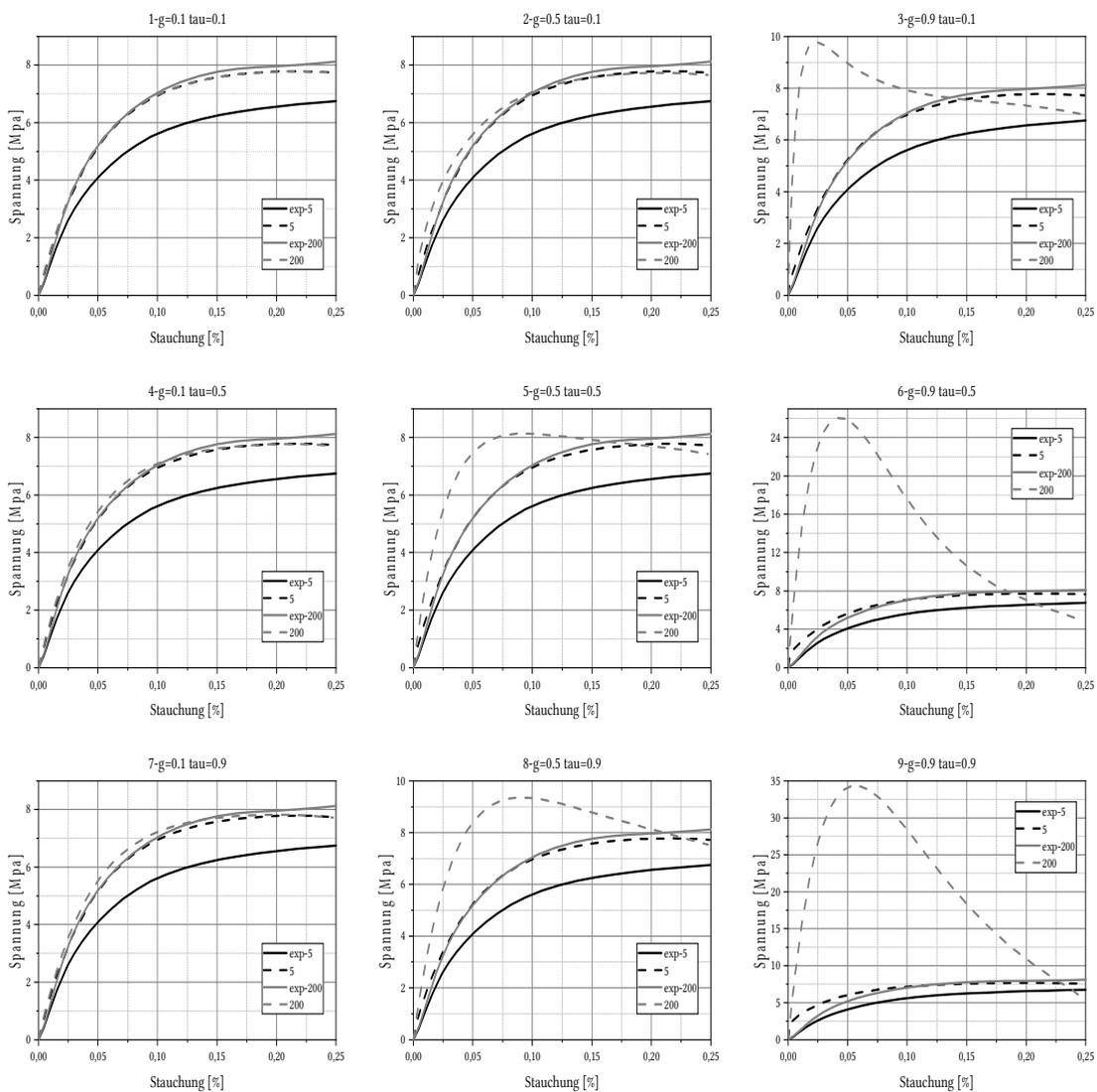


Anhang 3.1: Validierung PUR-HS 300, Prüfstandsergebnisse



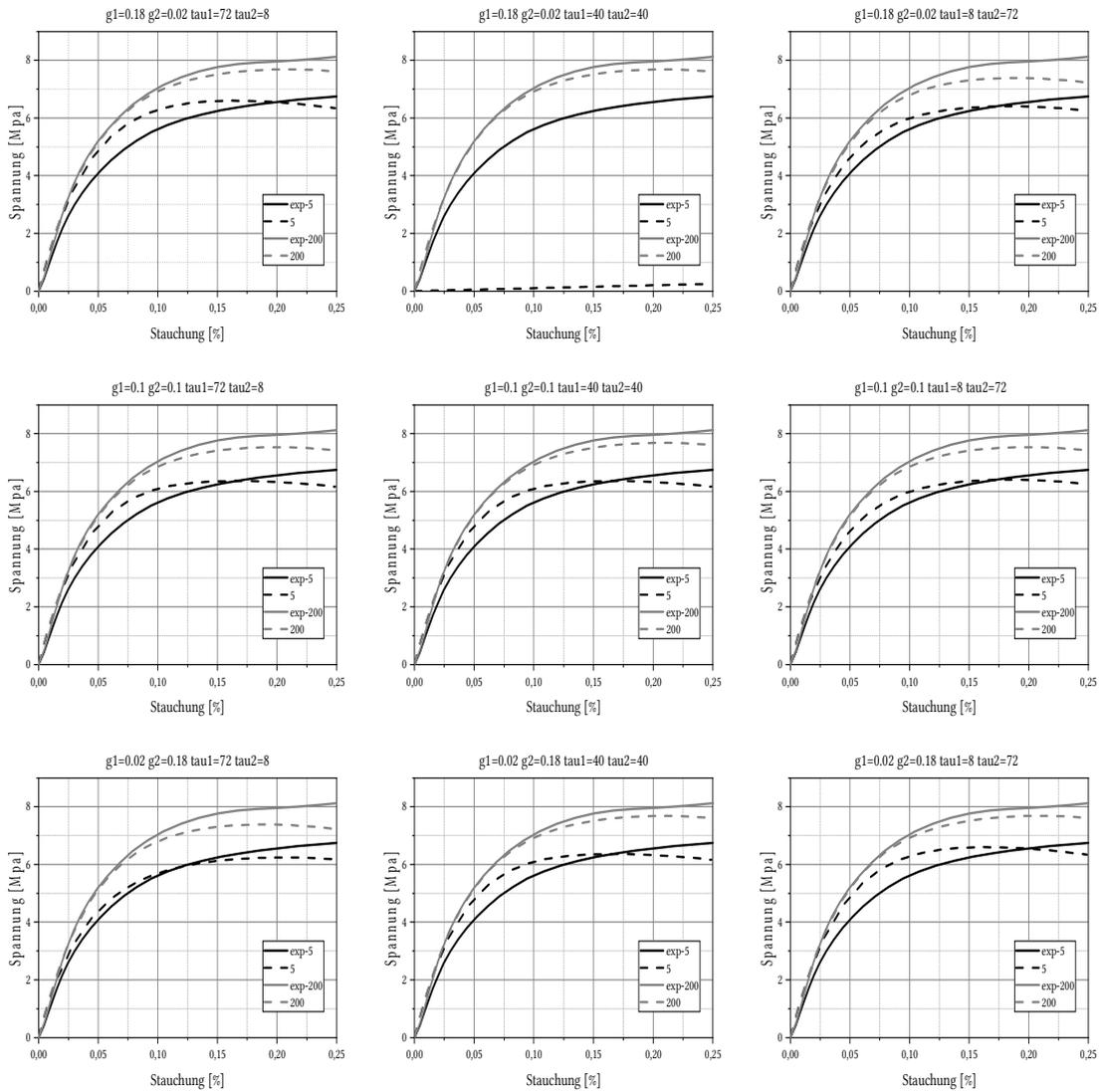
Anhang 3.2: Validierung PUR-HS 300 IMC, Prüfstandsergebnisse

Anhang 4



Anhang 4.1: Parametervarianten aus Modde

Anhang 5

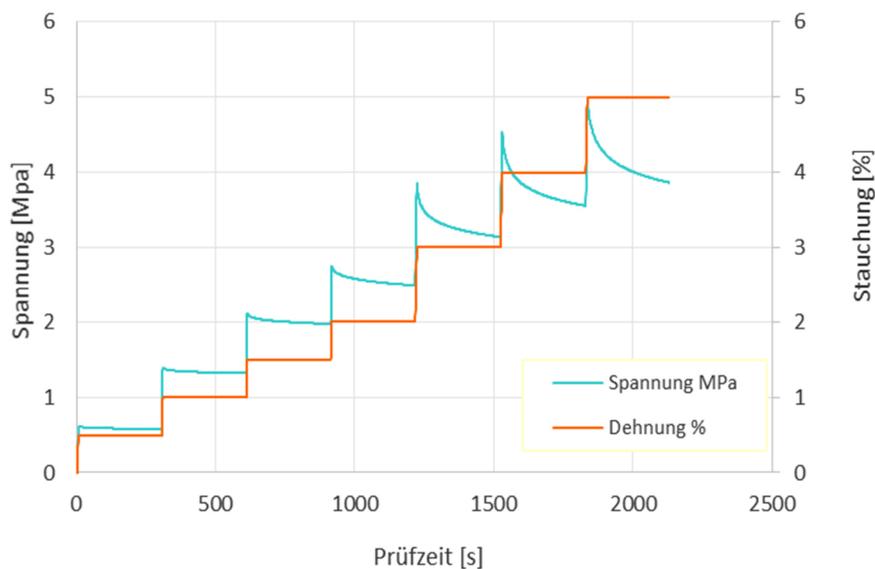


Anhang 5.1: Optimierungen aus Modelle

Anhang 6

Anhang 6.1 zeigt das Relaxationsverhalten von PUR-HS 300 anhand eines stufenweisen uniaxialen Druckversuchs mit einer Haltezeit von 300 s je Haltepunkt. Es wird deutlich, dass die Spannung nach Erreichen der Haltepunkte abfällt. Dabei ist eine Korrelation zwischen Spannungsniveau beziehungsweise Stauchungsniveau und Spannungsabfall zu erkennen. Je höher die absolute Spannung beziehungsweise Stauchung der Probe ist, umso stärker ist der Abfall ausgeprägt. Hervorzuheben ist auch, dass der Spannungsabfall sofort nach Erreichen des Haltepunkts einsetzt. Bei niedrigen Spannungsniveaus ist zudem zu erkennen, dass sich nach einiger Zeit ein Gleichgewichtszustand einstellt und die Spannung nicht weiter abfällt. Während dieser Zustand bei geringen Spannungen beziehungsweise Stauchungen unter 2% innerhalb der Haltezeit annähernd oder ganz erreicht wird, fällt die Spannung bei Stauchungen größer 2% innerhalb der Haltezeit dauerhaft ab.

Bei der Interpretation dieses Ergebnisses ist anzumerken, dass ab dem 2. Haltepunkt, bereits erfolgte Relaxationsprozesse aus den vorangegangenen Haltepunkten berücksichtigt werden müssen. Der Spannungsabfall wird bei Erreichen entsprechender Haltepunkte ohne vorheriges Zwischenhalten gegebenenfalls höher ausfallen als hier zu erkennen.



Anhang 6.1: Relaxationsverhalten von PUR-HS 300

Literaturverzeichnis

Al-Hamdan, A.; Al-Ajlani, M.; Alhusein, M.; Rudd, C. D.; Long, A. C. (2013): Behaviour of core materials during resin transfer moulding of sandwich structures. In: *Materials Science and Technology* 16 (7-8), S. 929–934. DOI: 10.1179/026708300101508711.

Al-Hamdan, A.; Rudd, C. D.; Long, A. C. (1998): Dynamic core movements during liquid moulding of sandwich structures. In: *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 29 (3), S. 273–282. DOI: 10.1016/S1359-835X(97)00082-1.

ASTM D2736-78 (1982): Practice for Determination of Hydrostatic Compressive Strength of Syntactic Foam. Ungültig seit 1984. ASTM International. West Conshohocken. Online verfügbar unter <https://www.astm.org/Standards/D2736.htm>, zuletzt geprüft am 03.03.2015.

Audi AG (2015): Ergebnisse der Klimawechseltestuntersuchungen von Rohacell IMF. Neckarsulm.

AVK (2010): Handbuch Faserverbundkunststoffe - Grundlagen, Verarbeitung, Anwendungen. Industrievereinigung Verstärkte Kunststoffe e.V. Wiesbaden: Vieweg+Teubner Verlag.

BASF Polyurethanes GmbH (2015): Technisches Datenblatt Elastolit R 8819/x. Kennwerte ermittelt im Rahmen des BMBF Forschungsprojekts SMiLE durch BASF Polyurethanes GmbH. Unter Mitarbeit von Philipp Krömer. Auf Anfrage erhältlich unter www.polyurethanes.basf.de/pu/.

Bergstrom, J. (1998): Constitutive modeling of the large strain time-dependent behavior of elastomers. In: *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* 46 (5), S. 931–954. DOI: 10.1016/S0022-5096(97)00075-6.

Bergstrom, Jorgen (2006): Advanced Finite Element Modeling of Polymer Foam Components. In: *Conference Proceedings - 2006 ABAQUS Users' Conference, 23.-25. Mai 2006, Boston*, S. 81–94.

Binetruy, C. (2003): Foam Core Deformation During Liquid Molding of Sandwich Structures: Modeling and Experimental Analysis. In: *Journal of Sandwich Structures and Materials* 5 (4), S. 351–375. DOI: 10.1177/109963603027909.

Borstel, Andreas von (2016): Untersuchungen zum thermischen Verhalten von Polymerschäumen unter RTM-prozessnahen Bedingungen. Bachelorthesis. Karlsruher Institut für Technologie (KIT), Karlsruhe. Institut für Fahrzeugsystemtechnik, Teilinstitut Leichtbautechnologie in Kooperation mit der Audi AG.

Briody, Conor; Duignan, Barry; Jerrams, Stephen (2012a): Testing, Modelling and Validation of Numerical Model Capable of Predicting Stress Fields Throughout Polyurethane Foam. In: *Constitutive Models for Rubber VII - Proceedings of the 7th European Conference on Constitutive Models for Rubber, ECCMR, 20.-23. September 2011, Dublin*, S. 143–148. DOI: 10.1201/b11687-27.

Briody, Conor; Duignan, Barry; Jerrams, Steve; Tiernan, John (2012b): The implementation of a visco-hyperelastic numerical material model for simulating the behaviour of polymer foam materials. In: *Computational Materials Science* 64, S. 47–51. DOI: 10.1016/j.commatsci.2012.04.012.

Chaudhari, Raman (2014): Characterization of high-pressure resin transfer molding process variants for manufacturing high-performance composites. Dissertation. Karlsruher Institut für Technologie, Karlsruhe.

Chen, Tzikang (2000): Determining a Prony Series for a Viscoelastic Material From Time Varying Strain Data. NASA/TM-2000-210123, ARL-TR-2206. U.S. Army Research Laboratory, Vehicle Technology Directorate, Langley Research Center. Hampton, Virginia. Online verfügbar unter <https://dl.acm.org/doi/pdf/10.5555/886732>, zuletzt geprüft am 16.02.2020.

Comas-Cardona, Sébastien; Groenenboom, Paul H.L.; Binétruy, Christophe; Krawczak, Patricia (2012): Simulation of liquid composite molding processes using a generic mixed FE-SPH method. In: *Revue Européenne des Éléments Finis* 14 (6-7), S. 867–883. DOI: 10.3166/reef.14.867-883.

Dallner, Claus; Sandler, Jan; Hillebrecht, Martin; Reul, Wolfgang (2012): Faserverbundkonzept für ein Cabrio-Dachmodul. In: *ATZproduktion* 5, 2012 (03), S. 2–7.

Deinzer, Günter (2016): CFRP within the Audi R8: From a differential to an integrated design. Konferenzbeitrag zur 17th European Conference on Composite Materials (ECCM17), 26.-30.06.2016. München.

Deinzer, Günter; Kothmann, Martin H.; Roquette, David; Diebold, Felix (2016): Audi ultra-RTM: A Technology for High Performance and Cost Effective CFRP Parts for High-Volume Production. In: *Proceedings of the SAMPE Europe Conference 16, 13.-15. September 2016, Liege, ISBN: 978-1-5108-3800-0*, S. 1–8.

Del Piero, Gianpietro; Pampolini, Giampiero (2009): On the rate-dependent properties of open-cell polyurethane foams. In: *Proceedings of the 1st International Conference on Material Modelling (ICMM), 15.-17. September 2009, Dortmund*, S. 74–84.

Deleglise, M.; Binétruy, C.; Krawczak, P. (2006): Simulation of LCM processes involving induced or forced deformations. In: *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 37 (6), S. 874–880. DOI: 10.1016/j.compositesa.2005.04.005.

DIN EN ISO 844 (2014): Harte Schaumstoffe - Bestimmung der Druckeigenschaften. Hg. v. Deutsches Institut für Normung. Beuth Verlag. Berlin. Online verfügbar unter <https://www.beuth.de/de/norm/din-en-iso-844/222146401>, zuletzt geprüft am 15.02.2020.

DOW Chemicals (2015): Voraforce 5300 Ultra Fast Cure Epoxy Resin Transfer Molding System. Technisches Datenblatt. Online verfügbar unter <https://omnexus.specialchem.com/product/r-dow-voraforce-5300>, zuletzt geprüft am 06.07.2015.

Eyerer, Peter; Elsner, Peter; Hirth, Thomas (2008): Polymer Engineering. Technologien und Praxis. Berlin, Heidelberg: Springer (VDI-Buch).

Fahlbusch, Nina-Carolin (2015): Entwicklung und Analyse mikromechanischer Modelle zur Beschreibung des Effektivverhaltens von geschlossenzelligen Polymerschäumen. Forschungsberichte des Instituts für Mechanik der Technischen Universität Darmstadt. Dissertation. Technische Universität Darmstadt.

- Fries, Erich; Renkl, Josef; Schmidhuber, Sebastian; Betsche, Markus (2012): Resin Transfer Modelling. Hochdruck-RTM-Technik gewinnt an Flexibilität. Hg. v. MM Compositeworld. Online verfügbar unter http://www.maschinenmarkt.vogel.de/themenkanale/produktion/kunststoffverarbeitung_gummiverarbeitung/articles/378534/, zuletzt geprüft am 15.08.2014.
- Gardiner, Ginger (2015): HP-RTM on the rise. Hg. v. CompositesWorld. Online verfügbar unter <http://www.compositesworld.com/articles/hp-rtm-on-the-rise>, zuletzt geprüft am 03.01.2020.
- Gerstenkorn, Jens; Kothmann, Martin H.; Diebold, Felix; Deinzer, Günter; Henning, Frank (2017): Der Kern macht den Unterschied. Hochleistungsfaserverbunde in Sandwichbauweise für die automobile Großserie. In: *Kunststoffe* (03/2017), S. 56–59.
- Gerstenkorn, Jens; Kothmann, Martin H.; Diebold, Felix; Deinzer, Günter; Kärger, Luise; Henning, Frank (2016a): Characterization of the multi-axial material behavior of polymer foams during the RTM process. In: *Proceedings of the 17th European Conference on Composite Materials (ECCM17)*, 26.-30.06.2016, München.
- Gerstenkorn, Jens; Kothmann, Martin H.; Diebold, Felix; Deinzer, Günter; Kärger, Luise; Henning, Frank (2016b): Experimental analysis of the influence of foam density and surface treatment on the failure behavior of polyurethane foam during the RTM process. Konferenzbeitrag zur 16. International Conference on Automotive Composites (ICAUTO), 21.-23. September 2016. Lissabon.
- Ghoreishy, Mir Hamid Reza (2012): Determination of the parameters of the Prony series in hyper-viscoelastic material models using the finite element method. In: *Materials & Design* 35, S. 791–797. DOI: 10.1016/j.matdes.2011.05.057.
- Gibson, Lorna J.; Ashby, Michael F. (1988): Cellular solids. Structure & properties. 1. ed. Oxford: Pergamon Press (International series on materials science & technology).
- Goede, Martin (2007): Karosserieleichtbau als Baustein einer CO₂- Reduzierungsstrategie. In: *Tagungsunterlagen des 16. Aachener Kolloquium Fahrzeug- und Motorentechnik, 8.-10. Oktober 2007, Aachen*, S. 1–17. Online verfügbar unter https://www.aachener-kolloquium.de/images/tagungsunterlagen/2007_16._ACK/2007_Goede.pdf, zuletzt geprüft am 15.02.2020.
- Grujicic, M.; Pandurangan, B.; Arakere, G.; Bell, W. C.; He, T.; Xie, X. (2009): Seat-cushion and soft-tissue material modeling and a finite element investigation of the seating comfort for passenger-vehicle occupants. In: *Materials & Design* 30 (10), S. 4273–4285. DOI: 10.1016/j.matdes.2009.04.028.
- Helmers, Eckard (2015): Die Modellentwicklung in der deutschen Autoindustrie: Gewichts contra Effizienz. Gutachten im Auftrag des BUND und des VCD. Trier. Online verfügbar unter <https://www.vcd.org/themen/auto-umwelt/autoindustrie-und-klimaschutz/>, zuletzt geprüft am 15.02.2020.
- Henning, Frank; Moeller, Elvira (2011): Handbuch Leichtbau. Methoden, Werkstoffe, Fertigung. München: Hanser.
- Hexcel Corporation, ehemals Formax UK Ltd. (2015): Formax XCIM430. Technisches Datenblatt. Online verfügbar unter <https://www.hexcel.com/Resources/DataSheets/Reinforcements/Carbon-Multiaxial-Reinforcements>, zuletzt geprüft am 25.02.2017.

Hohe, Jörg (2003): Elastizitätsverhalten von Sandwich-Zellkernen und zweidimensionalen Modellschäumen. Zugl.: Siegen, Univ., Habil.-Schr., 2003. Aachen: Shaker (Berichte aus der Mechanik).

Industrieverband Polyurethan-Hartschaum (2005): Wärmedämmstoffe aus Polyurethan-Hartschaum. PUR, der Hochleistungs-Dämmstoff ; Herstellung - Anwendung - Eigenschaften. 1. Aufl. Stuttgart: IVPU.

Ju, Ming Lei; Jmal, Hamdi; Dupuis, Raphaël; Aubry, Evelyne (2013): A Comparison among Polynomial Model, Reduced Polynomial Model and Ogden Model for Polyurethane Foam. In: *AMR* 856, S. 169–173. DOI: 10.4028/www.scientific.net/AMR.856.169.

Kolupaev, Vladimir; Becker, W.; Massow, H. (2014): Failure of Hard Foams under Multiaxial Loading. In: *Konferenzbeitrag zur Internationalen Wissenschaftlichen Tagung Polymerwerkstoffe (PolyMerTec), 25.-27. Juni 2014, Mersebrug*, 183-186.

Kolupaev, Vladimir A.; Bolchoun, Alexandre; Altenbach, Holm (2011): Strength Hypothesis Applied to Hard Foams. In: *AMM* 70, S. 99–104. DOI: 10.4028/www.scientific.net/AMM.70.99.

Kothmann, Martin H.; Diebold, Felix; Roquette, David; Deinzer, Günter; Gerstenkorn, Jens; Fürst, Tobias (2016): Ultra-RTM Technologie im Projekt SMiLE. Herstellung von integralen CFK Großmodulen für Serienanwendungen. Konferenzbeitrag zum 2nd International Composites Congress 2016 (ICC 2016), 28.-29. November 2016. Düsseldorf.

Kraatz, Arnim; Roosen, Erwin (2016): New possibilities for mass production of sandwich structures. Konferenzbeitrag zur 17th European Conference on Composite Materials (ECCM 17), 26.-29. Juni 2016. München. Online verfügbar unter http://www.lcc.mw.tum.de/fileadmin/w00bkg/www/PDF/Symposium/LCC_Symposium_Kraatz.pdf, zuletzt geprüft am 15.02.2020.

Li, Q. M.; Mines, R.A.W.; Birch, R. S. (2000): The crush behaviour of Rohacell-51WF structural foam. In: *International Journal of Solids and Structures* 37 (43), S. 6321–6341. DOI: 10.1016/S0020-7683(99)00277-2.

Liqui Moly (2016): HLP10. Technisches Datenblatt. Online verfügbar unter <https://produkte.liqui-moly.biz/hydraulikoel-hlp-10-1.html>, zuletzt geprüft am 15.02.2020.

Litecon GmbH (2017): Rohacell Triple-F Technologie. Prozess. Online verfügbar unter <http://www.litecon.at/index.php/de/portfolio-page/article/8-technologie/prozess>, zuletzt geprüft am 15.02.2020.

Magagnato, Dino (2017): Charakterisierung und Simulation der Formfüllung beim Resin Transfer Molding unter Berücksichtigung der lokalen Faserstruktur. Dissertation. Karlsruher Institut für Technologie (KIT), Karlsruhe.

Mills, N. J. (2006): Finite Element Models for the Viscoelasticity of Open-Cell Polyurethane Foam. In: *Cellular Polymers* 25 (5), S. 293–316. DOI: 10.1177/026248930602500502.

Mooney, M. (1940): A Theory of Large Elastic Deformation. In: *Journal of Applied Physics* 11 (9), S. 582–592. DOI: 10.1063/1.1712836.

- Nahme, Hartwig (2001): Untersuchungen zum Verhalten von energieabsorbierendem Schaum Bayfill EA 62IF70 unter quasistatischer und dynamischer Belastung. Abschlussbericht. Auftrag des FAT-AK 27, UA Crash, AG Schaum. Hg. v. Fraunhofer Insitut Kurzzeitdynamik, Ernst-Mach-Institut. Freiburg.
- Ogden, R. W. (1972): Large Deformation Isotropic Elasticity - On the Correlation of Theory and Experiment for Incompressible Rubberlike Solids. In: *Proceedings of the Royal Society A: Mathematical, Physical and Engineering Sciences* 326 (1567), S. 565–584. DOI: 10.1098/rspa.1972.0026.
- Pflug, Jochen; Verpoest, I.; Vandepitte, Dirk (2000): Folded honeycomb cardboard and core material for structural applications. In: *Sandwich Construction* 5, S. 1–12.
- Rivlin, R. S. (1948): Large Elastic Deformations of Isotropic Materials. I. Fundamental Concepts. In: *Philosophical Transactions of the Royal Society A: Mathematical, Physical and Engineering Sciences* 240 (822), S. 459–490. DOI: 10.1098/rsta.1948.0002.
- Roquette, David; Diebold, Felix (2015): Gesprächsprotokoll mit Roquette, D. und Diebold, F. (Audi AG) durchgeführt durch Gerstenkorn, J. Hg. v. Jens Gerstenkorn. Neckarsulm.
- Rosenberg, Philipp (2018): Entwicklung einer RTM Prozessvariante zur kavitätsdruckgeregelten Herstellung von Faserverbundstrukturbauteilen. Dissertation. Karlsruher Institut für Technologie (KIT), Karlsruhe.
- Rosenberg, Philipp; Thoma, Bernd; Henning, Frank (2016): Investigation and validation of a new cavity pressure controlled HP-RTM process variant (PC-RTM). In: *Proceedings of SPE automotive composites conference and exhibition, 07.-09. September 2016, Novi*. Online verfügbar unter http://www.temp.speautomotive.com/SPEA_CD/SPEA2016/et.htm, zuletzt geprüft am 15.02.2020.
- Rudd, C. D. (1997): Liquid moulding technologies. Resin transfer moulding, structural reaction injection moulding, and related processing techniques. Warrendale, PA, Cambridge, England: SAE International.
- Schlimper, Ralf (2014): Verformungs- und Versagensverhalten geschlossenzelliger Polymerhartschaumstoffe. Zugl.: Halle-Wittenberg, Univ., Diss., 2014. Aachen: Shaker (Berichte aus der Materialwissenschaft).
- Triantafillou, T. C.; Zhang, J.; Shercliff, T. L.; Gibson, L. J.; Ashby, M. F. (1989): Failure surfaces for cellular materials under multiaxial loads—II. Comparison of models with experiment. In: *International Journal of Mechanical Sciences* 31 (9), S. 665–678. DOI: 10.1016/S0020-7403(89)80002-5.
- Tufano, Fabio; Roth, Alexander (2015): Complex shaped PMI Foam Cores for highly efficient FRP Composite Sandwich Fabrication for low to high volume applications. Konferenzbeitrag zur SAMPE Brazil Conference, 22.10.2015. Sao Jose dos Campos, Brazil. Online verfügbar unter <https://docplayer.net/13927011-Rohacell-triple-f-complex-shaped-pmi-foam-cores-for-highly-efficient-frp-composite.html>, zuletzt geprüft am 15.02.2020.

Verordnung (EU) Nr. 333/2014: Verordnung des Europäischen Parlaments und des Rates vom 11. März 2014 zur Änderung der Verordnung (EG) Nr. 443/2009 hinsichtlich der Festlegung der Modalitäten für das Erreichen des Ziels für 2020 zur Verringerung der CO₂-Emissionen neuer Personenkraftwagen. Online verfügbar unter <http://eur-lex.europa.eu/LexUriServ/LexUriServ.do?uri=OJ>; zuletzt geprüft am 25.04.2019.

Viot, Philippe (2009): Hydrostatic compression on polypropylene foam. In: *International Journal of Impact Engineering* 36 (7), S. 975–989. DOI: 10.1016/j.ijimpeng.2008.11.010.

Wacker, M.; Trawiel, P.; Ehrenstein, G. W. (2017): Härtung von Reaktionsharzen. Das Time-Temperature-Transition-Diagramm. Hg. v. Lehrstuhl für Kunststofftechnik. Online verfügbar unter <https://www.lkt.tf.fau.de/files/2017/06/Haertung-von-Reaktionsharzen.pdf>, zuletzt geprüft am 04.01.2020.

Wang, Jie; Wang, Hai; Chen, Xiuhua; Yu, Yin (2010): Experimental and numerical study of the elastic properties of PMI foams. In: *Journal of Materials Science* 45 (10), S. 2688–2695. DOI: 10.1007/s10853-010-4250-9.

Wang, Y. C.; Ko, C. C.; Huang, Y. H. (2013): Viscoelastic Properties of Foam Under Hydrostatic Pressure and Uniaxial Compression. In: *Procedia Engineering* 67, S. 397–403. DOI: 10.1016/j.proeng.2013.12.039.

Wirth, Stephan; Gauvin, Raymond; Kendall, Ken (1998): Experimental Analysis of Core Crushing and Core Movement in RTM and SRIM Foam Cored Composite Parts. In: *Journal of Reinforced Plastics and Composites* 17 (11), S. 964–988.

Zhang, J.; Lin, Z.; Wong, A.; Kikuchi, N.; Li, V. C.; Yee, A. F.; Nusholtz, G. S. (1997): Constitutive Modeling and Material Characterization of Polymeric Foams. In: *J. Eng. Mater. Technol.* 119 (3), S. 284. DOI: 10.1115/1.2812258.

Zoltek Corporation (2014): Panex 35 Continuous Tow. Technisches Datenblatt. Online verfügbar unter <https://zoltek.com/products/px35/continuous-tow/>, zuletzt geprüft am 15.02.2020.

Liste der im Rahmen dieser Arbeit betreuten Bachelor-, Master- und Diplomarbeiten

Borstel, Andreas von (2016): Untersuchungen zum thermischen Verhalten von Polymerschäumen unter RTM-prozessnahen Bedingungen. Bachelorthesis. Karlsruher Institut für Technologie (KIT), Karlsruhe. Institut für Fahrzeugsystemtechnik, Teilinstitut Leichtbautechnologie in Kooperation mit der Audi AG.

Bu, Le (2017): Simulation des viskoelastischen Deformationsverhaltens von Strukturschäumen unter Druckbelastung. Masterthesis. Karlsruher Institut für Technologie (KIT), Karlsruhe. Institut für Fahrzeugsystemtechnik, Teilinstitut Leichtbautechnologie.

Chen, Guo (2017): Experimentelle Sensitivitätsanalyse des Versagensverhaltens polymerer Strukturschäume unter hydrostatischem Fluiddruck. Masterthesis. Karlsruher Institut für Technologie (KIT), Karlsruhe. Institut für Fahrzeugsystemtechnik, Teilinstitut Leichtbautechnologie in Kooperation mit der Audi AG.

Habrecht, Patrick (2016): Fluid-Absorption in polymeren Hartschäumen unter hydrostatischem Druck und RTM-Prozessbedingungen. Masterthesis. Karlsruher Institut für Technologie (KIT), Karlsruhe. Institut für Fahrzeugsystemtechnik, Teilinstitut Leichtbautechnologie in Kooperation mit der Audi AG.

Kusenbach, Sebastian (2015): Untersuchung des mechanischen Verhaltens polymerer Schaumstrukturen unter RTM-Prozessbedingungen. Diplomarbeit. Karlsruher Institut für Technologie (KIT), Karlsruhe. Institut für Fahrzeugsystemtechnik, Teilinstitut Leichtbautechnologie in Kooperation mit der Audi AG.

Walter, Dominik (2014): Untersuchung von Mikrosandwich FVK-Strukturbauteilen im RTM-Verfahren. Masterthesis. Karlsruher Institut für Technologie (KIT), Karlsruhe. Institut für Fahrzeugsystemtechnik, Teilinstitut Leichtbautechnologie in Kooperation mit der Audi AG.

Wesche, Robert Emanuel (2015): Simulation des Werkstoffverhaltens von PMI Hartschäumen im Thermoshapingprozess mit Abaqus CAE. Diplomarbeit. Karlsruher Institut für Technologie (KIT), Karlsruhe. Institut für Fahrzeugsystemtechnik, Teilinstitut Leichtbautechnologie in Kooperation mit der Evonik Industries AG.

Xu, Honghao (2016): Simulation des temperaturabhängigen Deformationsverhaltens von Strukturschäumen für die Verwendung in FVK-Sandwich-Struktur. Masterthesis. Karlsruher Institut für Technologie (KIT), Karlsruhe. Institut für Fahrzeugsystemtechnik, Teilinstitut Leichtbautechnologie.

Abbildungsverzeichnis

Abbildung 1.1: Einsatz von CFK im Rohbau des Audi R8 Spyder (Deinzer 2016).....	1
Abbildung 1.2: Qualitative Darstellung des Druckverlaufs beim ultra-RTM im Vergleich zum klassischen HD-RTM und der Spaltinjektion, angelehnt an (Deinzer 2016).....	3
Abbildung 1.3: Schematische Darstellung der Höhe des Kerns in unterschiedlichen Prozessphasen beim ultra-RTM.....	5
Abbildung 2.1: Schematische Darstellung des klassischen RTM-Verfahrens zur Herstellung eines Sandwich-Verbunds.....	7
Abbildung 2.2: Schematische Darstellung des ultra-RTM-Verfahrens mit druckgeregeltem Nachpressen, angelehnt an (Gerstenkorn et al. 2017).....	9
Abbildung 2.3: Mögliches Verhalten eines Kerns im RTM-Prozess aus (Rosenberg 2018) nach (Al-Hamdan et al. 2013; Rudd 1997)	11
Abbildung 2.4: Idealisierte Spannungs-Stauchungs-Kurve eines Polymerschaums unter uniaxialer Druckbelastung nach (Gibson und Ashby 1988).....	12
Abbildung 3.1: Einteilung von Kernmaterialien nach ihrer Stützwirkung nach (Pflug et al. 2000)	15
Abbildung 3.2: Spannungsdreieck bei der Materialauswahl.....	16
Abbildung 3.3: Vereinfachte Darstellung des 2. Teilprozessschritts zur Herstellung von PMI-PS Bauteilen (Litecon GmbH 2017).....	18
Abbildung 3.4: Integraler Dichteverlauf eines Polyurethan Hartschaums (vereinfacht) (Eyerer et al. 2008)	19
Abbildung 3.5: Probenentnahme für Rasterelektronenmikroskopie	20
Abbildung 3.6: Vergrößerung des Betrachtungsbereichs mittels „Image Composite Editor“ ...	20
Abbildung 3.7: Vorgehen zur Bestimmung der lokalen Volumenverteilung bei PUR-HS mittels REM Aufnahmen.....	21
Abbildung 3.8: Lokale Dichtebestimmung in Dickenrichtung.....	22
Abbildung 3.9: Darstellung eines PUR-HS Würfels (links) und 2000-fache Vergrößerung der Oberfläche des Würfels (rechts)	23
Abbildung 3.10:REM Schnitt-Aufnahme von PUR-HS 200: Panorama-Aufnahme mit 50-facher Vergrößerung (links) und 100-facher Vergrößerung der Haut (rechts).....	24
Abbildung 3.11:REM Schnitt-Aufnahme von PUR-HS 300: Panorama-Aufnahme mit 50-facher Vergrößerung (links) und 100-facher Vergrößerung der Haut (rechts).....	25
Abbildung 3.12:REM Schnitt-Aufnahme von PUR-HS 400: Panorama-Aufnahme mit 50-facher Vergrößerung (links) und 100-facher Vergrößerung der Haut (rechts).....	26
Abbildung 3.13:Anteil gefüllten Volumens auf Basis von REM Bilddaten im Bereich bis 5 mm unter der äußeren Haut von PUR-HS	27
Abbildung 3.14:Globale Dichte von PUR-HS 200 (links) und PUR-HS 300 (rechts).....	28
Abbildung 3.15:Verlauf der korrigierten Dichte von PUR-HS in Abhängigkeit von der Höhe .	28
Abbildung 3.16:Oberfläche (links) und REM-Schnittbild (rechts) von PMI-PS	29

Abbildung 3.17: Struktur im Inneren von PMI-PS bei 45-facher (links) und 100-facher Vergrößerung (rechts).....	29
Abbildung 3.18: Globale Dichte von PMI-PS 150	30
Abbildung 3.19: Dichteverlauf in Abhängigkeit von der Höhe für PMI-PS 150.....	30
Abbildung 4.1: Spezieller Einleger am Anguss für eine umlaufende Fließfront	34
Abbildung 4.2: Werkzeug Oberteil mit Drucksensoren und Angussposition	35
Abbildung 4.3: Versuchskörper Hutprofil	35
Abbildung 4.4: Vorgehensweise bei der Bestückung des Werkzeugs	36
Abbildung 4.5: Versuchsaufbau zur Untersuchung der Aufheizphase im RTM-Versuchswerkzeug Hutprofil	37
Abbildung 4.6: Zusammenhang zwischen Stauchung des Kerns in Dickenrichtung, Faservolumengehalt und Permeabilität am Beispiel des Versuchswerkzeugs Hutprofil mit 20 mm Kern	39
Abbildung 4.7: Temperaturverlauf bei PUR-HS 200 bei 120°C Werkzeugtemperatur und 4 Lagen CF-Triax-Gelege mit 600 g/m ² Flächengewicht	42
Abbildung 4.8: Druckverlauf während der Injektionsphase mit EP-Harz, Stahlkern im Vergleich zu PMI-PS und PUR-HS	43
Abbildung 4.9: Bauteilschnitt nach der Aushärtung, PMI-PS 150.....	44
Abbildung 4.10: Mikroskopische Aufnahme eines Bauteilschnittes nach der Aushärtung, PUR-HS 250	44
Abbildung 4.11: Kernrisse durch Harzeindringen und Schwindung	44
Abbildung 4.12: Druckverlauf während der Injektionsphase mit PUR-Harz, Stahlkern im Vergleich zu PMI-PS und PUR-HS	45
Abbildung 4.13: Druckverlauf während Injektionsphase, Stahlkern im Vergleich zu PMI-PS und PUR-HS	46
Abbildung 4.14: Druckverlauf in der Nachpressphase bei EP-Harz.....	47
Abbildung 4.15: Druckverlauf in der Nachpressphase bei PUR-Harz.....	47
Abbildung 5.1: Versuchsaufbau zur Untersuchung des Aufheizverhaltens	50
Abbildung 5.2: Auswertungsmethodik für die Verformungsmessung.....	51
Abbildung 5.3: Versuchsaufbau für die Untersuchung des mechanischen Verhaltens bei uniaxialer Druckbelastung in Anlehnung an DIN EN ISO 844, schematische Darstellung.....	53
Abbildung 5.4: Teilfaktorieller Versuchsplan zur Bestimmung der Sensitivität des uniaxialen Verformungsverhaltens unter Druckbelastung gegenüber der Temperatur T, der Belastungsdauer t und der Belastungsgeschwindigkeit v.....	53
Abbildung 5.5: Prüfaufbau für hydrostatische Druckversuche	55
Abbildung 5.6: Positionen des Prüfbehälters und Position des Prüfkörpers im Prüfbehälter ...	56
Abbildung 5.7: Temperaturregler (links) und Wasserbad (rechts)	57

Abbildung 5.8: Oben: Teilversiegelte (links) und komplett versiegelte Probekörper (rechts) 50x50x20 mm ³ entnommen aus Hutprofilbauteilen. Unten: Entnahmestellen der Proben im Hutprofilbauteil	58
Abbildung 5.9: Vorgehensweise Versagensanalyse	58
Abbildung 5.10: Exemplarische Auswertung der Druckkurven	59
Abbildung 5.11: Exemplarische Druckkurven dargestellt über dem korrigierten Volumen.....	60
Abbildung 5.12: Exemplarische Darstellung der Eindringmenge in Abhängigkeit vom Prüfdruck 61	
Abbildung 5.13: Teilfaktorieller Versuchsplan zur Bestimmung der Sensitivität des Versagensverhaltens unter Fluiddruck gegenüber der Temperatur T, der Viskosität des Prüffluids η und der Belastungsgeschwindigkeit v	63
Abbildung 5.14: Validierung des Laborversuchs hinsichtlich der Übertragbarkeit auf den RTM-Prozess. Werkzeugtemperatur 120°C, Probekörper PUR-HS 200.....	64
Abbildung 5.15: Schematische Darstellung des Wärmeeintrags und der Wärmeleitung in den Prüfkörper. Vergleich zwischen Prüfstand (oben) und RTM-Prozess (unten).	65
Abbildung 5.16: Aufheizverhalten von PUR-HS und PMI-PS bei einer Werkzeugtemperatur von 120°C.....	66
Abbildung 5.17: Einfluss der Werkzeugtemperatur bei PUR-HS 200 gemessen bei einer Werkzeugtemperatur von 80°C, 100°C und 120°C.....	67
Abbildung 5.18: Einfluss der Werkzeugtemperatur bei PMI-PS 150 gemessen bei einer Werkzeugtemperatur von 80°C, 100°C und 120°C.....	68
Abbildung 5.19: Einfluss des Evakuierens auf das Aufheizverhalten von PMI-PS 150 (links) und PUR-HS 200 (rechts) gemessen bei einer Werkzeugtemperatur von 120°C	68
Abbildung 5.20: Wärmeausdehnung im Prüfstand von PMI-PS und PUR-HS gemessen bei 120°C ohne Stahlplatten	69
Abbildung 5.21: Zusätzliche Ausdehnung nach vollständigem Aufheizen auf 120°C und Vakuum für PMI-PS 150 und PUR-HS 200.....	70
Abbildung 5.22: Spezifische Kennwerte von PMI-PS und PUR-HS bei Raumtemperatur	70
Abbildung 5.23: Einfluss der Temperatur auf die spezifischen Kennwerte von PUR-HS und PMI-PS bei quasistatischer Druckbelastung	72
Abbildung 5.24: Geschwindigkeitsabhängigkeit der spezifischen Kennwerte von PUR-HS und PMI-PS bei Raumtemperatur	73
Abbildung 5.25: Auszug aus den Spannungs-Stauchungs-Kurven von PUR-HS zur Darstellung der Anlaufeffekte	74
Abbildung 5.26: Einfluss der Versiegelung auf das Verformungsverhalten der Probe im Prüfbehälter (oben) und deren Gewichtszunahme (unten).....	75
Abbildung 5.27: Kollabierter PMI-PS 150 Prüfkörper und REM-Aufnahme mit 50-facher Vergrößerung.....	76
Abbildung 5.28: Validierung der Übertragbarkeit der Ergebnisse aus dem Prüfbehälter (oben) auf den RTM-Prozess (unten) für PMI-PS 150 bei 80°C.....	77

Abbildung 5.29: Analyse des Probeninneren von PMI-PS 150, Ergebnisse aus dem RTM-Prozess nach einem Maximaldruck von 33 bar (oben) und 25 bar (unten) bei 80°C Werkzeugtemperatur	77
Abbildung 5.30: Ergebnisse aus dem Prüfbehälter bei 80°C zur Validierung der Übertragbarkeit auf den RTM-Prozess anhand PUR-HS 250. Druckkurven (oben), Probengewicht und Gewichtszunahme (unten)	78
Abbildung 5.31: Druckkurven aus dem RTM-Prozess bei 80°C zur Validierung der Übertragbarkeit der Prüfstandsergebnisse anhand PUR-HS 250	79
Abbildung 5.32: Analyse des Probeninneren von PUR-HS 250 nach unterschiedlichen Maximaldrücken im RTM-Prozess bei 80°C Werkzeugtemperatur	79
Abbildung 5.33: REM-Aufnahme mit 50-facher Vergrößerung eines PUR-HS 200 Probekörpers nach hydrostatischer Prüfung mit Wasser als Prüffluid	80
Abbildung 5.34: Ergebnisse aus dem Prüfbehälter bei 80°C zur Validierung der Übertragbarkeit auf den RTM-Prozess anhand PUR-HS 250 IMC. Druckkurven (oben), Probengewicht und Gewichtszunahme (unten)	81
Abbildung 5.35: Vergleich von PUR-HS 250 IMC mit PUR-HS 250, Ergebnisse aus dem RTM-Prozess bei einer Werkzeugtemperatur von 80°C. Druckkurven	82
Abbildung 5.36: Analyse des Probeninneren nach einem Maximaldruck von 28 bar Prozess bei einer Werkzeugtemperatur von 80°C	82
Abbildung 5.37: Druckkurven aus dem Prüfbehälter bei 15 ml/min und 150 ml/min Injektionsgeschwindigkeit zur Ermittlung des Einflusses der Belastungsgeschwindigkeit. Gemessen bei 80°C und einer Fluidviskosität von 20 mPa•s	84
Abbildung 5.38: Druckkurven aus dem Prüfbehälter bei 23°C und 80°C Prüftemperatur zur Ermittlung des Einflusses der Temperatur. Gemessen bei 150 ml/min Injektionsgeschwindigkeit und einer Fluidviskosität von 20 mPa•s	86
Abbildung 5.39: Druckkurven aus dem Prüfbehälter bei 4 mPa•s und 20 mPa•s zur Ermittlung des Einflusses der Fluidviskosität. Gemessen bei 80°C und einer Injektionsgeschwindigkeit von 150 ml/min	88
Abbildung 6.1: Ergebnisse des Ein-Element-Versuchs mit PUR-HS 300	91
Abbildung 6.2: Ergebnisse des Ein-Element-Versuchs. Detaildarstellung von geeigneten Modellen	92
Abbildung 6.3: Ergebnis der Simulation nach der Parameteridentifikation mit Matlab hinsichtlich des Aufheizverhaltens	94
Abbildung 6.4: Ergebnis der Simulation nach der Parameteridentifikation hinsichtlich der Temperaturabhängigkeit der mechanischen Druckeigenschaften mit MCalibration	95
Abbildung 6.5: Simulationsergebnisse aus Abaqus/CAE für unterschiedliche Versuchsgeschwindigkeiten unter Verwendung des Hyperfoam Modells. Keine Parameter zur Abbildung des viskoelastischen Verhaltens definiert	97
Abbildung 6.6: Mögliche Vorgehensweisen zur Implementierung der Viskoelastizität in ein Materialmodell in Abaqus/CAE	97

Abbildung 6.7: Simulationsergebnisse aus Abaqus/CAE für unterschiedliche Versuchsgeschwindigkeiten unter Verwendung des Hyperfoam Modells. Prony-Series 1. Ordnung zur Abbildung des viskoelastischen Verhaltens definiert.	98
Abbildung 6.8: Simulationsergebnisse aus Abaqus/CAE für unterschiedliche Versuchsgeschwindigkeiten unter Verwendung des Hyperfoam Modells. Prony-Series 2. Ordnung zur Abbildung des viskoelastischen Verhaltens definiert.	99
Abbildung 6.9: Simulationsmodell für das Aufheizverhalten in Abaqus/CAE.....	100
Abbildung 6.10: Simulationsergebnis mit Abaqus bei 120°C Plattentemperatur im Vergleich zum Experiment im Ofen und der analytischen Lösung aus Matlab	101
Abbildung 6.11: Validierung der Simulation des einachsigen Druckversuchs unter Temperatureinfluss.....	102
Abbildung 6.12: Validierung der Simulation des einachsigen Druckversuchs mit viskoelastischen Einflüssen	103
Abbildung 6.13: Gekoppelte Simulation des Aufheizverhaltens und der Temperaturabhängigkeit bei unterschiedlichen Plattentemperaturen	104
Abbildung 6.14: Abgleich der gekoppelten Simulation mit den Kurven bei konstanter Temperatur	105
Abbildung 6.15: Einfluss der Probenhöhe bei der gekoppelten Simulation	105
Anhang 1.1: Ergebnis der Bestimmung der Glasübergangstemperatur in unterschiedlichen Bereichen eines PUR-HS Bauteils	xv
Anhang 2.1: Dichteverlauf in Abhängigkeit von der Höhe von PUR-HS 200, Darstellung als Punktwolke.....	xvi
Anhang 2.2: Dichteverlauf in Abhängigkeit von der Höhe von PUR-HS 300, Darstellung als Punktwolke.....	xvi
Anhang 2.3: Dichteverlauf in Abhängigkeit von der Höhe von PMI-PS 150, Darstellung als Punktwolke.....	xvii
Anhang 3.1: Validierung PUR-HS 300, Prüfstandsergebnisse.....	xix
Anhang 3.2: Validierung PUR-HS 300 IMC, Prüfstandsergebnisse	xx
Anhang 4.1: Parametervarianten aus Modde.....	xxi
Anhang 5.1: Optimierungen aus Modde	xxii
Anhang 6.1: Relaxationsverhalten von PUR-HS 300.....	xxiii

Tabellenverzeichnis

Tabelle 3.1:	Eigenschaften der verwendeten Matrixmaterialien.....	31
Tabelle 3.2:	Viskosität der verwendeten Ersatzfluide.....	32
Tabelle 4.1:	Versuchsübersicht bei der Analyse der Injektionsphase.....	40
Tabelle 4.2:	Versuchsübersicht bei der Analyse der Nachpressphase.....	41
Tabelle 5.1:	Prüfparameter zur Identifikation des Einflusses der Versiegelung auf das Verformungsverhalten der Probe.....	61
Tabelle 5.2:	Prüfstands- und RTM-Prozessparameter zur Validierung der Übertragbarkeit der Ergebnisse.....	62
Tabelle 5.3:	Prüfparameter zur Untersuchung des Einflusses der Belastungsgeschwindigkeit.....	83
Tabelle 5.4:	Prüfparameter zur Untersuchung des Einflusses der Temperatur.....	85
Tabelle 5.5:	Prüfparameter zur Untersuchung des Einflusses der Viskosität.....	87
Tabelle 6.1:	Vergleich der vorausgewählten Modelle.....	91
Tabelle 6.2:	Modellparameter für Hyperfoam Modell auf Basis des Ein-Element-Versuchs.....	93
Tabelle 6.3:	Optimierung der physikalischen Größen für PUR-HS 300.....	93
Tabelle 6.4:	Kalibrierte Parameter zur Darstellung der Temperaturabhängigkeit.....	94
Tabelle 6.5:	Modellparameter für Hyperfoam Modell in Abaqus/CAE, abgeleitet vom Ein-Element-Versuch in MCalibration unter Berücksichtigung beider Versuchsgeschwindigkeiten. Keine Parameter zur Abbildung des viskoelastischen Verhaltens definiert.....	95
Tabelle 6.6:	Modellaufbau in Abaqus zur Simulation des Verformungsverhaltens.....	96
Tabelle 6.7:	Modellparameter für Hyperfoam Modell in Abaqus mit Viskoelastizität (Prony-Series 1. Ordnung).....	98
Tabelle 6.8:	Modellparameter für Hyperfoam Modell in Abaqus mit Viskoelastizität (Prony-Series 2. Ordnung).....	99
Tabelle 6.9:	Modellaufbau in Abaqus zur Simulation des Aufheizverhaltens.....	100
Tabelle 6.10:	Materialkennwerte für die Simulation des Aufheizverhaltens.....	101