

IVW - Schriftenreihe Band 163

Leibniz-Institut für Verbundwerkstoffe GmbH
Kaiserslautern

Maximilian Salmins

**Entwicklung eines Heißpressprozesses zur
Herstellung von flächigen Integralschäumen
aus amorphen Hochleistungsthermoplasten**

Bibliografische Information Der Deutschen Bibliothek

Die Deutsche Bibliothek verzeichnet diese Publikation in der Deutschen Nationalbibliografie; detaillierte bibliografische Daten sind im Internet über <<http://dnb.dnb.de>> abrufbar.

Bibliographic information published by Die Deutsche Bibliothek

Die Deutsche Bibliothek lists this publication in the Deutsche Nationalbibliografie; detailed bibliographic data is available in the Internet at <<http://dnb.dnb.de>>.

Herausgeber: Leibniz-Institut für Verbundwerkstoffe GmbH
Prof. Dr.-Ing. Ulf Breuer
Erwin-Schrödinger-Straße 58
67663 Kaiserslautern
<http://www.ivw.uni-kl.de>

Verlag: Leibniz-Institut für Verbundwerkstoffe GmbH

Druck: Brohl Digital + Druck UG
Mühlstraße 27
67659 Kaiserslautern
D-386

© Leibniz-Institut für Verbundwerkstoffe GmbH, Kaiserslautern 2024

Alle Rechte vorbehalten, auch das des auszugsweisen Nachdrucks, der auszugsweisen oder vollständigen Wiedergabe (Photographie, Mikroskopie), der Speicherung in Datenverarbeitungsanlagen und das der Übersetzung.

Als Manuskript gedruckt. Printed in Germany.
ISSN 1615-021X
ISBN: 978-3-944440-60-6

Entwicklung eines Heißpressprozesses zur Herstellung von flächigen Integralschaumhalbzeugen aus amorphen Hochleistungsthermoplasten

Vom Fachbereich Maschinenbau und Verfahrenstechnik
der Rheinland-Pfälzischen Technischen Universität Kaiserslautern Landau
zur Erlangung des akademischen Grades

Doktor-Ingenieur (Dr.-Ing.)

genehmigte

Dissertation

von

Dipl.-Ing. Maximilian Salmins

aus Landstuhl

Tag der mündlichen Prüfung:	26.07.2024
Prüfungsvorsitzender:	Prof. Dr.-Ing. J. Hausmann
1. Berichterstatter:	Prof. Dr.-Ing. P. Mitschang
2. Berichterstatter:	Prof. Dr.-Ing. H. Ruckdäschel
3. Berichterstatter:	Prof. Dr.-Ing. T. Neumeyer

Für meine Familie.

Vorwort

Diese Arbeit wurde in den Jahren 2019 bis 2024 während meiner Zeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter im Programmbereich Verarbeitungstechnik am Leibniz-Institut für Verbundwerkstoffe (IVW) erstellt.

Ich möchte mich zuallererst bei meinem Doktorvater Herrn Prof. Dr.-Ing. Peter Mitschang für die ausgezeichnete Betreuung bedanken. Der von ihm geleitete Programmbereich Verarbeitungstechnik bot ein exzellentes, von Vertrauen geprägtes Umfeld zum Arbeiten, Forschen und für die persönliche Weiterentwicklung. Zahlreiche kritische aber vor allem konstruktive Diskussionen boten Denkanstöße und neue Blickwinkel und leisteten einen maßgeblichen Beitrag dazu mich für die Anfertigung dieser Arbeit zu befähigen. Nach seinem Eintritt in den wohlverdienten Ruhestand durfte ich das gleiche Maß an Vertrauen und Förderung in der Zusammenarbeit mit Prof. Dr.-Ing. Thomas Neumeyer genießen, was ich sehr schätze. Weiterhin danke ich Prof. Dr.-Ing. Holger Ruckdäschel für die Zweitbegutachtung meiner Arbeit und Prof. Dr.-Ing. Joachim Hausmann für die Übernahme des Prüfungsvorsitzes.

Ich möchte mich auch herzlichst bei meinen Kollegen und Kolleginnen im Programmbereich Verarbeitungstechnik und über seine Grenzen hinaus für die fachlich wie auch menschlich ausgezeichnete Zusammenarbeit bedanken. Ich bin für all die Erfahrungen und Erlebnisse, aber vor allem für die vielen tollen Menschen, mit denen ich zusammenarbeiten und von denen ich darüber hinaus lernen durfte, unendlich dankbar und ich werde mich immer mit Freude an meine Zeit am IVW erinnern. Die Motivation zum Werdegang als wissenschaftlicher Mitarbeiter und zur Promotion habe ich vor allem WiMis zu verdanken, die mich während meines Studiums und meiner Zeit als HiWi betreut und gefördert haben. Insbesondere gilt mein Dank Dr.-Ing. Florian Gortner, Dr.-Ing. Christian Goergen, Dr.-Ing. Martina Hümbert und Dr.-Ing. Jovana Dzalto. Ich möchte mich bei Prof. Dr.-Ing. habil. David May für die Zusammenarbeit und Förderung bedanken, durch die ich mich detailliert mit den Themen Digitalisierung und IIoT befassen durfte, die zwar nicht direkt in diese Arbeit eingeflossen sind, jedoch einen wichtigen Beitrag zu meiner Entwicklung beigetragen haben. Ich möchte mich bei den Kollegen und Kolleginnen bedanken, die mich während meiner Zeit als WiMi täglich begleitet, unterstützt und motiviert haben: Andreas Krämer, Benedikt Bergmann, Marvin Wolf, Martin Müller, Martin Detzel, Alexander Nuhn, Valentine Domengie, Thomas Hoffmann, Megha Rani, Jan Janzen, Alexander Faas, Tim Schmidt, Max Eckrich, Dr.-Ing. Peter Arrabiyeh und Anna Dlugaj.

Aber auch bei jenen mit denen ich zusammenarbeiten durfte, die das IVW aber bereits verlassen haben, möchte ich mich bedanken: Dr.-Ing. Matthias Domm, Dr.-Ing. Florian Kühn, Dr.-Ing. Oliver Rimmel, Dr.-Ing. Björn Willenbacher, Dr.-Ing. Stephan Becker, Dr.-Ing. Stefan Weidmann, Dr.-Ing. Jan Eric Semar, und Dr.-Ing. Julian Weber. Besonderer Dank gilt auch Robert Köhler, der als Büro-nachbar stets ein offenes Ohr und immer Zeit für eine notwendige Ablenkung hatte.

Ohne die Unterstützung des technischen Personals und der Laboringenieure wäre die Anfertigung dieser Arbeit nicht möglich gewesen. Insbesondere die Konstruktion, die Auswahl geeigneter Komponenten, der Aufbau und schlussendlich die Inbetriebnahme des Laborprüfstands, der für die Versuchsdurchführung in dieser Arbeit genutzt wurde, wäre ohne die Unterstützung von Michael Päßler, Markus Hentzel, Steven Brogdon und Lars Bolzer nicht möglich gewesen. Darüber hinaus hat die Unterstützung durch die Kollegen Erhard Natter, Eric Schott, Holger Franz und Stefan Giehl stets für einen reibungslosen Arbeitsalltag gesorgt. Tobias Neisius hatte nicht nur bei informations-technischen Fragen die richtige Antwort parat, sondern wusste mit einem lustigen Spruch immer für einen Lacher zu sorgen.

Das hohe Maß an Sorgfalt und die akribische Prüfung von Andrea Hauck und Karin Assahli haben dazu beigetragen auch noch den letzten Fehlerteufel in verschiedensten Veröffentlichungen zu finden und aus ihnen zu verbannen.

Herzlicher Dank gilt auch den Studenten die mich im Rahmen von studentischen Arbeiten aber auch als HiWi unterstützt haben: Batuhan Senol, Lea Göbel, Polis Musa, Timo Wiederhold und Lea Mathei.

Der erfolgreiche Abschluss meiner Promotion mit der Anfertigung dieser Dissertation wäre ohne ein stabiles privates Umfeld nicht möglich. Meinen Eltern Susanne und Andreas möchte ich dafür danken, dass sie mir meine Bildung und mein Studium ermöglicht und mir den notwendigen Ehrgeiz gegeben haben. Zusammen mit meinen Geschwistern Hannah und Florian boten sie mir den notwendigen Rückhalt das Ziel der Promotion zu verfolgen.

Der größte und wichtigste Teil meines Danks gilt meiner Freundin Natascha die mich seit über 15 Jahren unermüdlich und bedingungslos unterstützt und mir den nötigen Ansporn aber auch Freiraum insbesondere in den letzten Monaten der Anfertigung gegeben hat, ohne die diese Arbeit nicht in dieser Form entstanden wäre.

Inhaltsverzeichnis

Verzeichnis verwendeter Abkürzungen	III
Verzeichnis verwendeter Formelzeichen	IV
Kurzfassung	VI
Abstract	VII
1. Einleitung und Zielsetzung	1
1.1. Motivation	1
1.2. Potenziale von thermoplastischen Schaumhalbzeugen für nachhaltige Bauweisen für semi-strukturelle Kabinenbauteile	3
1.3. Zielsetzung und Aufbau der Arbeit	4
2. Stand der Forschung und Technik	6
2.1. Leichtbaukonzepte und Sandwichbauweisen	6
2.2. Zelluläre Materialien	9
2.2.1. Zweidimensionale zelluläre Strukturen	9
2.2.2. Dreidimensionale zelluläre Strukturen	10
2.2.3. Integralschäume	11
2.3. Herstellung von thermoplastischen Schäumen	12
2.3.1. Autoklavschäumen / Batchfoaming (statisch)	13
2.3.2. Partikelschäumen (statisch und kontinuierlich)	14
2.3.3. Extrusionsprozesse (kontinuierlich)	15
2.3.4. Integralschaumspritzguss	16
2.4. Eigenschaften von Polymerschäumen	19
2.4.1. Einfluss der Prozessparameter auf die Integralschaumstruktur	22
2.4.2. Beschreibung der Kompaktierung von zellulären Strukturen	23
2.4.3. Beschreibung der Biegeeigenschaften	25
2.4.4. Beschreibung der Impact-Eigenschaften	35
2.5. Presstechnik	36
2.6. Kommerziell erhältliche thermoplastische Halbzeuge	39
2.7. Fazit	41
3. Untersuchung der Eigenschaften von ausgewählten extrudierten Schaumhalbzeugen	45
3.1. Untersuchte Materialien	45

3.2.	Untersuchung der Schaumdichte	46
3.3.	Bestimmung der Glasübergangstemperatur T_g	47
3.4.	Bestimmung des Kompaktierverhaltens in quasi-statischen und isothermen Druckprüfungen	47
4.	Herstellung von flächigen Integralschäumen im Labormaßstab	53
4.1.	Beschreibung des Versuchsaufbaus und der Versuchspläne.....	55
4.1.1.	Untersuchung des Materialverhaltens im Heißpressprozess.....	64
4.1.2.	Herausforderungen bei der Integralschaumherstellung mit isothermer Werkzeugtemperierung	76
4.1.3.	Verhautung im variothermen Heißpressprozess.....	77
5.	Beschreibung der Strukturänderung und der Veränderung der Biegeeigenschaften	80
6.	Untersuchung der Integralschaumeigenschaften.....	84
6.1.	Präparation von Probekörpern aus Integralschaumplatten.....	84
6.2.	Durchführung von Dreipunkt-Biegeprüfungen	85
6.3.	Durchführung der Schlagzähigkeitsprüfung nach Charpy	86
6.4.	Analyse von Einflüssen der Zellstruktur auf die Verhautung.....	87
6.5.	Untersuchung der Biegeeigenschaften.....	95
6.6.	Einfluss der Prozessführung auf die Biegeeigenschaften.....	102
6.7.	Untersuchung der Charpy-Schlagzähigkeit	111
6.8.	Beschreibung einer optimierten Prozessführung für die Verhautung von thermoplastischen Schaumhalbzeugen	112
6.9.	Vergleich der entwickelten Integralschäume mit etablierten Prozessen und Methoden aus dem Stand der Technik.....	114
6.10.	Potenziale und Herausforderungen für die entwickelten Integralschäume im industrienahen Maßstab	115
7.	Zusammenfassung	119
	Literaturverzeichnis	121
	Anhang.....	133
	Lebenslauf	140

Verzeichnis verwendeter Abkürzungen

Kurzform	Beschreibung
CFE	Controlled Foam Extrusion (Kontrollierte Schaumextrusion)
DP	Duroplastische Polymer
EMC	Elektromechanischer Zylinder
EPE	Expandiertes Polyethylen
EPS	Expandiertes Polystyrol
ETPU	Expandiertes thermoplastisches Polyurethan
FFE	Free Foam Extrusion (Freie Schaumextrusion)
PA	Polyamid
PC	Polycarbonat
PEI	Polyetherimid
PES	Polyethersulfon
PMI	Polymethacrylimid
PP	Polypropylen
PS	Polystyrol
PU	Polyurethan
PVC	Polyvinylchlorid
SMC	Sheet Molding Compound
TP	Thermoplastische Polymere

Verzeichnis verwendeter Formelzeichen

Lateinische Formelzeichen

Formelzeichen	Einheit	Beschreibung
a_{cU}	$\frac{kJ}{m^2}$	Charpy Schlagzähigkeit
B	mm	Breite des Biegeprüfkörpers
B_c	mm	Äquivalente Kernbreite im Model-B und D nach Hobbs
C_1		Korrekturfaktor für offenzellige Schäume
C_2		Korrekturfaktor für geschlossenzellige Schäume
C_F		Korrekturfaktor für die Abschätzung der theoretischen Biegefestigkeit
C_M		Korrekturfaktor für die Abschätzung des theoretischen Biegemoduls
d_0	mm	Ausgangsdicke des Schaumhalbzeugs
d_{0-i}	mm	Fortlaufende Bezeichnung der Position für die Dickenmessung
$d_{2\text{-Kern}}$	mm	Kerndicke nach zwei Verhautungsschritten
d_{Bauteil}	mm	Dicke des gesamten Integralschaumbauteils
d_e	μm	Dicke der Zellstrebe
d_{Haut}	mm	Dicke der Haut des Integralschaums
$d_{\text{Haut-theo}}$	mm	Theoretische Dicke einer einzelnen Verhautung nach zwei Kompaktierungsschritten
d_{Kern}	mm	Dicke des Integralschaumkerns
d_{komp}	mm	Halbzeugdicke die zur Verhautung kompaktiert wird
$d_{\text{Schaumstoff}}$	mm	Schaumstoffdicke
$E_{B\text{-lida}}$	GPa	Biegemodul nach dem Modell von lida et al.
$E_{B\text{-Kern}}$	GPa	Biegemodul des Schaumkerns
$E_{B\text{-Polymer}}$	GPa	Biegemodul des Polymers
$E_{B\text{-Schaum}}$	GPa	Biegemodul des Schaums
$E_{B\text{-Steiner}}$	GPa	Biegemodul der durch den Satz des Steiners berechnet wurde
E_{Polymer}	GPa	Elastizitätsmodul des Polymers
E_{Schaum}	GPa	Elastizitätsmodul des Schaums
F	N	Biegelast die durch die Druckfinne aufgebracht wird
I_{IS}	mm^4	Flächenträgheitsmoment des Integralschaums
$I_{\text{Model-B}}$	mm^4	Flächenträgheitsmoment des Integralschaums im Model-B nach Hobbs
$I_{\text{Model-D}}$	mm^4	Flächenträgheitsmoment des Integralschaums im Model-D nach Hobbs
L	mm	Auflagerabstand
l_{Bauteil}	mm	Bauteillänge
l_e	μm	Längen der Zellstrebe
m		Anzahl der untersuchten Integralschaumplatten je Datenreihe
n		Exponent für das Verhältnis aus relativer Dichte und relativem Modul
p_{max}	MPa	maximaler Druck im Pressprozess
s	mm	Verschiebung der Traverse während der Prüfung
T_1	$^{\circ}C$	Erste Temperaturstufe im Versuchsplan

T_2	$^{\circ}\text{C}$	Zweite Temperaturstufe im Versuchsplan
T_g	$^{\circ}\text{C}$	Glasübergangstemperatur des Polymers
T_m	$^{\circ}\text{C}$	Schmelztemperatur des Polymers
T_{\max}	$^{\circ}\text{C}$	maximale Temperatur im Pressprozess
V_{Gas}	mm^3	Volumen des Gases
V_H		Porosität des Schaums
V_{\max}	$\frac{\text{mm}}{\text{min}}$	maximale Kompaktiergeschwindigkeit im Pressprozess
V_{Test}	$\frac{\text{mm}}{\text{min}}$	Kompaktiergeschwindigkeit in der quasi-statischen Druckprüfung
V_{Polymer}	mm^3	Volumen des Polymers
V_{Schaum}	mm^3	Volumen des Schaums
W_c	J	Verlustrarbeit für die Verformung des Charpy-Prüfkörpers

Griechische Formelzeichen

Formelzeichen	Einheit	Beschreibung
Δ		Unterschied zwischen theoretischen Kennwerten die durch den Satz von Steiner bzw. die lineare Mischungsregel berechnet wurden
β_B		Verhältnis aus gemessenem zu theoretischem Biegemodul
$\beta_{\sigma_B-\max}$		Verhältnis aus gemessener zu theoretischer Biegefestigkeit
s	mm	Durchbiegung im Dreipunkt-Biegeversuch
ϵ_B	mm	effektive Durchbiegung
ϵ_D	%	Kompaktierungsgrad bei Beginn der Verdichtung
η_{\max}	Pa·s	maximale Viskosität für den Schäumprozess
η_{\min}	Pa·s	minimale Viskosität für den Schäumprozess
ρ	$\frac{\text{kg}}{\text{m}^3}$	Materialdichte
ρ_0	$\frac{\text{kg}}{\text{m}^3}$	Ausgangsdichte des Schaumhalbzeugs
ρ_{Bauteil}	$\frac{\text{kg}}{\text{m}^3}$	Dichte des Integralschaumbauteils
ρ_{Gas}	$\frac{\text{kg}}{\text{m}^3}$	Dichte des Zellgases
ρ_{Polymer}	$\frac{\text{kg}}{\text{m}^3}$	Dichte des Polymers
ρ_{Schaum}	$\frac{\text{kg}}{\text{m}^3}$	Dichte des Schaums
σ_b	MPa	Biegespannung
σ_{pl}^*	MPa	Druckfestigkeit des Schaums
τ		Verhältnis aus theoretischer zu gemessener Hautdicke
φ		relative Dichte
φ_0		relative Ausgangsdichte des Schaumhalbzeugs
φ_{Schaum}		relative Dichte des Schaums

Kurzfassung

Diese Arbeit befasst sich mit der Entwicklung eines Heißpressprozesses, durch welchen Schaumhalbzeuge aus amorphen Hochleistungsthermoplasten in Integralschäume umgewandelt werden können. Eine isochore Prozessführung mit Werkzeugtemperaturen über der Glasübergangstemperatur des Polymers erlaubt sowohl die Kompaktierung auf definierte Zieldicken als auch die Verhautung der Oberfläche. Integralschäume weisen eine erhöhte mechanische Leistungsfähigkeit auf. Die Steigerung wurde anhand des Biegemoduls und der Biegefestigkeit in quasi-statischen Dreipunkt-Biegeprüfungen und anhand der Charpy-Schlagzähigkeit untersucht. Zwei Modellierungsansätze, basierend auf einer linearen Mischungsregel, wurden entwickelt, um die Strukturänderung sowie die Steigerung der Biegeeigenschaften abzuschätzen. Diese Ansätze basieren auf den Eigenschaften des Schaumhalbzeugs (Dicke und relative Dichte) sowie des Ausgangspolymer (PEI oder PES). Dadurch konnte eine Prozessführung für den Heißpressprozess identifiziert werden, die die Herstellung von Integralschäumen mit optimalem Eigenschaftsprofil ermöglicht. Eine Überführung in einen semi-kontinuierlichen Prozess im industrienahen Maßstab ist durch Werkzeuganpassungen möglich. Ein Thermoformprozess mit Erwärmung im Infrarot-Strahlerfeld ermöglicht die effiziente Herstellung von schalenförmigen Bauteilen mit lokalen Dickensprüngen aus den flächigen Integralschaumhalbzeugen.

Abstract

This work focuses on the development of a hot press process, which allows the transformation of amorphous high performance thermoplastic foams into structural foams through compaction and production of polymer skins on the part surface. The use of an isochoric process design facilitates the compaction to defined thicknesses, while tool temperatures above glass transition temperature of the polymer enable only local compaction and increase in density. This production of polymer skin on the part surface leads to the generation of structural foams with an increased mechanical performance, especially if bending loads are considered. The increase in mechanical properties was investigated in three-point-bending tests and based on Charpy impact strength. Two modelling approaches based on a linear rule of mixture were designed using initial properties of the semi-finished foam – their thickness and relative density – and those of the base polymer properties as well as the process-induced change of the part structure. These approaches allowed estimation of the skin thickness and the change in part structure as well as the bending modulus and strengths of the structural foam parts. An optimal process design was identified by comparing measured bending properties with theoretical values provided by the modelling approaches. Transfer from a static into a press process on a continuous compression-molding machine is possible with specific tool designs. Thermoforming with infrared heating enables energy efficient manufacturing of shell-like structural foam parts with local thickness changes.

1. Einleitung und Zielsetzung

1.1. Motivation

Globale Herausforderungen wie die Reduktion des Rohstoff- und Energieverbrauchs aber auch der Emission von Treibhausgasen erzwingen die Entwicklung von nachhaltigen Leichtbaustrukturen. Insbesondere im Verkehrs- und Transportsektor werden neben geringen Bauteilgewichten ebenfalls hohe Ansprüche an thermische und akustische Isolation aber auch Brandschutzeigenschaften gestellt. Großflächige semi-strukturelle Bauteile, wie beispielsweise Seitenwände oder Deckenverkleidungen in der Flugzeugkabine, dem Zugwagon oder Frachträumen werden als Multimaterialverbund hergestellt, dessen Bestandteile einzelne Anforderungsaspekte erfüllen. Die Bauteilsteifigkeit bei gleichzeitig niedrigem Bauteilgewicht wird durch eine Sandwichbauweise aus einer faserverstärkten duroplastischen Decklage und einem Wabenkern erreicht. Durch die Imprägnierung von Decklage und Wabenkern mit einem Phenolharz werden zudem die hohen Anforderungen hinsichtlich Brand- und Rauchgasentwicklung erfüllt [1–3]. Die thermische und akustische Isolation wird durch zusätzliche Glaswollpakete auf der Rückseite des Bauteils erreicht. Das spezifische Erscheinungsbild mit einer hohen Oberflächenqualität wird durch eine Dekorschicht eingestellt. [4] Diese Herangehensweise ermöglicht die Erfüllung eines breiten Anwendungsfelds, bringt allerdings auch einige Herausforderungen mit sich. Insbesondere der Einsatz von Phenolharzen als polymere Matrix birgt Gefahrenpotentiale und ist aufgrund von Richtlinien zum Arbeits- und Gesundheitsschutz bedenklich. Während der temperaturbedingten Aushärtereaktion um Umformprozess werden Phenol und Formaldehyd freigesetzt, die beide als gesundheitsschädlich klassifiziert sind [1,4,5]. Beim Transport und der Lagerung von Ausgangsprodukten und vorimprägnierten Halbzeugen müssen Kühlbedingungen eingehalten werden um ein vorläufiges Ausreagieren der Harzsystems zu verhindern. Die Aushärtereaktion des Duroplasten verhindert eine signifikante Reduktion der Prozesszeiten und stellt somit eine Herausforderung für Bauteile mit hohen Stückzahlen dar [1,6–8]. Zudem weisen Duroplaste eine niedrigere Schadenstoleranz aufgrund ihres spröden Bruchverhaltens auf [1,9].

Die Kombination aus einer dünnen Decklage mit einem Wabenkern neigt zu Telegraphing, wobei sich die Wabenstruktur durch die Decklage abzeichnet und die Oberflächenqualität durch manuelles Finishing erhöht werden muss [7,10]. Während der

Lebenszeit ist das Bauteil einer Vielzahl an externen Einflüssen, vor allem Beschädigungen durch Passagiere in der Kabine oder durch die Ladung im Frachtraum, ausgesetzt. Reparaturmöglichkeiten für Bauteile aus duroplastischen Werkstoffen stehen nur begrenzt zur Verfügung, beschädigte Segmente müssen dazu ausgebaut werden. Eine vollständige Trennung von Verbundwerkstoffen mit duroplastischen Matrices am Ende des Produktlebenszyklus ist aufgrund der Aushärtereaktion des Polymers mit einem erhöhten Aufwand verbunden und ein Rezyklieren ohne eine Verringerung der Materialeigenschaften nur bedingt möglich. Daher werden duroplastische Bauteile oft durch mechanische Zerkleinerung recycelt und als Füllstoffe, vor allem in Fließpressmassen, bspw. in Sheet Molding Compounds (SMC) wiederverwertet [1,11–15].

Um die beschriebenen Herausforderungen überwinden zu können, müssen neue Ansätze verfolgt werden. Die wichtigste Herangehensweise ist die Substitution von Duroplasten (DP) durch Thermoplaste (TP). Thermoplastische Halbzeuge können nahezu endlos gelagert und Zykluszeiten bei ihrer Verarbeitung zu Bauteilen gegenüber Prozessen für Duroplaste reduziert werden. Ein Rezyklieren von Produktionsabfällen und Bauteilen am Ende des Produktlebenszyklus ist durch ein Aufschmelzen des Polymers möglich. [8,9,16–18]

Thermoplastische Decklagen für Sandwichstrukturen können beispielsweise in Form von vollständig konsolidierten und imprägnierten Organoblechen aber auch aus Tape-preforms hergestellt werden. Hier existieren Halbzeuge aus einer Vielzahl an Kombinationen aus Polymeren und Fasern [19]. Ihr Eigenschaftsprofil kann an die anwendungsspezifischen Anforderungen angepasst werden. Der Einsatz von thermoplastischen zellulären Werkstoffen ermöglicht zudem die Herstellung von Bauteilen mit geringem Gewicht und guten thermischen und akustischen Isolationseigenschaften [20]. Die hohen Brandschutzanforderungen können durch die Auswahl von Polymeren wie beispielsweise Polyethersulfon (PES) oder Polyetherimid (PEI) erfüllt werden [4,8,21–23]. Die in wissenschaftlichen Journalen veröffentlichte Literatur zu Schäumen aus diesen Polymeren berichtet überwiegend vom Schäumverhalten bei der Herstellung von mikro- und nanozellulären Schäumen [24–30], der Herstellung von Sandwichbauteilen oder spezifischen Eigenschaften [31–33]. Die Untersuchung und Beschreibung der Eigenschaften solcher Schäume ist für ihren Einsatz in semi-strukturellen Anwendungen ist unabdingbar.

1.2. Potenziale von thermoplastischen Schaumhalbzeugen für nachhaltige Bauweisen für semi-strukturelle Kabinenbauteile

Ein Seitenwandpanel als Beispiel für semi-strukturelle Bauteile in Fahrgastkabinen und Frachträume im Luft- und Schienenverkehr stellt eine attraktive Anwendung für die Substitution von duroplastischen durch thermoplastische Bauweisen dar. Ein typisches Seitenwandpanel besteht aus einer glasfaserverstärkten Decklage, einem Papierwabenkern, ist rückseitig durch ein Glasfasergitter abgedeckt. Alle Komponenten sind mit einem Phenolharz imprägniert, werden durch einen Pressprozess gefügt ausgehärtet und müssen oft manuell nachbearbeitet werden um die Abzeichnung der Wabenstruktur auf der Bauteiloberfläche zu verhindern. Abbildung 1.1 zeigt eine Kabinenseitenwand mit Fenstereinsatz und rückseitigem Glaswollpaket. Das Seitenwandpanel als Verbundbauteil hat Abmessungen (L · B · H) von 1300 mm · 1000 mm · 6 mm.



Abbildung 1.1: Seitenwand als Beispiel für semi-strukturelle Kabinenbauteile

Eine besondere Herausforderung bei der Substitution von Werkstoffen im Bereich der Flugzeugkabine sind die hohen Anforderungen hinsichtlich der brandhemmenden Eigenschaften. Thermoplastische Schaumhalbzeuge aus PES und PEI eingesetzt werden, die aufgrund ihrer inhärenten brandhemmenden Eigenschaften vom Hersteller für den Einsatz in der Flugzeugkabine zertifiziert sind. Diese Halbzeuge sind mit Abmessungen von 2440 mm · 1220 mm mit niedrigen Dichten zwischen 40 kg/m³ und 130 kg/m³ in verschiedenen Dicken und Flächengewichten verfügbar, können in effizienten Prozessen mit kurzen Zyklen thermogeformt und Produktionsabfälle können recycelt werden. Sie stellen daher einen exzellenten Ausgangspunkt für die Substitution der bestehenden Bauweise dar.

1.3. Zielsetzung und Aufbau der Arbeit

Ziel dieser Arbeit ist die Beschreibung der Eigenschaften von thermoplastischen Integralschäumen durch ein theoretisches Modell. Dieses Modell soll es ermöglichen die Verhautungsdicke, die durch die Kompaktierung von Schaumhalbzeugen in einem Heißpressprozess entsteht, basierend auf verschiedenen Materialparametern – Ausgangspolymer, Zellstruktur, Ausgangsdicke und Ausgangsdichte sowie der Zieldicke – abzuschätzen. Die Validität des theoretischen Modells zur Abschätzung dieser Strukturänderung wird im Vergleich mit Schlifffbildern untersucht. Der theoretische Biegemodul und die theoretische Biegefestigkeit wird anhand der Integralschaumstruktur und den Kennwerten des Ausgangspolymeres abgeschätzt. Basierend auf diesen Modellen sollen Richtlinien für die Prozessführung – mit den Parametern maximaler Prozessdruck, Werkzeugtemperatur und Prozessdauer – zur Herstellung von flächigen Integralschaumhalbzeugen mit einem optimierten Eigenschaftsprofil abgeleitet werden.

Das Ziel der Arbeit kann durch die folgenden Punkte und den dazugehörigen Forschungshypothesen zusammengefasst werden:

- Die Entwicklung eines theoretischen Modells zur Beschreibung der Struktur und der Biegeeigenschaften von thermoplastischen Integralschaumhalbzeugen
 - Hypothese 1: Durch die Transformation von Schaumhalbzeugen homogener Dichte hin zu Integralschäumen mit einem sandwichartigen Aufbau, aus dünnen Verhautungen hoher Dichte und einem Schaumkern niedriger Dichte, kann das verfügbare Material bei gleichem Bauteilgewicht effizienter ausgenutzt werden.
- Die Entwicklung eines Heißpressprozesses zur Herstellung von flächigen thermoplastischen Integralschäumen mit einem optimalen Eigenschaftsprofil die in einem Thermoformprozess zu schalenförmigen Bauteilen umgeformt werden können
 - Dieser Heißpressprozess soll die Kompaktierung der Schaumhalbzeuge mit einer Abweichung von weniger als 0,2 mm von der Zieldicke erlauben wobei
 - Die gemessenen Biegeeigenschaften weniger als 10 % von den durch das theoretische Modell beschriebenen Biegeeigenschaften abweichen dürfen
 - Hypothese 2: Die resultierenden Biegeeigenschaften der Integralschäume werden maßgeblich durch die Eigenschaften des Schaumhalbzeugs und des Ausgangspolymeres beeinflusst

- Hypothese 3: Die Prozessführung hat einen signifikanten Einfluss auf die Integralschaumeigenschaften und muss daher für die Erreichung eines optimalen Eigenschaftsprofils berücksichtigt werden

Die Arbeitsschritte zur Erreichung dieser Ziele sind in Abbildung 1.2 dargestellt.

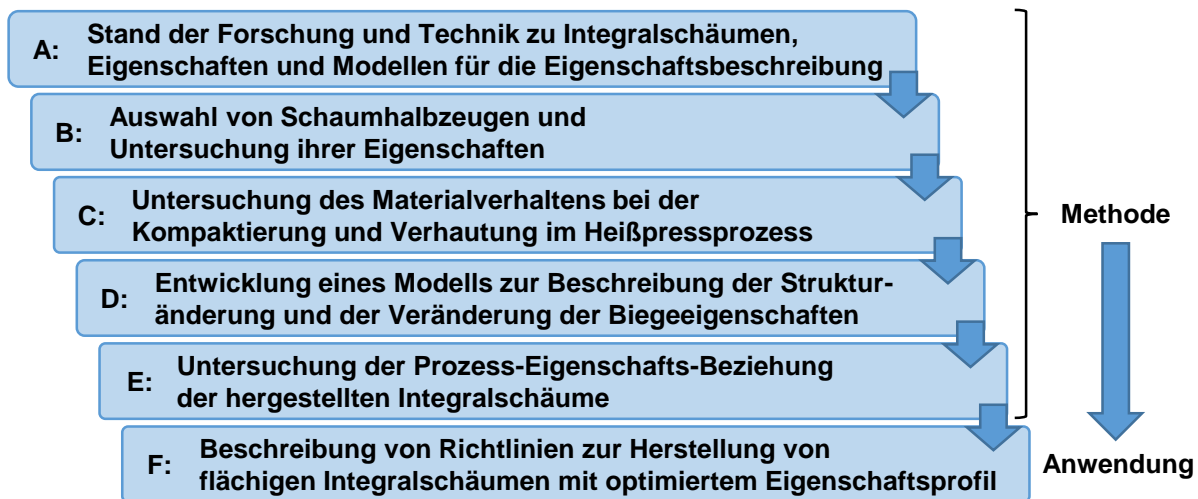


Abbildung 1.2: Schematischer Aufbau der Arbeit

- A: Beschreibung des Standes der Forschung und Technik zu den Themen der Herstellung von thermoplastischen Integralschäumen, ihrer Eigenschaften sowie der Modellierung der Biegeeigenschaften.
- B: Auswahl und Bewertung verfügbarer Schaumhalbzeuge hinsichtlich der Eignung für den Einsatz in der Flugzeugkabine, mit Fokus auf der Wärmeformbeständigkeit und den brandhemmenden Eigenschaften nach FAR 25.853.
- C: Entwicklung eines isochoren Heißpressprozesses und Untersuchung des Materialverhaltens während der Kompaktierung und Verhautung. Schaumhalbzeuge mit einer homogenen Dichte werden in einem zweistufigen Heißpressprozess kompaktiert und verhautet wodurch ein thermoplastischer Integralschaum mit einer definierten Dicke entsteht.
- D: Entwicklung eines Modells zur Beschreibung der Strukturänderung durch die Kompaktierung und Verhautung sowie der Veränderung des Biegemoduls und der Biegefestigkeit
- E: Untersuchung der mechanischen Eigenschaften dieser Integralschäume – insbesondere Biegeeigenschaften und die Schlagzähigkeit nach Charpy – und Vergleich mit den theoretischen Kennwerten.
- F: Beschreibung einer Prozessführung, bestehend aus Werkzeugtemperatur, maximalem Prozessdruck sowie der Haltezeit, für die Herstellung von flächigen Integralschaumhalbzeugen mit einem optimierten Eigenschaftsprofil.

2. Stand der Forschung und Technik

2.1. Leichtbaukonzepte und Sandwichbauweisen

Eine der größten Herausforderungen bei der Bauteilentwicklung stellt die Erfüllung eines Eigenschaftsprofils mit stetig komplexer werdenden Anforderungen dar. Insbesondere die Reduktion von Bauteilgewichten ohne signifikante Verringerung der mechanischen Leistungsfähigkeit ist für Transportanwendungen relevant. Um diese Anforderungen zu erfüllen, können verschiedene Leichtbaustrategien verfolgt und Bauweisen genutzt werden, siehe Abbildung 2.1.



Abbildung 2.1: Leichtbaustrategien und ausgewählte zugehörige Bauweisen, nach [34]

Der Bedingungsleichtbau umfasst die Erfüllung von übergeordneten gesellschaftlichen, politischen und regulatorischen Anforderungen sowie ökonomische Rahmenbedingungen die sich aus den Märkten ergeben. Aus diesem Grund ist der Bedingungsleichtbau den weiteren Kategorien übergeordnet. Beim Konzeptleichtbau werden das Gesamtsystem oder einzelne Komponenten betrachtet, um das Gesamtgewicht zu reduzieren. Der stoffliche Leichtbau verfolgt die Herstellung von Strukturen aus Werkstoffen mit dem geringsten Gewicht. Bauteilgewichte können zudem durch die Generierung einer zellulären Struktur und einem damit verbundenen verringerten Materialeinsatz reduziert werden. Der Formleichtbau zielt auf eine Gewichtsminimierung durch eine formoptimierte Kraftleitung ab. Der Fertigungsleichtbau nutzt Gewichtsoptimierungspotentiale durch Herstellungs-, Fertigungs- oder Montageprozesse aus, kann in den meisten Fällen jedoch nicht losgelöst von den Strategien des Stoff- und Formleichtbaus betrachtet werden. Die Bauteilentwicklung mit den genannten Leichtbaustrategien kann zudem mit unterschiedlichen Bauweisen erreicht werden. Bei der Verbundbauweise werden verschiedene Werkstoffe gewinnbringend miteinander in einem

Bauteil kombiniert um reduzierte Gewichte bei gleichen oder gar verbesserten Eigenschaften zu erreichen. Ein Beispiel dafür ist die Instrumententafel im Kraftfahrzeug, dargestellt in Abbildung 2.2, die als Verbund hergestellt wird. Ein spritzgegossener Träger wird durch einen Polyurethanschaum niedriger Dichte mit einer Polyurethanhaut verbunden und erhält so die finale Haptik und Optik [18,35].

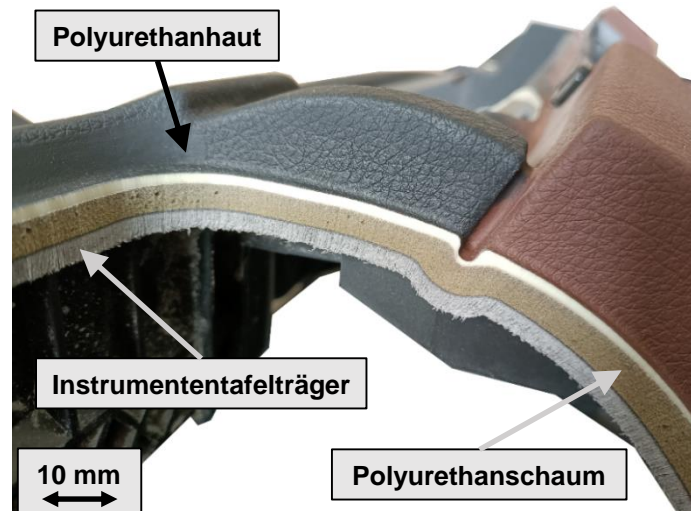


Abbildung 2.2: Instrumententafel in Verbundbauweise aus zellulären Werkstoffen, Foto aufgenommen von Thomas Frank der Neue Materialien Bayreuth GmbH

Eine häufig verfolgte Variante für die Herstellung von großflächigen Bauteilen mit niedrigen Gewichten sind Sandwichstrukturen. Sie werden als Verbund aus zwei hochsteife Decklagen und einem Kern niedriger Dichte hergestellt. Im Vergleich zu Bauteilen aus Vollmaterial können gleiche oder gar verbesserte Biegesteifigkeiten bei verringertem Gewicht realisiert werden. Aufgrund ihres exzellenten Leistungsvermögens bei gleichzeitig niedrigem Gewicht werden Sandwichstrukturen in einer Vielzahl an Strukturen in der Luftfahrt eingesetzt [36]. Als Decklagen können sowohl dünne Lagen metallischer Werkstoffe aber auch faserverstärkter Polymere eingesetzt werden. Die wichtigsten Eigenschaften von Decklagen bestehen aus einer Kombination von hohen Zug- und Druckfestigkeiten sowie Widerständen gegen Impactschäden aber auch Umwelteinflüssen und einer hohen Oberflächenqualität. Als Kernmaterialien werden aufgrund ihrer niedrigen Dichte oft zelluläre Werkstoffe, beispielsweise Waben- oder Schaumkerne, eingesetzt. Durch das Einbringen eines Kerns wird das Bauteilgewicht nur geringfügig erhöht, allerdings kann die relative Steifigkeit und Festigkeit durch die Steigerung des Abstands der beiden Decklagen zur neutralen Faser signifikant erhöht werden. Der Effekt von unterschiedlichen Gesamtdicken mit einem Kern bei gleicher Decklagendicke relativ zu den Eigenschaften der Decklagen ist in Abbildung 2.3 dargestellt. [37,38]

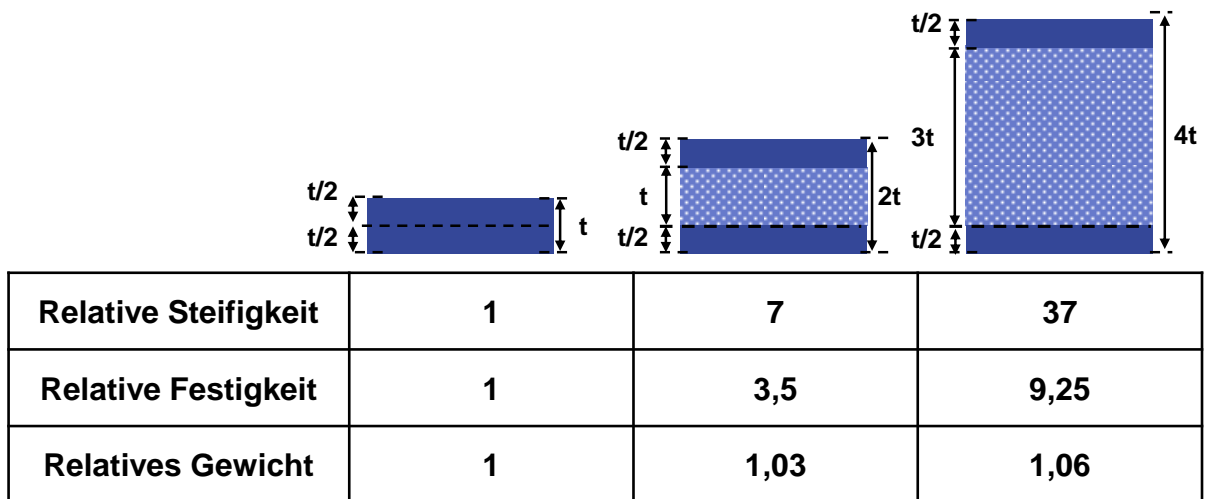


Abbildung 2.3: Einfluss Sandwichdicke auf die Steifigkeit, Festigkeit und das Gewicht von Sandwichstrukturen nach [36,38]

Im Verbund nehmen die Kernmaterialien vor allem Schubspannungen auf, und bieten mit ihrer Druckfestigkeit Widerstände gegen eine Beschädigung senkrecht zur Decklage. Die Steigerung der mechanischen Leistungsfähigkeit von Sandwichstrukturen kann auf einer Aufteilung der auftretenden Lasten und eine Erhöhung des Flächenträgheitsmoments zurückgeführt werden. Die Biegemomente werden durch die Decklagen hauptsächlich als Zug- als auch Druckspannungen aufgenommen. An der Verbindungsstelle zwischen den Decklagen und dem Kern werden die Zug- bzw. Druckspannungen in Schubspannungen umgewandelt die durch den Kern ertragen werden. Die Belastung in den einzelnen Komponenten ist in Abbildung 2.4 schematisch dargestellt. Vorteile von Sandwichstrukturen sind neben den geringen Bauteilgewichten bessere akustische und thermische Isolationswirkung zu nennen. Dem gegenüber stehen Nachteile wie eine geringe Darstellbarkeit von Geometriesprüngen. Bei einer unzureichenden Verbindungsfestigkeit wird die Leistungsfähigkeit durch ein lokales Ablösen zwischen Kern und Decklage reduziert. [34,36–39]

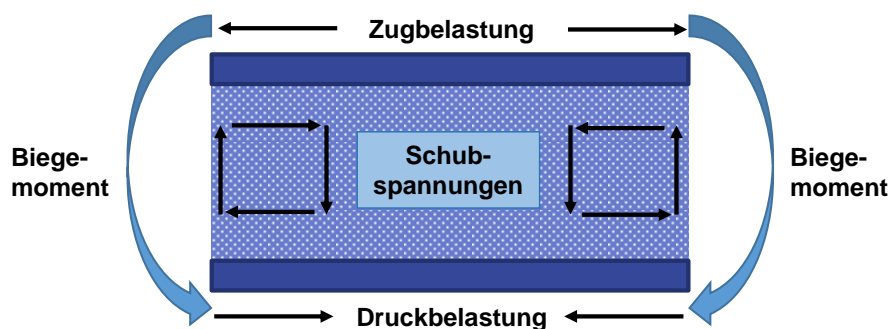


Abbildung 2.4: Lastverteilung in einer biegebeanspruchten Sandwichstruktur, nach [38]

2.2. Zelluläre Materialien

Zelluläre Materialien und Werkstoffe werden prinzipiell hinsichtlich ihrer Zellstruktur in zweidimensionale oder dreidimensionale Strukturen, dargestellt in Abbildung 2.5, unterschieden. Zweidimensionale Zellstrukturen weisen ein sich wiederholendes Muster auf, das in die dritte Raumrichtung ausgedehnt wird. Beispielsweise bestehen Wabenkerne aus einem hexagonalen oder auch röhrenförmigen Muster in der X-Y-Ebene (parallel zu den Decklagen) in Z-Richtung (senkrecht zu den Decklagen) ausgedehnt. Dreidimensionale Strukturen können als sich wiederholende oder auch als regellose Strukturen vorliegen. Regellose dreidimensionale zelluläre Strukturen werden oft als Schäume bezeichnet. Die wichtigste Eigenschaft die zur Beschreibung von zellulären Materialien genutzt wird ist ihre relative Dichte – das Verhältnis der Dichte des zellulären und des porenfreien Materials.

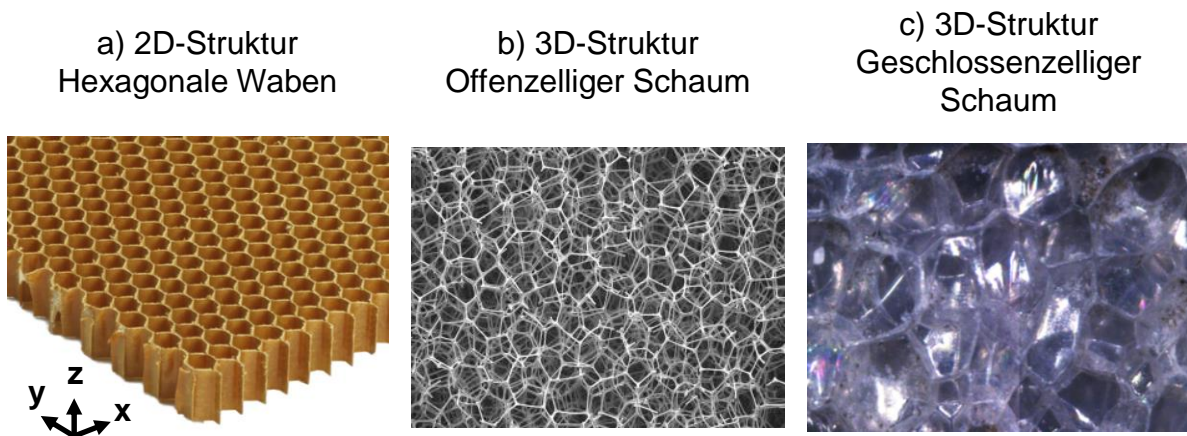


Abbildung 2.5: Beispiele für zelluläre Strukturen mit Abbildungen aus a) [40] und b) [41]

2.2.1. Zweidimensionale zelluläre Strukturen

Künstlich erzeugte Wabenkerne können aus verschiedenen Materialien hergestellt werden, beispielsweise Metallen, Keramiken oder Papier [20,34,38]. Wabenstrukturen werden seit den 1930er Jahren als Kernmaterial für Sandwichstrukturen eingesetzt. Synthetische Wabenkerne werden üblicherweise aus einzelnen Lagen hergestellt, die durch versetzte Klebenähte verbunden sind und anschließend durch auseinanderziehen expandiert werden. Die Papierwaben werden mit einem Harz-Härter-Gemisch imprägniert um das gewünschte Eigenschaftsprofil einzustellen. Für Luftfahrtanwendungen werden Phenolharze eingesetzt, um die hohen Brandschutz- und Rauchgasentwicklungsanforderungen zu erfüllen [38]. Durch einen Temperschnitt polymerisiert das Harzgemisch und härtet aus. Im Verbund mit faserverstärkten Decklagen werden solche Wabenkerne aufgrund ihrer hohen gewichtsspezifischen Biegeeigenschaften in

einer Vielzahl an lasttragenden und semi-strukturellen Anwendungen, wie beispielsweise Flugzeugrümpfen und Bodenpanelen aber auch Interieurbauteilen, wie Kabinenseitenwänden oder Flügelkomponenten, eingesetzt. [20,38]

2.2.2. Dreidimensionale zelluläre Strukturen

Künstliche dreidimensionale Zellstrukturen liegen in Schaumwerkstoffen als eine unregelmäßige Anordnung von Polyedern vor. Das Eigenschaftsprofil von Polymer-schäumen zeichnet sich durch besondere thermische und akustische Isolation, sehr gute Schutzwirkung gegen Impactschäden und die reduzierte Dichte im Vergleich mit dem porenfreien Polymer aus. Aufgrund der verringerten Dichte kann ihre Herstellung besonders material- und kosteneffizient realisiert werden. Die wichtigste Herangehensweise zur Unterscheidung von Schaumarten basiert auf der relativen Dichte, dem Verhältnis der Schaumdichte zur Polymerdichte. Polymerschäume die für Polster, Verpackungszwecke oder Isolationsanwendungen eingesetzt werden haben üblicherweise Dichten zwischen 20 und 300 kg/m³ was einer relativen Dichte zwischen 2 % und 30 % entspricht. Die Struktur von Schäumen mit einer höheren relativen Dichte kann als isolierte Poren in einem Materialblock beschrieben werden. [20,42–45].

Weiterhin können Schäume anhand der Materialverteilung in den Zellen unterschieden werden. Liegt Material nur in den Zellstreben vor, die die äußere Begrenzung der Zelle darstellen, wird der Schaum als offenzellig beschrieben. Liegt zusätzlich Material in den Seitenflächen vor, sodass die Zellen räumlich voneinander getrennt sind, wird der Schaum als geschlossenzellig beschrieben. Abbildung 2.6 zeigt kubische Einheitszellen von offen- und geschlossenzelligen Schäumen.

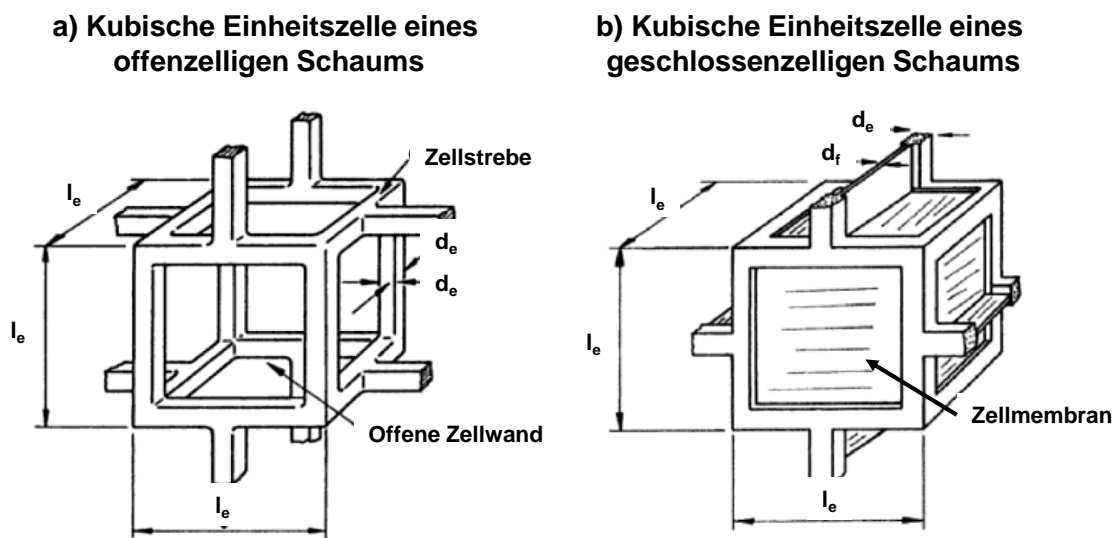


Abbildung 2.6: Kubische Einheitszellen in offen- und geschlossenzelligen Schäumen, nach [20]

Schäume können allerdings auch in einer Mischform aus offenen und geschlossenen Zellen vorliegen. Ein geschlossenzelliger Schaum kann daher bis zu 10 % offener Zellen aufweisen [20,46]. Die Zellstruktur beeinflusst ebenfalls die Bauteileigenschaften. So weisen geschlossenzellige Schäume eine reduzierte Wasseraufnahme auf [7,38]. Eine weitere Art der Unterscheidung von Schäumen basiert auf ihrer Zellgröße, die in makro-, fein-, mikro- und nanozelluläre Schäume unterschieden werden können. Seit den 1980er Jahren wird vor allem die Herstellung von mikrozellulären Schäumen, später auch nanozellulären Schäumen, verfolgt, die aufgrund ihrer niedrigen Wärmeleitfähigkeiten ein hohes Isolationspotential bieten. Makrozelluläre Schäume weisen Zellgrößen von mehr als 100 μm auf, feinzellige Schäume zwischen 10 μm und 100 μm , mikrozellige Schäume haben Zellen mit einem Durchmesser von weniger als 10 μm und Zelldichten von mehr als 10^9 Zellen pro cm^3 . Nanozellige Schäume haben eine Zellgröße von weniger als 1 μm und -dichten von mehr als 10^{15} Zellen pro cm^3 . [21,46]

2.2.3. Integralschäume

Ein Integralschaum weist eine Struktur aus einer Verhautung an der Bauteiloberfläche und einem zellulären Kern niedriger Dichte auf [47]. Als Beispiele für natürliche Integralschäume können Knochen oder Brot genannt werden. Durch ihren inhomogenen Dichteverlauf über den Querschnitt entsteht ein sandwichartiger Aufbau mit einer höheren mechanischen Leistungsfähigkeit, als bei einem Schaum mit einem homogenen Dichteverlauf. Ein beispielhafter Dichteverlauf von Schäumen homogener Dichte und einem Integralschaum ist in Abbildung 2.7 dargestellt. Verglichen mit einem porenfreien Polymer weist ein Integralschaum bei gleichem Gewicht eine höhere Biegesteifigkeit auf. Der Integralschaum weist aufgrund der zellulären Struktur ein größeres Volumen auf. [48]

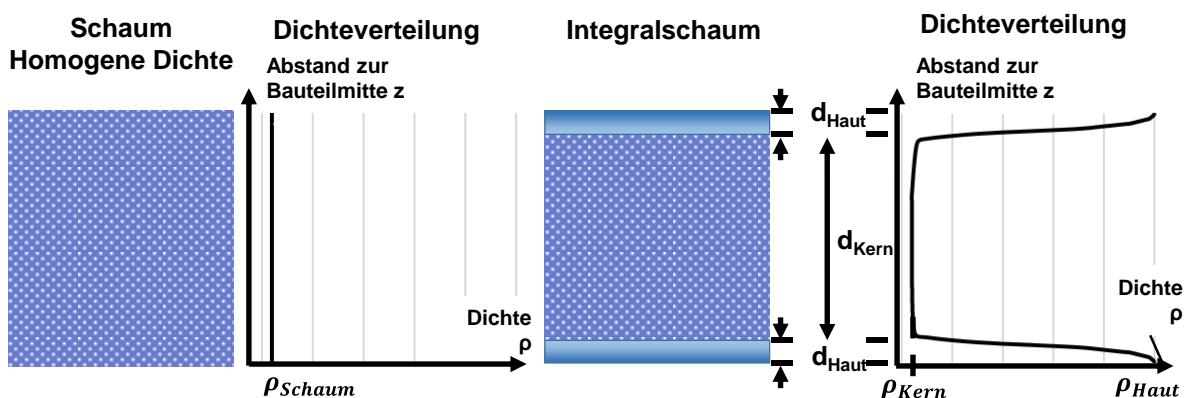


Abbildung 2.7: Vergleich eines Schaums mit homogener Dichteverteilung (links) und einem Integralschaum (rechts)

Die am häufigsten eingesetzte Varianten von polymeren Integralschäumen wird aus Polyurethanen hergestellt. In der englischsprachigen Literatur wird der Begriff „structural foam“ verwendet, um Integralschäume mit einer geschlossenen Haut und einem porösen Kern zu beschreiben. Allerdings wird dieser Begriff auch für Schäume mit einer hohen Dichte von mehr als 300 kg/m^3 verwendet. Thermoplastische Integralschaumbauteile können in angepassten Spritzgussprozessen in diesem Dichtebereich in der finalen Bauteilgeometrie hergestellt werden [44,49]. Zudem existieren Extrusionsprozesse, zur quasi endlosen Herstellung von einfachen und komplexen Integralschaumprofilen.

2.3. Herstellung von thermoplastischen Schäumen

Die Herstellung von thermoplastischen Schäumen und Integralschäumen kann durch verschiedene Prozessrouten erreicht werden: Autoklavschäumen oder Batchfoaming ermöglicht die Untersuchung des Schäumverhaltens von Thermoplasten mit reduziertem Materialeinsatz, wohingegen Schaumspritzguss und Extrusionsschäumen die ökonomische Herstellung von Bauteilen oder flächigen Halbzeugen mit einem hohen Materialdurchsatz ermöglichen. Die Auswahl eines geeigneten Prozesses richtet sich vor allem nach der Bauteilgeometrie und der angestrebten Produktionsmenge. Integralspritzgussprozesse bieten die Möglichkeit zur Herstellung von fertigen Bauteilen mit komplexen 3D-Strukturen, weshalb sie für Automotiveanwendungen wie bspw. Instrumententafelträger, Mittelkonsolen oder Verschlussklappen für das Handschuhfach attraktiv sind. [21,35,50–55]

Die Herstellung von thermoplastischen Schäumen als Kernmaterial für Sandwichbauteile und eigenständige Komponenten wird seit den 1930er Jahren verfolgt [21,46]. Polyvinylchloride (PVC) und Polystyrole (PS) können als erste Thermoplaste genannt werden, deren Schäumverhalten für diese Zwecke untersucht wurde [38,44,51]. Ihre Kommerzialisierung erfolgte in den 1950er Jahren für Automobilanwendungen, Möbel und Isolationsmaterialien [46,56,57]. In den 1960er Jahren wurden erste Patente veröffentlicht, die die Herstellung von Integralschäumen auf Basis von Polyurethanschäumen (PU) beschreiben [58,59]. PU-Schäume wurden als günstige Alternative zu PVC-Schäumen entwickelt und bilden heute die Werkstoffgruppe mit dem höchsten Marktanteil [38,47]. Thermoplastischen Integralschäumen werden überwiegend in angepassten Spritzgussprozessen hergestellt, wobei das Bauteilvolumen ohne eine Gewichtserhöhung gesteigert werden kann. [47,60–63]

Zwar gehören Schäume aus Polymethacrylimid (PMI) aufgrund ihrer Quervernetzung nicht explizit zur Gruppe der thermoplastischen Polymere, sie weisen jedoch hohe mechanische Eigenschaften sowie Formbeständigkeiten bei Temperaturen von bis zu 235 °C auf und können mit geeigneten Prozessführungen thermogeformt oder in Form von Schaumperlen zu Bauteilen verarbeitet werden [38]. Aus diesem Grund werden sie seit der Kommerzialisierung in den 1970er Jahren stetig weiterentwickelt, weshalb anwendungsspezifische Varianten mit unterschiedlichen Dichten, Zellgrößen oder Wärmeformbeständigkeiten existieren [64,65].

2.3.1. Autoklavschäumen / Batchfoaming (statisch)

Die Herstellung von Polymerschäumen im Autoklavschaumverfahren wird üblicherweise für die Untersuchung des Schäumverhaltens mit einfachen Versuchsaufbauten eingesetzt. Der Prozess begünstigt die Identifikation von geeigneten Parameterkombinationen mit geringem Materialeinsatz. Diese Prozessart wird insbesondere für die Herstellung und Untersuchung von mikro- und nanozellulären Schäumen eingesetzt. Der Prozess kann in zwei unterschiedlichen Varianten, entweder druck- oder temperaturinduziert, durchgeführt werden. Bei der druckinduzierten Variante wird das mit Treibmittel gesättigte Polymer durch eine schlagartige Reduktion des Drucks auf Atmosphärenniveau aufgeschäumt. Die Abkühlung erfolgt mittels einer flüssigen Lösung oder an Luft wodurch die zelluläre Struktur eingefroren wird. Bei der temperaturinduzierten Variante wird die Probe mit dem gesättigten Polymer aus dem Autoklaven für eine definierte Zeit in ein temperiertes Ölbad gegeben. Alternativ kann ein Konvektionsofen für die Expansion genutzt werden. Anschließend wird die Probe in Wasser oder einer Lösung abgekühlt. Mit dieser Prozessart können auch Integralschäume hergestellt werden, wobei sich die Parameter sowohl auf die Zellstruktur als auch die Haut- und Kerndicken auswirken. Ein Nachteil dieser Prozessführung sind lange Verweildauern während der Anreicherung des Treibmittels im Polymer, was eine wirtschaftliche Umsetzung mit größeren Materialmengen erschwert. [21,24,25,46,54,66–71]

2.3.2. Partikelschäumen (statisch und kontinuierlich)

Die Herstellung von Partikelschäumen basiert auf einer Zwischenstufe – den Schaumpartikeln – in denen das Polymer mit dem Treibmittel vermischt ist. Die ersten Partikelschäume in Europa wurden in den 1950er Jahren auf Basis von Polystyrolschaumperlen als Styropor [72] oder expandiertes Polystyrol (EPS) durch die BASF SE angeboten [57,73]. Für die Herstellung von Partikelschäumen aus amorphen Thermoplasten, bspw. PS, werden expandierbare Schaumpartikel mit eingeschlossenem Treibmittel hergestellt und in einem weiteren Schritt aufgeschäumt. Für die Verarbeitung von teilkristallinen Thermoplasten, bspw. PP, werden bereits expandierte Schaumperlen genutzt. Schaumpartikel aus Polystyrol können beispielsweise durch eine Polymerisation in einer Suspension gewonnen werden. Für die Herstellung von Polypropylenpartikeln können Compounds im Autoklaven mit dem Treibgas beladen werden. Ein anschließender Druckabfall initiiert die Expansion. Ein weiterer Prozess um Schaumpartikel herzustellen ist die Extrusion, wobei das gasbeladene Polymer durch den Druckabfall in der Düse expandiert und anschließend in einem Tauchbad granuliert wird. In einem angeschlossenen Prozessschritt werden die Schaumpartikel in ein Formwerkzeug gefüllt und durch einen Energieträger, bspw. Wasserdampf, erhitzt, verschweißt und durch die Werkzeuggeometrie in die Bauteilform überführt. In einem angeschlossenen Prozessschritt wird das Formteil durch Tempern getrocknet. Zwar werden komplexe Prozesse für die Herstellung von Partikelschaumformteilen eingesetzt, jedoch können dadurch Bauteile mit einer hohen geometrischen Freiheit hergestellt werden. Durch expandiertes Polypropylen können Bauteile aus Metall und Schaumstoffen mit hohen Dichten substituiert und dadurch Gewichtsreduktionen um 70 % erreicht werden. Das Partikelschäumen stellt den einzigen Schäumprozess dar, der eine hohe Volumenexpansion und niedrige relativen Schaumdichten von bis zu 2 % bei gleichzeitig hoher Geometriefreiheit erlaubt. [34,54,73–77]

Die stetige Weiterentwicklung der Prozessführung erlaubt heute die Herstellung von Partikelschaumbauteilen aus einer Vielzahl an Thermoplasten, wie beispielsweise expandiertem Polypropylen (EPP), Polyethylen (EPE), thermoplastischen Polyurethanen (eTPU), aber auch technischen Thermoplasten wie Polyamid (PA) [78] und Hochleistungsthermoplasten wie Polyethersulfon (PES) [79] [73,80]. Um Polymere mit hohen Schmelz- bzw. Glasübergangstemperaturen ($> 200\text{ °C}$) zu verarbeiten, werden Prozesse basierend auf der Erwärmung durch elektromagnetische Strahlung im Radiofrequenzbereich um 27,1 MHz entwickelt. [74,81–84]

2.3.3. Extrusionsprozesse (kontinuierlich)

Die Herstellung von thermoplastischen Schäumen im Extrusionsverfahren stellt eines der einfachsten und wirtschaftlichsten Schäumverfahren dar [44,52,54,85]. Ende der 1940er Jahre wurde der erste Extrusionsprozess für die kontinuierliche Herstellung von Polystyrolschäumen entwickelt [44,86]. Moderne Extrusionsprozesse erlauben die Schaumherstellung aus Standardthermoplasten, wie beispielsweise Polystyrol mit einer homogenen Dichte in Mengen von bis zu 2800 kg/h und in Breiten von bis zu 2 m [87]. Anders als in Spritzgussprozessen wird der Schaum dabei nicht in die finale Bauteilform injiziert, sondern entsteht als lineares quasi endloses Halbzeug [48]. Bei der Tandemextrusion wird das Polymergranulat in einer ersten Extruderschnecke aufgeschmolzen und homogen mit einem Treibmittel vermischt. Die Masse wird dann in einer zweiten Extruderkammer auf die Schäumtemperatur abgekühlt. Ein erhöhter Druck verhindert die Zellkeimbildung [88]. Die Polymer-Gas-Mischung wird durch die Werkzeugöffnung extrudiert wobei der Druckabfall die freie Expansion (FFE) einleitet. Profile aus diesen Prozessen zeichnen sich durch eine homogene Zellstruktur und sehr geringen Verhautungsdicken von weniger als 0,1 mm aus [48,50]. Die finale Zellstruktur und die Hautdicke kann durch die Modifizierung der Schmelzviskosität beeinflusst werden [50]. KIESSLING beschreibt, dass eine Reduktion der Schaumdichte unter 500 kg/m^3 durch eine freie Expansion schwierig sei [48], jedoch erlaubten frühe Prozesse bereits die Reduktion von Schaumdichten in den Bereich zwischen 200 kg/m^3 und 300 kg/m^3 [88]. Diese Prozessart ist besonders für Profile mit einfachen Geometrien und Dicken zwischen 2 mm und 6 mm geeignet [44]. Die Oberflächenqualität von extrudierten Integralschäumen kann durch spezielle Prozessführungen angepasst werden. Der CELUKA-Prozess, eine Variante des kontrollierten Schaumextrusionsprozesses (controlled foam extrusion - CFE), wurde ursprünglich für die Verarbeitung von PVC Schäumen entwickelt [89]. Bei diesem Prozess wird das Schmelze-Gas-Gemisch über ein Kernwerkzeug extrudiert und expandiert anschließend nach innen und bildet einen Schaumkern aus [44,50,89]. Verglichen mit der freien Expansion (free foam extrusion - FFE) kann hier eine höhere Oberflächenqualität erreicht werden. KIESSLING beschreibt weiter, dass durch den Celuka-Prozess Hautdicken zwischen 0,2 und 3 mm realisiert werden können. Die Hautdicke wird beim Einsatz von chemikalischen Treibmitteln durch die Prozess Temperatur beeinflusst [90,91]. Im Vergleich mit einem frei expandierten Schaum kann das Gewicht um bis zu 20 % reduziert werden [50]. Die räumliche Limitierung der Expansion ermöglicht die Herstellung von Bauteilen mit einer

Breite von bis zu 750 mm bei Dicken zwischen 4 mm und 50 mm [90] in engen Toleranzen von weniger als 0,1 mm. Relative Dichten größer als 0,15 g/cm³ können durch die CFE in Toleranzen von 0,02 g/cm³ hergestellt werden. Extrudate mit einer Dicke von weniger als 5 mm gehen mit einer höheren Dichte einher. [21,34,44,46,48,50,88,89,92]

Die Entwicklung von Extrusionsprozessen zur Herstellung von Strangschäumen (strand foams) aus Polyethylenterephthalate (PET) stellte einen wichtigen Schritt hin zu einer höheren Marktdurchdringung durch effizientere Herstellprozesse dar. In diesem Prozess werden Schäume durch ein Werkzeug mit mehreren Öffnungen extrudiert und nachträglich zu einem soliden Block verschweißt. [21,38,86,93]

2.3.4. Integralschaumspritzguss

Der Großteil von Prozessrouten für die Herstellung von Integralschaumbauteilen wird in angepassten Schaumspritzgussprozessen umgesetzt. Grundsätzlich wird zwischen Nieder- und Hochdruckprozessen unterschieden. Bei Niederdruckprozessen wird das Werkzeug nur teilweise gefüllt und wird durch das Aufschäumen des Polymer-Gas-Gemischs ausgefüllt. Bei Hochdruckprozessen hingegen wird die Form zunächst vollständig gefüllt. Durch den Kontakt mit der kalten Werkzeugwand bildet sich eine Verhautung mit niedrigem Porenanteil. Die Dichteverringerng und Ausbildung der Kernstruktur wird durch einen Öffnungshub erreicht.

Niederdruckspritzguss

Eine Art der ersten Prozessvarianten zur Herstellung von thermoplastischen Integralschäumen sind Niederdruckspritzgussprozesse [58,94]. Bei diesen Prozessen wird das Schmelze-Gas-Gemisch in die Werkzeugform injiziert, füllt das Volumen jedoch nur teilweise aus – 65 – 80 % des Kavitätsummens [95]. Daraus entsteht ein Druckabfall und das Schmelzevolumen expandiert. Durch den Kontakt mit der kalten Werkzeugoberfläche kühlt die Schmelze ab. Schaumzellen an der Oberfläche kollabieren und bilden eine dichte Haut. Die Verhautung und das spezifische Dichteprofil des Integralschaums entsteht aufgrund von inhomogenen Drücken und nicht-isothermen Temperaturverläufen innerhalb des Bauteils [58]. Der Prozess wird aufgrund der hohen Volumenströme von bis zu 5 Liter pro Sekunde auch als Short-Shot Prozess bezeichnet. Durch die niedrigen Prozessdrücke zwischen 0,5 und 10 MPa [95–97] können großflächige Integralschaumbauteile in Spritzgussmaschinen mit niedrigen

Schließkräften realisiert werden. Aufgrund der niedrigen Prozessdrücke können Aluminiumwerkzeug eingesetzt und die Investitionskosten reduziert werden. Allerdings weisen Integralschäume aus diesen Prozessen schlechte Oberflächenqualitäten auf – es entsteht ein charakteristisches Strudelmuster [58,60,94,95]. Durch Verfahrensanpassungen sind mittlerweile Wanddicken von weniger als 3 mm realisierbar [53]. Optimale Dicken liegen zwischen 6 mm und 15 mm wobei homogene Dichten und optimale Dichteverläufe über den Querschnitt erreicht werden. Durch Niederdruckprozesse können Dichtereduktionen zwischen 10 % und 40 % realisiert werden. Durch Niederdruckspritzguss kann die Dichte von Integralschäumen auf 500 g/m^3 verringert und bis zu 50 % der Querschnittsfläche geschäumt werden [58,62,98]. Beim resultierenden Dichteverlauf muss zwischen amorphen und teilkristallinen Thermoplasten unterschieden werden. Bei amorphen TP steigt die Dichte vom Kern zur Oberfläche schneller an als bei teilkristallinen TP wo sich eine niedrige Dichte über einen breiten Bereich einstellt. Eine weitere Herausforderung bei dieser Verfahrensvariante stellen die Abkühlzeiten dar, die jedoch durch Werkzeugwechsel umgangen werden kann. [47,50,58,60,90,97,99,100]

Gas-Gegendruck Spritzguss

Die Prozessvariante des Gas-Gegendruck Spritzgusses wurde entwickelt um die Oberflächenqualität von spritzgegossenen Integralschäumen im Niederdruckspritzguss zu erhöhen. Durch den Einsatz eines Gas-Gegendrucks im Werkzeug wird eine vorzeitige Volumenexpansion vor der Hautentstehung verhindert. Die Hautdicke und Oberflächenqualität werden durch die Dauer beeinflusst, während der der Gas-Gegendruck aufgebracht wird. Diese Prozessart eignet sich besonders für Bauteildicken von mehr als 10 mm, führt allerdings zu höheren relativen Dichten im Vergleich mit anderen Prozessen. Bauteile die in diesem Prozess hergestellt werden, weisen Dichtereduktionen zwischen 5 % und 30 % auf. Die Werkzeugkosten können aufgrund der luftdichten Gestaltung höher sein als für Niederdruckprozesse. Durch eine angepasste Prozessführung können Integralschäume mit variablen Hautdicken mit dieser Prozessart hergestellt werden. [50,95,96,101–104]

Hochdruckintegralspritzguss

Hochdruckintegralspritzgussprozesse zur Herstellung von Integralschäumen wurden entwickelt um die Oberflächenqualität zu erhöhen. Mit zunehmendem Prozessdruck nimmt die Oberflächenrauigkeit ab, weshalb Prozessdrücke von bis zu 150 MPa eingesetzt werden. [60,94,95]. Das Polymer-Gas-Gemisch wird durch die Düse in das beheizte Werkzeug eingespritzt. Während der Haltephase wird zusätzlicher Druck aufgebaut um den Volumenschumpf zu kompensieren. Durch einen Öffnungshub des Werkzeugs wird ein Druckabfall erzeugt, der die Zellbildung initiiert. Nach dem Eintritt eines Gleichgewichtszustands bildet das Bauteil seine integrale Struktur aus, die üblicherweise mit einer porenfreien Polymerhaut auf der Bauteiloberfläche vorliegt. Diese Integralschaumstruktur kann durch verschiedene Prozessvarianten beeinflusst werden. THRONE beschreibt, dass die Hautdicke durch die Verweildauer vor dem Öffnungshub beeinflusst werden kann [58]. Die minimale Bauteildicke wird durch die Fließeigenschaften der Polymerschmelze auf 3 mm beschränkt um eine vollständige Werkzeugfüllung zu erreichen [99,105], jedoch können durch diese Prozessvariante lokal sehr dünne Strukturen, bspw. Rippen und Stege, mit einer Dicke von 0,8 mm realisiert werden [90,95,106]. Weiterhin kann die Werkzeugtemperatur in variothermen Prozessen über die Schmelztemperatur des Polymers erhöht werden, um die Oberflächenqualität zu verbessern. Allerdings muss das Werkzeug vor der Entnahme des Bauteils abgekühlt werden. Die Eigenschaften von Integralschäumen hängen oft voneinander ab, sodass Bauteile mit einer niedrigen Dichte dazu neigen dünnere Häute mit einer raueren Oberfläche auszubilden [50,101,107]. Als wichtigste Verfahren zur Herstellung von Integralschäumen im Spritzgussprozess können MuCell von Trexel Inc., Optifoam der Firma Sulzer Chemtech AG und ErgoCell von Demag genannt werden. Schäume aus diesen Prozessen weisen oft eine mikrozelluläre Struktur auf. Eine Zusammenfassung der verfügbaren Literatur zum MuCell-Prozess wurde durch DING ET AL. [108] zu den Themen Prozessvarianten und deren Grenzen, sowie Bauteileigenschaften und Simulationsmethoden erstellt. Bei Hochdruckintegralschaumspritzgussprozessen können Dichtereduktionen zwischen 10 % und 50 % erreicht werden. [18,26,46,50,58,71,94,99,106,107,109–111]

Zwei-Komponenten Integralschaumspritzguss

Sowohl Nieder- und Hochdruckprozesse aber auch Extrusionsprozesse können dazu eingesetzt werden um Integralschäume aus zwei Komponenten herzustellen. Beim Zwei-Komponenten-Spritzguss wird das erste Polymer in die Form gegeben, füllt diese

aber nicht vollständig aus. Erst durch das Einspritzen des zweiten Polymers, das mit Treibmittel gesättigt ist, wird die Form vollständig gefüllt und die porenfreie Haut gegen die Werkzeugoberfläche gepresst. Da die erste Komponente ohne Treibmittelzusatz eingespritzt wird, können mit dieser Prozessart höhere Oberflächenqualitäten als bei Niederdruckprozessen erreicht werden. Anschließend kann das erste Polymer erneut eingespritzt werden um beim nachfolgenden Öffnungshub ein Austreten des geschäumten zweiten Polymers zu verhindern. Ein Vorteil dieser Prozessvarianten ist die Herstellung von Integralschäumen aus unterschiedlichen Polymeren, aber auch von Verbunden aus Decklagen mit einem Kern aus günstigeren Werkstoffen, bspw. Polymerrezyklaten. Durch diese Prozessvariante können relative Dichten zwischen 70 % und 95 % gegenüber einem Vollmaterialbauteil realisiert werden. [50,58,90,112]

2.4. Eigenschaften von Polymerschäumen

Ein Schaum als zellulärer Werkstoff kann als Verbund aus einem Polymer und einem Gas beschrieben werden. Das Schaumgewicht setzt sich aus den Gewichten des Polymers und des Gases zusammen und kann mit Formel 2.1 beschrieben werden.

$$V_{Schaum} * \rho_{Schaum} = V_{Polymer} * \rho_{Polymer} + V_{Gas} * \rho_{Gas} \quad 2.1$$

Durch eine Anpassung kann das Verhältnis der Schaumdichte ρ_{Schaum} zur Polymerdichte $\rho_{Polymer}$ mit Formel 2.2 beschrieben werden.

$$\frac{\rho_{Schaum}}{\rho_{Polymer}} = \frac{V_{Polymer}}{V_{Schaum}} + \frac{V_{Gas}}{V_{Schaum}} * \frac{\rho_{Gas}}{\rho_{Polymer}} \quad 2.2$$

Da die Dichte des Gases üblicherweise sehr viel kleiner ist als die Dichte des Polymers, kann der rechte Summand vernachlässigt werden. Formel 2.2 kann daher vereinfacht werden um die relative Dichte φ mit Formel 2.3 zu beschreiben. Sie stellt die wichtigste Eigenschaft eines zellulären Werkstoffs dar. [20,43,44].

$$\varphi = \frac{\rho_{Schaum}}{\rho_{Polymer}} = \frac{V_{Polymer}}{V_{Schaum}} \quad 2.3$$

Basierend auf der relativen Schaumdichte als Kennwert können verschiedene Eigenschaften beschrieben werden. So kann beispielweise die Materialverteilung in einer Einheitszelle in einem offen- und einem geschlossenzelligen Schaum als Funktion der relativen Dichte beschrieben werden. Abbildung 2.8 zeigt einen direkten Vergleich zwischen dem Verhältnis $\frac{d_e}{l_e}$ eines offenzelligen Schaums und eines geschlossenzelligen

Schaums bei unterschiedlichen relativen Dichten. GIBSON UND ASHBY beschreiben, dass das Verhältnis der Kantendicke d_e und der Kantenlänge l_e in einem offenzelligen Schaum mit Formel 2.4. In einem geschlossenzelligen Schaum findet Formel 2.5 Anwendung. Die Faktoren C_1 und C_2 können für die meisten Fälle mit $C_i = 1$ angenommen werden. [20]

$$\varphi = C_1 \left(\frac{d_e}{l_e} \right)^2 \quad \text{offenzellig} \quad 2.4$$

$$\varphi = C_2 \frac{d_e}{l_e} \quad \text{geschlossenzellig} \quad 2.5$$

Das Material in einem offenzelligen Schaum liegt hauptsächlich in den Kanten vor, weshalb das Verhältnis $\frac{d_e}{l_e}$ bei einer relativen Dichte von 5 % um das 2,5-fache höher ist, als bei einem geschlossenzelligen Schaum. Der Unterschied nimmt mit steigender relativer Dichte ab. Bei einer relativen Dichte von $\varphi = 30\%$ sind die Kanten eines offenzelligen Schaums bei gleicher Länge nur noch 80 % dicker als die eines geschlossenzelligen Schaums, in dem das übrige Material in den Zellmembranen vorliegt.

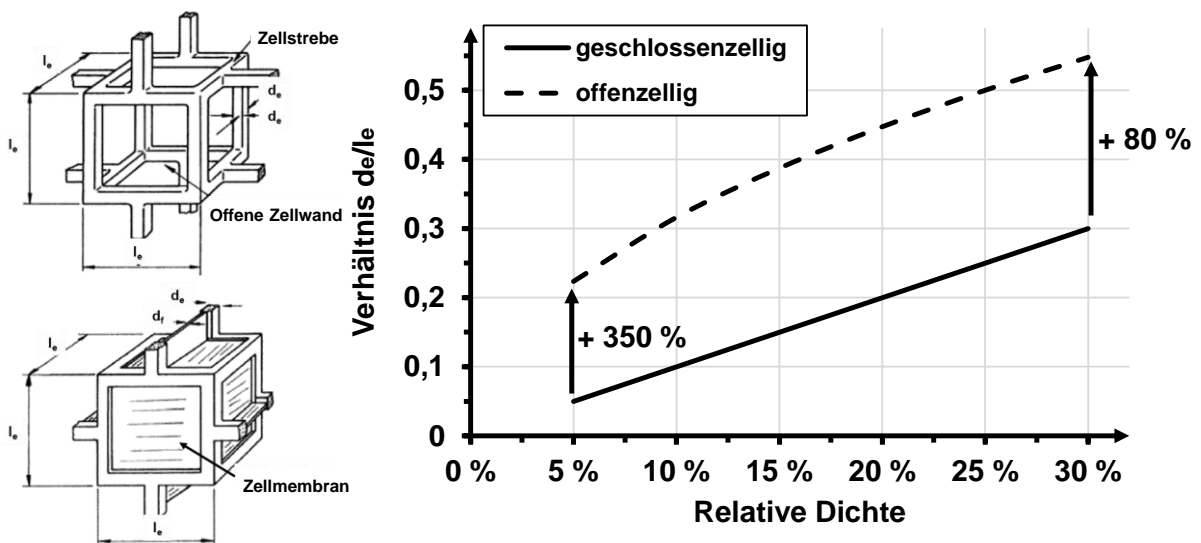


Abbildung 2.8: Kubische Einheitszellen nach [20] und Vergleich des Verhältnis $\frac{d_e}{l_e}$ in offen- und geschlossenzelligen Schäumen

Bei thermoplastischen Schäumen ist insbesondere die Temperaturabhängigkeit der mechanischen Eigenschaften zu berücksichtigen. Abbildung 2.9 zeigt einen qualitativen Verlauf des normierten Schubmoduls von amorphen und eines teilkristallinen TP (a) und die Änderung der Schmelzeviskosität (b) in Abhängigkeit der Temperatur.

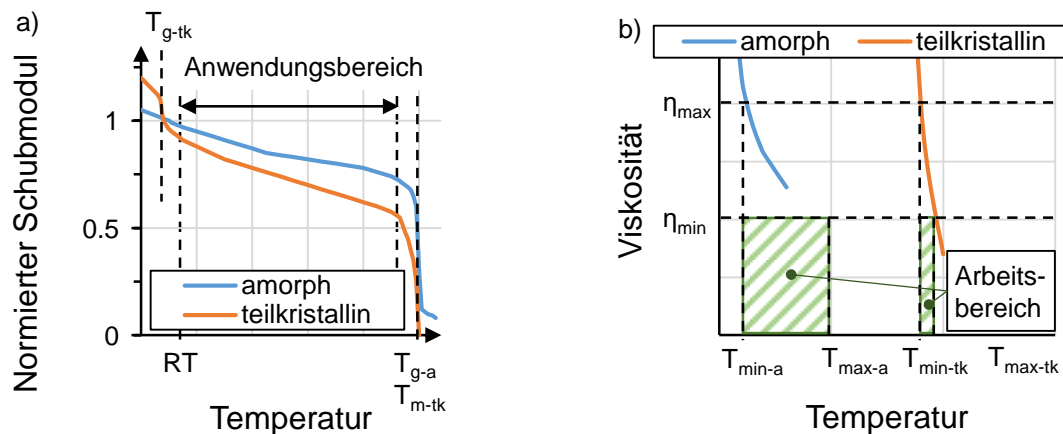


Abbildung 2.9: Qualitative Darstellung des Temperaturabhängigen Verlaufs des Schubmoduls (a) und der Schmelzeviskosität (b) von amorphen und teilkristallinen TP, nach [34] und [113]

Sowohl amorphe als auch teilkristalline Thermoplaste weisen eine Glasübergangstemperatur auf, ab der die Molekülketten in den amorphen Bereichen beweglich werden. Werden amorphe Thermoplaste über diese Temperatur erwärmt, geht ihr Verhalten in einen Bereich mit einem entropie-elastischen Verhalten über, bevor das Material nach Überschreiten der Fließtemperatur ein viskoses Verhalten aufweist. Teilkristalline TP weisen neben der Glasübergangstemperatur eine Schmelztemperatur T_m auf. Wird diese Temperatur überschritten, tritt eine Phasenumwandlung auf und die Molekülketten in den regelmäßig angeordneten Bereichen werden beweglich. [16,34,114]

Die Auswahl der Prozesstemperatur hängt von der Schmelzeviskosität des Polymers ab, die im Schäumprozess niedrig genug sein muss, um eine Expansion und Zellbildung zu ermöglichen, jedoch nicht so gering sein darf, dass die Zellwand reißt und das Treibmittel entweichen kann [101,113]. Die temperaturabhängige Viskositätsänderung von amorphen TP mit einem niedrigen Gradienten erlaubt einen breiteren Arbeitsbereich im Vergleich zu teilkristallinen TP [58,113]. Die Mikrostruktur des Thermoplasten kann sich zudem auf den Dichteverlauf über den Querschnitt des Integralschaums auswirken, wobei teilkristalline TP einen steileren und amorphe TP einen flacheren Dichtegradienten zwischen der Oberfläche und der Bauteilmitte ausbilden [50]. Zwar erlauben amorphe TP die Verarbeitung in einem breiten Temperaturbereich, jedoch ermöglichen die niedrigeren Viskositäten von teilkristallinen TP die Füllung von größeren und geometrisch komplexeren Werkzeugen [114].

2.4.1. Einfluss der Prozessparameter auf die Integralschaumstruktur

Die Eigenschaften von Integralschäumen werden maßgeblich von der Prozessführung und der resultierenden Struktur beeinflusst, vornehmlich von den Dichteverläufen und der Haut-Kern-Dickenkonfiguration [44,53,92,101]. Die Veränderung der Schaumstruktur durch eine Anpassung von Prozesseinflüssen unterliegt oft Wechselwirkungen und gegenläufigen Effekten. Die Schaummorphologie und die relative Dichte werden durch das Treibmittel und seine Löslichkeit im Polymer, den Sättigungsdruck, Schäumtemperatur und –dauer oder den Druckabfall im Werkzeug beeinflusst [24,42]. Die Werkzeugtemperatur kann sowohl die Zellgröße aber auch die Hautdicke beeinflussen [115]. Eine höhere Verhautungsdichte kann durch die Lösbarkeit des Treibmittels bei niedrigen Temperaturen und der homogeneren Verteilung im Zusammenspiel mit der höheren Polymerviskosität bedingt sein [100]. Allerdings können Dichteverläufe als Ergebnis von Schäumprozessen hohen Schwankungen unterliegen, was eine zuverlässige Vorhersage der Integralschaumeigenschaften erschwert. Die Zellstruktur von Integralschäumen kann beispielsweise durch eine vorzeitige Expansion oder Gasaustritt bei der Injektion beeinflusst werden, wodurch die Leistungsfähigkeit reduziert wird. Die Zellstruktur kann insbesondere der Anpassung der Schmelzeviskosität des Polymers beeinflusst werden. [50,85,94,96,99,101,102,104,113,116–122]

Für ein optimiertes Eigenschaftsprofil sind hohe Hautdicken und niedrige Kerndichten zu bevorzugen. Der Leichtbaueffekt für Integralschäume mit Dicken zwischen 2,5 mm und 4 mm deutlich höher ist, als bei höheren Bauteildicken aber identischen Dichtereduktionen im Kern [53,101,123]. Frühe Integralschäume wiesen relative Kerndichten zwischen 60 % und 80 % auf, wobei Verhautungen mit einem niedrigen Porengehalt zwischen 10 % und 20 % (teilweise 50 % [58]) des Querschnitts darstellten [124]. Weiterhin wurde beschrieben, dass die Dichte in Integralschäumen vom Wert des Polymers an der Oberfläche bis auf eine relative Dichte von 30 % im Kern abfallen kann [125]. Die Strukturausbildung und der Dichteverlauf über den Querschnitt kann jedoch auch von der Integralschaumdicke und der relativen Dichte abhängen. Für Integralschäume mit einer relativen Dichte von mehr als 90 % und einer Dicke von mehr als 5 mm stellt sich ein stetiger Anstieg der Dichte zur Bauteiloberfläche mit einem Übergangsbereich ein. Bei Integralschäumen mit einer relativen Dichte von weniger als 70 % und einer Dicke von maximal 3 mm entsteht ein Dichtesprung zwischen Kern und Haut [53].

2.4.2. Beschreibung der Kompaktierung von zellulären Strukturen

Durch eine Belastung eines zellulären Werkstoffs wird dieser kompaktiert und seine Struktur verändert. Eine resultierende charakteristische Spannungs-Dehnungs-Kurve für eine Druckbelastung ist in Abbildung 2.10 dargestellt und kann generell in drei Bereiche unterteilt werden. Zunächst wird das Material elastisch verformt, dabei beulen die Zellstreben aus. Die Spannung steigt in diesem Bereich nahezu linear an. Übersteigt die Spannung die Druckfestigkeit σ_{pl}^* des Materials beginnt die plastische Verformung. Die Zellstreben werden gebogen und brechen zunehmend, wodurch sich ein gleichbleibendes Spannungsniveau über einen breiten Kompaktierungsbereich ausbildet [43,126]. Bei der Kompaktierung von Schaumzellen ist der Druckmodul unabhängig von der Prüfgeschwindigkeit [127], jedoch stellen sich während der plastischen Verformung bei höheren Geschwindigkeiten auch höhere Druckspannungen ein. Während der Verdichtung steigt die Spannung, durch eine zunehmende Zahl aufeinanderliegender Zellstrukturen, exponentiell an. Diese Strukturen können nicht weiter kompaktiert werden und haben die Druckfestigkeit des Ausgangsmaterials. [20]

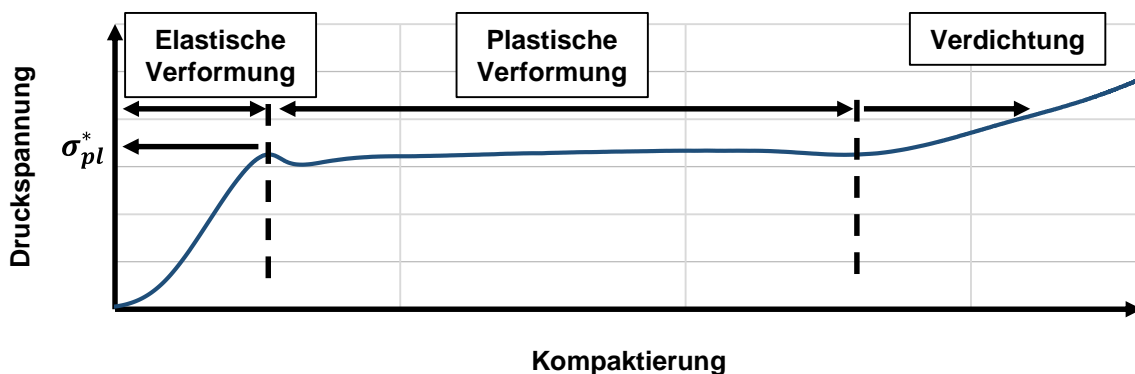


Abbildung 2.10: Spannungs-Dehnungs-Verlauf bei der Kompaktierung von zellulären Materialien

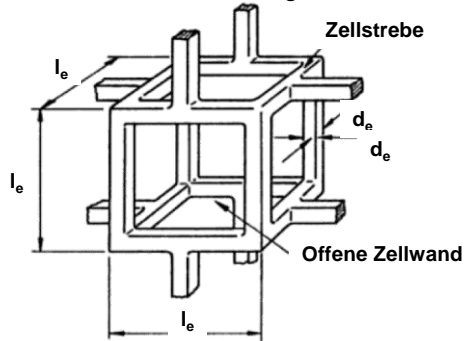
Die Zellstruktur beeinflusst ebenfalls das Versagensverhalten von Schäumen bei einer Druckbelastung. In einem offenzelligen Schaum wird die plastische Deformation vor allem durch das Ausknicken und das Verschieben der Zellstreben dominiert. Das Zellgas kann sich während des Prozesses frei zwischen den einzelnen Zellen bewegen und leistet somit keinen Beitrag zum resultierenden Druck. Bei geschlossenzelligen Schäumen hingegen tragen die Verformung der Zellmembran, vor allem ihre Dehnung aber auch die Kompaktierung des Zellgases, zum Kompaktierverhalten der Schäume bei. Eine schematische Darstellung der kubischen Einheitszellen von offen- und geschlossenzelligen Schäumen sowie die Mechanismen, die bei ihrer Verformung auftreten werden in Abbildung 2.11 dargestellt.

Während der Verdichtung wird das in der Zellstruktur vorliegende Material soweit wie möglich kompaktiert. Die Porosität V_H beschreibt den Anteil einer unverformten Schaumzelle der nicht mit Polymer gefüllt ist, siehe Formel 2.6. Aufgrund der inhomogenen Materialverteilung in den Zellstreben und -membranen liegt während der Verdichtung nicht die Materialdichte vor. Stattdessen muss die Struktur des Schaums berücksichtigt werden. Der Verformungsgrad ab dem die vollständige Verdichtung einsetzt kann nach GIBSON UND ASHBY mit Formel 2.7 abgeschätzt werden. [20]

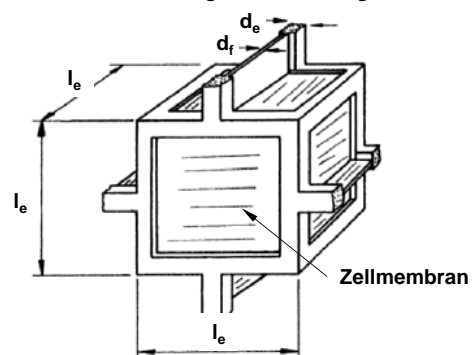
$$\varepsilon_D \neq 1 - \varphi = V_H \tag{2.6}$$

$$\varepsilon_D = 1 - 1.4 \cdot \varphi \tag{2.7}$$

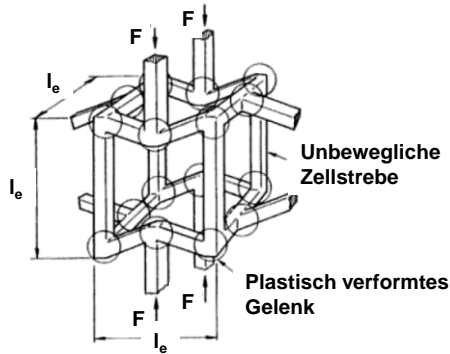
a) Kubische Einheitszelle eines offenzelligen Schaums



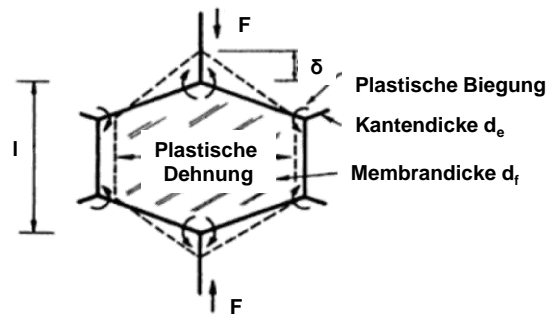
d) Kubische Einheitszelle eines geschlossenzelligen Schaums



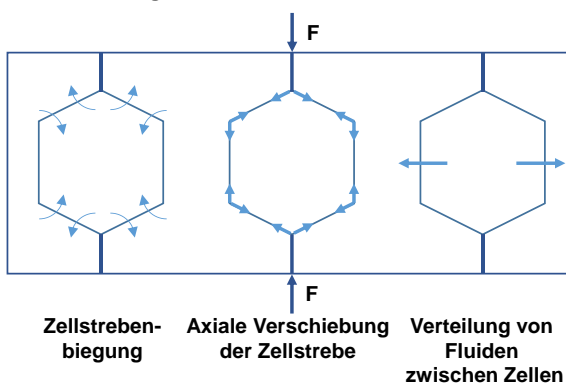
b) Plastische Verformung in offenzelligen Schäumen



e) Plastische Verformung in geschlossenzelligen Schäumen



c) Mechanismen der plastischen Verformung von offenzelligen Schäumen



f) Mechanismen der plastischen Verformung von geschlossenzelligen Schäumen

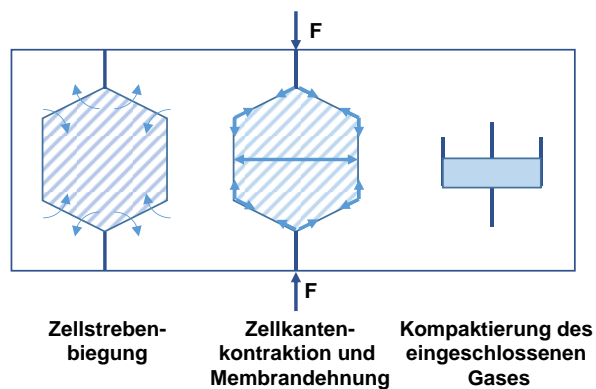


Abbildung 2.11: Einheitszellen für offen- und geschlossenzellige Schäume sowie Mechanismen die bei ihrer Kompaktierung wirken, nach [20]

2.4.3. Beschreibung der Biegeeigenschaften

Analog zur relativen Schaumdichte können weitere Eigenschaften eines zellulären Werkstoffs als Verhältnis des ermittelten Kennwerts zum Kennwert für den porenfreien Ausgangswerkstoff beschrieben werden [43]. Bereits MOORE ET AL. beschrieben den Vergleich der absoluten Werte zwischen einem Schaum und seiner Dichte als unzureichend [127]. Formel 2.8 beschreibt die Herleitung des relativen Zugmoduls analog zu Formel 2.2. Da auch hier die Eigenschaften des Gases im Vergleich zum Polymer sehr gering sind, kann der rechte Summand vernachlässigt werden. Der relative Modul kann daher auch als Funktion der relativen Dichte mit Formel 2.9 dargestellt werden.

$$\frac{E_{Schaum}}{E_{Polymer}} = \frac{V_{Polymer}}{V_{Schaum}} + \frac{V_{Gas}}{V_{Schaum}} \cdot \frac{E_{Gas}}{E_{Polymer}} \quad 2.8$$

$$\frac{E_{Schaum}}{E_{Polymer}} = \frac{\rho_{Schaum}}{\rho_{Polymer}} \quad 2.9$$

Diese Formel stellt ein lineares Verhältnis zwischen dem relativen Zugmodul und der relativen Schaumdichte dar. Die Anwendbarkeit von einem solchen linearen Verhältnis zwischen der relativen Dichte und verschiedenen mechanischen Eigenschaften wird durch unterschiedliche Autoren bestätigt [20,25,128,129]. Allerdings können nicht alle mechanischen Kennwerte mit einer linearen Abhängigkeit von der relativen Schaumdichte beschrieben werden. MOORE, COUZENS UND IREMONGER stellten in ihren Untersuchungen fest, dass ein Exponent für die relative Dichte berücksichtigt werden muss. Für die Untersuchung von Scher-, Zug- und Druckmoduln stellten sie eine Abhängigkeit für offenzellige Schäume fest, die als square power law mit einem Exponenten von $n = 2$ abgeschätzt werden kann, siehe Formel 2.10. [127]

$$\frac{E_{Schaum}}{E_{Polymer}} = \left(\frac{\rho_{Schaum}}{\rho_{Polymer}} \right)^2 \quad 2.10$$

Zwar konnten die Autoren keine physikalische Begründung für einen solchen Zusammenhang erörtern, jedoch wurde ein ähnlicher Zusammenhang auch durch weitere Autoren bestätigt [25,117,125,130]. IREMONGER UND LAWLER [125] untersuchten verschiedene Ansätze basierend auf der Finite-Elemente-Methode die als „circular hole in square plate“ und „spherical hole in solid cube“ beschrieben wurden. Ihre Ergebnisse erlaubten bessere Abschätzungen der Eigenschaften, als bisherige theoretische Ansätze. Sie stellten eine hohe Übereinstimmung mit den Abschätzungen basierend

auf Formel 2.10 fest. TRAEGER untersuchte das Verhältnis der relativen Dichte von Polyurethan-Schäumen und seinen Eigenschaften. Er stellte Exponenten zwischen $1,1 < n < 1,8$ fest [59]. IIDA ET AL. stellten ein Verhältnis zwischen der relativen Dichte von Polyurethan-Schäumen und relativen Biegemoduln und relativen Biegefestigkeiten von $n = 1,9$ fest [131]. KLEMPNER UND FRISCH beschreiben den Exponenten für den Biegemodul, basierend auf den Ergebnissen von BENNING, für Polyolefine mit Werten zwischen $1,4 < n < 1,7$ [44,116]. ALTSTÄDT UND MANTEY beschreiben den Bereich für den Exponenten als $2 < n < 2,5$ [53]. Müller und Ehrenstein beschreiben den Bereich des Exponenten n für gefülltes Polypropylen als $2 < n < 2,7$ [132]. Die theoretische Betrachtung von GONZALEZ beschreibt das Verhältnis mit einem Exponenten von $n = 3$ [133]. Basierend auf der verfügbaren Literatur kann die Beziehung zwischen den relativen Schaumdichten und relativen mechanischen Eigenschaften mit einem Exponenten zwischen $1 < n < 2$ beschrieben werden, siehe Formel 2.11. [20,43,44,116,134]

$$\frac{E_{\text{Schaum}}}{E_{\text{Polymer}}} = \left(\frac{\rho_{\text{Schaum}}}{\rho_{\text{Polymer}}} \right)^n = \varphi^n \quad 2.11$$

Dieser Ansatz erlaubt die Bewertung der Materialausnutzung basierend auf einfach bestimmbar Kennwerten. Sind die mechanischen Kennwerte und die Bauteildichten bekannt, kann der Exponent n als Maß der Effizienz der Materialausnutzen mit Formel 2.12 berechnet werden. Je niedriger der Exponent n ist, desto höher ist der mechanische Kennwert des Schaums und desto höher ist die Effizienz der Materialausnutzung. Abbildung 2.12 zeigt einen Vergleich zwischen den dichteabhängigen Verläufen des Biegemoduls für unterschiedliche Werte für den Exponenten n .

$$n = \log_{\varphi} \left(\frac{E_{\text{Schaum}}}{E_{\text{Polymer}}} \right) \quad 2.12$$

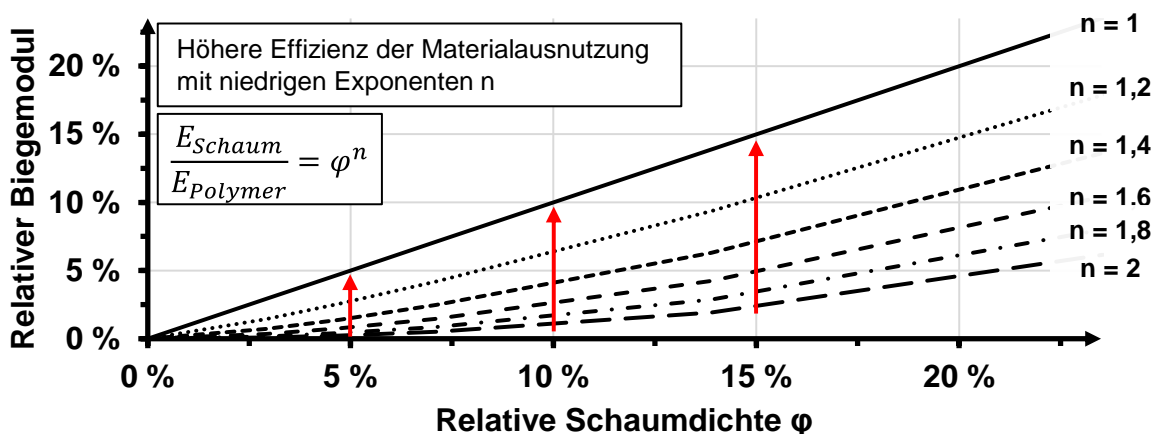


Abbildung 2.12: Dichteabhängige Verläufe des Biegemoduls für verschiedene Exponenten n

Die Beschreibung des Verhältnisses zwischen der relativen Dichte und den relativen mechanischen Eigenschaften stellt eine Möglichkeit zur Betrachtung und Modellierung dar, jedoch wird die spezifische Schaumstruktur nicht berücksichtigt. Die Schaumstruktur kann jedoch durch andere Modellierungsansätze berücksichtigt werden.

Die Bestimmung der Durchbiegung δ in Dreipunkt-Biegeversuchen ist eine häufig eingesetzte Methode zur Bestimmung der Steifigkeit von Integralschäumen. Die Formel berücksichtigt die aufgebrachte Last F , den Auflagerabstand L und das Produkt aus dem Biegemodul E_B und dem Flächenträgheitsmoment I_{IS} , siehe Formel 2.13. Es werden rein elastische Verformungen und gleichwertige Druck- und Zugmoduln angenommen und auftretende Scherkräfte vernachlässigt. [101]

$$\delta = \frac{F \cdot L^3}{48 \cdot E_B \cdot I_{IS}} \quad 2.13$$

Die Bestimmung der Durchbiegung bei einer punktuellen Belastung mit symmetrischen Auflagern bildet die Grundlage für eine Vielzahl von Berichten über die Bestimmung des Biegemoduls von Integralschäumen. [63,117,124,128,129,133,135,136]

Da die Struktur eines Integralschaums einer Sandwichstruktur ähnelt – eine dichte Verhautung an der Oberfläche mit einem Kern niedriger Dichte [135] – wurde zunächst die Anwendbarkeit von Modellierungsansätzen für solche Strukturen, bspw. der Einsatz des Satz VON STEINER unter anderem durch MOORE UND IREMONGER [63] oder HOBBS [128] betrachtet, siehe Formel 2.14:

$$E_{B-Steiner} \cdot \frac{d_{Bauteil}^3}{12} = \left[\frac{2 \cdot E_{B-polymer} \cdot d_{Haut}^3}{12} + \frac{E_{B-polymer} \cdot d_{Haut} \cdot (d_{Bauteil} - d_{Haut})^2}{2} + \frac{E_{B-Schaum} \cdot (d_{Bauteil} - 2 \cdot d_{Haut})^3}{12} \right] \quad 2.14$$

HOBBS [128] untersuchte den Einfluss von fünf äquivalenten Querschnitten mit unterschiedlichen Dichteverläufen auf den Biegemodul von Integralschäumen. Eine schematische Darstellung von ausgewählten äquivalenten Querschnitten ist in Abbildung 2.13 dargestellt.

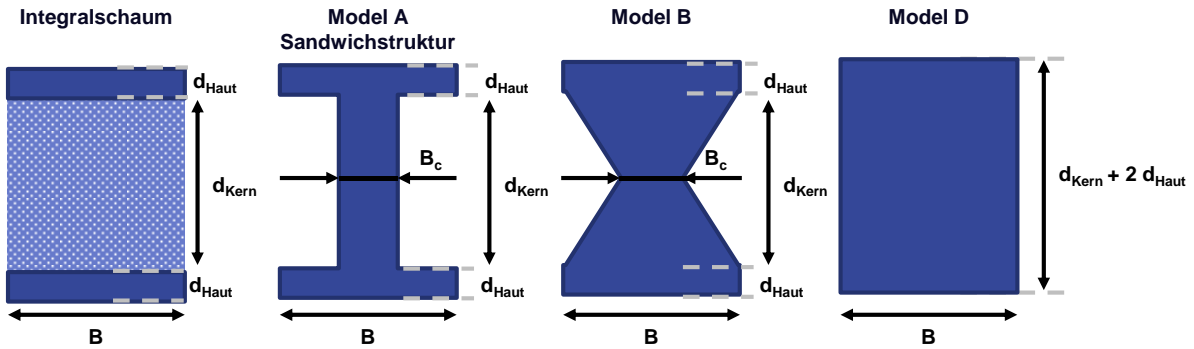


Abbildung 2.13: Modellierung mit äquivalenten Querschnitten nach Hobbs [128]

Modell A betrachtet den klassischen Ansatz nach Steiner, Formel 2.14. Hobbs beschrieb, dass dieses Modell die effektiven Integralschaumeigenschaften signifikant überschätzt. Modell B betrachtet einen angepassten Ansatz bei dem die Dichte linear zur Kernmitte abnimmt, Formel 2.15.

$$I_{Model-B} = \frac{B_c \cdot d_{Kern}^3}{12} + \frac{B \cdot d_{Haut}^3}{6} + \frac{B \cdot d_{Kern} \cdot (d_{Haut} + d_{Kern})^2}{2} + \frac{B - B_c}{2} \cdot \frac{D^3}{8} \cdot \frac{1}{9} + \frac{D^3}{18} \cdot (B - B_c) \quad 2.15$$

$$B_c = \left(\frac{E_c}{E_s}\right) \cdot B$$

Er stellte die höchste Übereinstimmung zwischen der vorhergesagten und ermittelten Durchbiegung (load deflection curves) für Schäume mit relativen Dichten zwischen 75 % und 80 % durch einen vereinfachten Ansatz – Modell D - basierend auf B_c dem Verhältnis aus Kern- und Hautmodul fest, Formel 2.16:

$$I_{Model-D} = \frac{B_c \cdot (d_{Kern} + 2 \cdot d_{Haut})^3}{12} \quad B_c = \left(\frac{E_c}{E_s}\right) \cdot B \quad 2.16$$

Die größte Herausforderung bei dieser Herangehensweise ist die eindeutige Bestimmung des Flächenträgheitsmoments. Äquivalente Querschnitte können für Zwei-Komponenten-Integralschäume einfach beschrieben werden, jedoch stellen monolithische Integralschäume eine Herausforderung dar [101]. Übergänge zwischen der Haut als Decklage und dem Kern sind oft nicht eindeutig erkennbar, da Dichteverläufe kontinuierlich und nicht als diskrete Dichteunterschiede verschiedener Komponenten entstehen [128]. Eine umfassende Analyse der Schaumstruktur ist aufgrund der hohen Varianz der Schaumstruktur oft nur schwer möglich [63,124]. Daher basierten frühe Modelle für die Verknüpfung der Schaumstruktur mit seinen mechanischen Eigenschaften auf parametrischen Ansätzen, die empirisch validiert wurden [135,137,138].

WASSERSTRASS UND THRONE [117] ergänzten ein von THRONE [135] beschriebenes parametrisches Modell für verschiedene Dichteverläufe von Integralschäumen zusammen mit dem quadratischen Zusammenhang zwischen dem relativen Biegemodul und der relativen Dichte von MOORE ET AL [127] um den Cantilevermodul zu bestimmen. Das Modell wurde um einen Beitrag für die Berücksichtigung der Hautdicke ergänzt. Die Integralschäume mit quadratischem oder kreisrundem Querschnitt wurden durch ein bekanntes Gewicht ausgelenkt. Basierend auf dieser Auslenkung wurde die Steifigkeit berechnet. Die Autoren beschreiben, dass die Ergebnisse unabhängig von der spezifischen Struktur sind. [117]

GONZALEZ [133] führte eine theoretische Betrachtung verschiedener Haut-Kern-Dickenkonfigurationen von Integralschäumen im Vergleich mit einem porenfreien Material durch. Als Rahmenbedingungen betrachtete er das Bauteilgewicht für gleiche Steifigkeiten und die Bauteilsteifigkeit bei gleichem Gewicht.

MEHTA UND COLOMBO [139] untersuchten das anisotrope Schaumverhalten basierend auf dem Volumenschrumpf. Sie beschreiben ein empirisches Modell zur Bestimmung der Integralschaumeigenschaften basierend auf den Modellen von HALPIN-TSAI. Das empirische Modell bezieht einfach bestimmbare Eigenschaften des Schaums und des Polymers mit ein.

THRONE verglich unterschiedliche Ansätze zur Bestimmung der Steifigkeit von thermoplastischen Integralschäumen und beschrieb, dass die Modelle hauptsächlich auf der relativen Bauteildichte basieren und die prognostizierte Steifigkeit nur geringfügig durch Änderungen der Hautdicke und Kerndichte beeinflusst wird [134].

WU UND YEH verglichen die verfügbare Literatur und bemerkten, dass ein Großteil der Literatur die Eigenschaften von Schäumen beschreibt die im Niederdruckschaumspritzgießen hergestellt wurden. Ein geringerer Anteil befasst sich mit Schäumen die im Gegendruckspritzgießen hergestellt wurden. Sie untersuchten die Eigenschaften von ABS-Schäumen die in beiden Prozessen hergestellt wurden und verglichen die Kennwerte mit Vorhersagen die auf den Modellen von HOBBS basierten. Im Gegensatz zu HOBBS, stellten sie fest, dass Modell A und B zu einer adäquaten Übereinstimmung führt. Wohingegen Modell D die geringste Übereinstimmung lieferte. Sie beschreiben zudem die Herausforderungen, die bei der Betrachtung von angepassten Kernbreiten B_c auftreten. Insbesondere bei den Ansätzen zu Modell B und dem darauf basierenden

Modell E können bereits bei relativen Dichten von 80 % und niedrigen relativen Hautanteilen von 16 % bzw. 24 % negative Werte für B_c auftreten. Dies führt wiederum zu einer Überschätzung des Biegemoduls. [140]

IIDA ET AL. betrachteten ebenfalls einen ähnlichen Ansatz für die Bestimmung der Gesamtsteifigkeit von PUR-Integralschäumen, siehe Formel 2.17. Die dichteabhängigen Biegemoduln werden mit einem Wert von $n = 1.9$ berücksichtigt. [131]

$$E_{B-Iida} = \frac{E_{B-Polymer}}{d_{Bauteil}^3} \cdot \left[\left(\frac{\rho_{Kern}}{\rho_{Polymer}} \right)^{1,9} \cdot (d_{Bauteil} - 2 \cdot d_{Haut})^3 + \left(\frac{\rho_{Haut}}{\rho_{Polymer}} \right)^{1,9} \cdot \{d_{Bauteil}^3 - (d_{Bauteil} - 2 \cdot d_{Haut})^3\} \right] \quad 2.17$$

Sie beschrieben ebenfalls, dass die maximale Biegefestigkeit eines Schaums von zwei Mechanismen abhängt, die während der Prüfung auftreten. Eine Schädigung des Integralschaums kann entweder durch Ausbeulen bzw. Eindrücken der oberen Haut in den Schaumkern als Druckversagen oder durch Rissausbildung und Zugversagen in der unteren Haut auf. Die maximal erreichbare Biegefestigkeit hängt zudem maßgeblich vom Biegemodul und der Biegefestigkeit des porenfreien Polymers ab [131]. KHAKHAR UND JOSEPH nutzten die Erkenntnisse von IIDA ET AL. um ein Modell für die Bestimmung von optimalen Dichteverläufen und Hautdicken für maximale Biegefestigkeiten zu entwickeln [141]. Die Anwendbarkeit des Modells von IIDA ET AL. wurde zudem durch SADIK ET AL. bestätigt. Sie verglichen Biegeeigenschaften von spritzgegossenen PP-Integralschäumen und untersuchten die individuellen Eigenschaften der Verhautung, des Kerns und der Integralschäume als Ganzes [142].

Ein weiterer Ansatz der in der Literatur verfolgt wird, ist die Beschreibung eines stetigen Dichtegradients über den Querschnitt des Integralschaums und der Berechnung des Biegemoduls als Integral des dichteabhängigen Biegemoduls. Ein stetiger Dichteverlauf eines Integralschaums berücksichtigt einen Übergangsbereich zwischen dem Schaumkern und der Verhautung. Anders als bei einem Verbundsandwich tritt bei unverstärkten Integralschäumen kein Dichtesprung zwischen Kern und Decklage auf.

MÜLLER UND EHRENSTEIN verglichen die Eigenschaften von Integralschäumen aus Polypropylen ohne und mit 20 Gew.-% Glasfaseranteil, die in einem Spritzgussprozess hergestellt wurden. Sie untersuchten die Eignung des I-Beam Modells als dreilagiges Modell sowie eines fünfteiligen Modells aus zwei Decklagen konstanter Dichte, zwei Übergangsbereichen in denen die Dichte zum Kern hin linear abnimmt und einem Kern

mit einer konstanten Dichte. Sie nutzten diese Modelle als Grundlage für die Berechnung des Flächenträgheitsmoments basierend auf einer power law Beziehung zwischen der lokalen Dichte und dem Biegemodul mit $2 < n < 2,7$ um die Kraft zu berechnen, die auftritt, wenn der Integralschaum als Biegebalken um 1 mm ausgelenkt wird. Die Modelle erlaubten eine Abschätzung mit einer Genauigkeit von $\pm 15\%$ um die gemessene Kraft. Basierend auf diesen Abschätzungen kann die Steifigkeit bei gleichem Gewicht um das 2 bis 3-fache gesteigert oder bei gleicher Steifigkeit eine Gewichtersparnis zwischen 30 % und 40 % realisiert werden. [132]

THRONE ET AL. beschreiben, dass im Gegensatz zu einem Verbundsandwich keine Scherebene zwischen der Verhautung und dem Schaumkern vorliegt. Daher muss die gesamte Struktur der Biegebelastung widerstehen, wohingegen die Biegebelastung in einem Verbundsandwich nur durch die Decklagen aufgenommen wird und im Kern in eine Schubbelastung umgewandelt wird. Abbildung 2.14 zeigt eine schematische Darstellung der Bauteilquerschnitte, der Dichteverläufe sowie der Spannungsverteilung über den Querschnitt bei einer Biegebelastung. [60,100,130,135]

MOORE UND IREMONGER kommen zu einem ähnlichen Schluss und beschreiben, dass insbesondere die Annahme einer homogenen Dichte im Kern zur deutlichen Unterschätzung der Biegesteifigkeit von Integralschäumen führen kann [63].

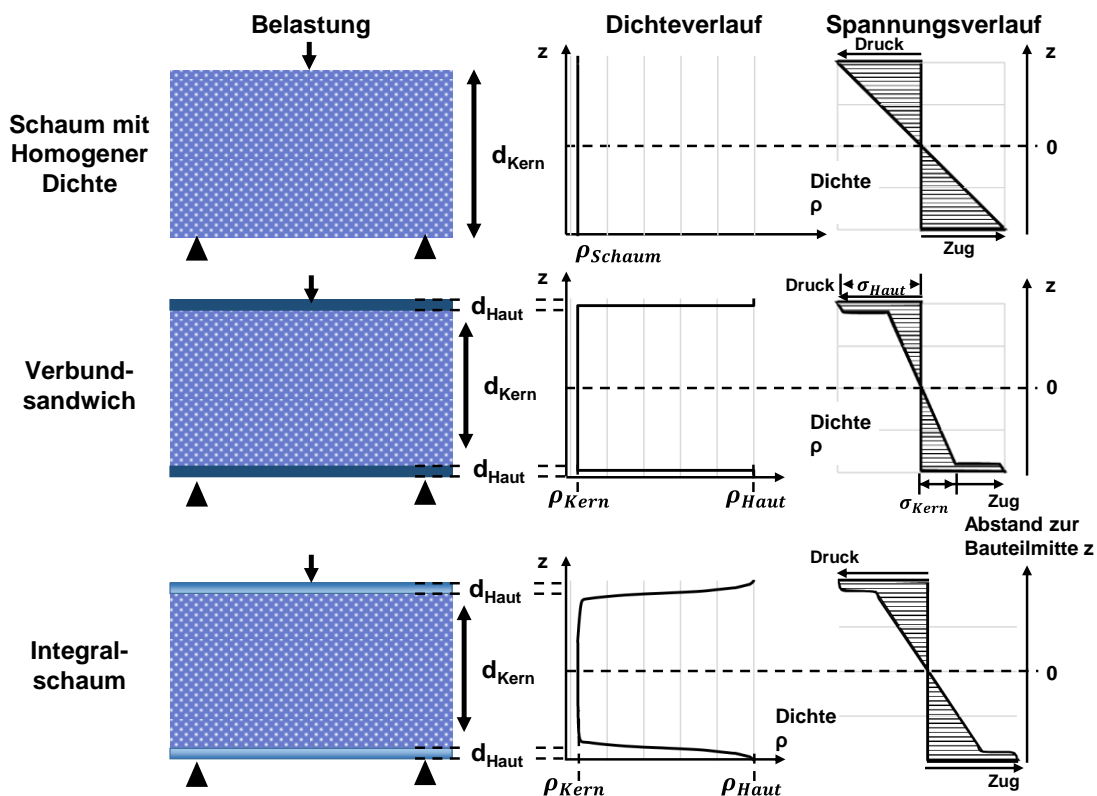


Abbildung 2.14: Vergleich der Dichte- und Spannungsverteilung in Schäumen mit homogener Dichte, Verbundsandwichstrukturen und Integralschäumen

Eine stark vereinfachte Version dieses Ansatzes ist in Formel 2.18 dargestellt. Dabei wird der Integralschaum als Verbund aus zwei Verhautungen mit der Dicke d_{Haut} und dem Biegemodul des Polymers sowie dem Kern mit der Dicke d_{Kern} und dem Biegemodul des Kerns betrachtet. Die Dicke der Verhautung und des Kerns wird dabei als relative Dicke – dem Verhältnis zur Gesamtdicke des Schaums – berücksichtigt. Ein ähnlicher Ansatz wird von IREMONGER UND LAWLER beschrieben [125].

$$E_B = \frac{2 \cdot d_{Haut}}{d_{Bauteil}} \cdot E_{B-Polymer} + \left(1 - \frac{2 \cdot d_{Haut}}{d_{Bauteil}}\right) \cdot E_{B-Kern} \quad 2.18$$

STOKES ET AL. beschreiben Herausforderungen bei der Bestimmung von Zug- und Biegemoduln für spritzgegossene Integralschäume. Bei der Bestimmung von Biegeeigenschaften müssen die spezifischen Eigenschaften der Integralschäume berücksichtigt werden. Eine schematische Darstellung der Verformung von Integralschäumen in Drei- und Vierpunktbiegeprüfungen ist in Abbildung 2.15 dargestellt

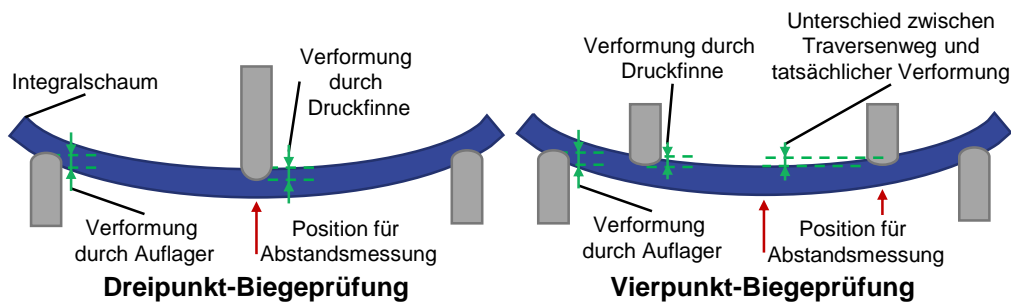


Abbildung 2.15: Schematische Verformung von Integralschäumen durch Einflüsse der Druckfinne und der Auflager bei einer Drei- und Vierpunkt-Biegeprüfung, nach [136]

Insbesondere die Interpretation von Messdaten, im Zusammenhang mit inhomogenen Dichteverläufen über den Querschnitt, birgt Herausforderungen für die Nutzung der Kennwerte für die Bauteilauslegung. Zudem kann die Präparation der Probekörper zu anderen Eigenschaften führen. Werden Probekörper mit der für die Zugprüfung spezifizierten Knochenstabgeometrie individuell hergestellt, umgibt sie eine vollständig geschlossene Verhautung. Werden die Probekörper hingegen aus flächigen Halbzeugen entnommen entsteht ein anderes Verhältnis der Verhautung zur Kerndicke. Zudem wird die Probekörperdicke an der Stelle der Lasteinleitung durch die Druckfinne in der Dreipunkt-Biegeprüfung aber auch Vier-Punkt-Biegung verringert, was zu einer Verfälschung der Spannung führen kann. Um dies zu berücksichtigen, müssen zusätzliche Messmittel eingesetzt werden, um Traversenverschiebung mit der Veränderung der Integralschaumdicke direkt unter der Finne zu vergleichen und insbesondere bei der

Vierpunktbiegung die Verschiebung in der Probenmitte zu untersuchen und Diskrepanzen zwischen ermittelten und tatsächlichen Kennwerten der Integralschäume zu vermeiden. [136,143]

ZHANG ET AL. untersuchten verschiedene Modelle für die Vorhersage von Biegeeigenschaften von HDPE-Integralschäumen, die in einem Pressprozess (compression molding method) hergestellt wurden. Die Biegemoduln wurden in einem Dreipunkt-Biegeaufbau mit einer dynamischen Belastung mit einer Dehnrates von 0,004 HZ und einer Messdauer von 2 Sekunden ermittelt. Sie stellten die höchste Übereinstimmung – mit einer Abweichung von 5,8 % – zwischen HOBBS' Modell A für Integralschäume mit relativen Dichten zwischen 45 % und 100 % fest. Sie verglichen die ermittelten Kennwerte mit Vorhersagen basierend auf dem Modell von THRONE. Die Ergebnisse unterschätzten die ermittelten Kennwerte um durchschnittlich 11 %. Sie beschrieben zudem, dass bereits sehr dünne Verhautungen an der Oberfläche einen signifikanten Einfluss auf die Biegeeigenschaften eines Integralschaums haben [144].

BLANCHET UND RODRIGUE untersuchten die Eignung verschiedener Modelle für die Vorhersage der Biege- und Zugeigenschaften von HDPE-Integralschäumen mit relativen Hautdicken zwischen 3 % und 57 %. Die Schäume wurden in einem Pressprozess (sandwich compression molding technique) hergestellt. Sie beschreiben, dass die betrachteten Modelle – Square power law, I-Beam Modell und modified I-Beam Modell von HOBBS, HALPIN-TSAI Modell sowie das I-Beam Modell von THRONE – den Biegemodul überschätzen. Die Eignung der Modelle wurde bezogen auf die Standardabweichung der gemessenen Werte bewertet, die in der Regel mit Werten größer als 10 % ermittelt wurde. Basierend auf diesem Vergleich empfehlen sie die Nutzung des I-Beam Modells von HOBBS und an zweiter Stelle das square power law für die Vorhersage des Biegemoduls. [145]

RODRIGUE beschreibt ein mathematisches Modell mit drei Parametern für verschiedene Dichteverläufe in Integralschäumen. Der Dichteverlauf von vier unterschiedlichen Integralschäumen wird mittels Röntgenstrahlung bestimmt. Die Dichteverläufe werden mit dem Modell nachgebildet und anschließend die Biegemoduln als Integral über die Bauteildicke und den Dichteverlauf berechnet. Die lokale Dichteabhängigkeit der Biegemoduln wird mit dem square power law von MOORE ET AL. beschrieben. Mit dieser Methode war es ihm möglich die experimentell bestimmten Biegemoduln mit einer Genauigkeit von 2 % vorherzusagen. [146]

BARZEGARI ET AL. verglichen verschiedene Modelle basierend auf der Integration von Dichteverläufen im Schaumkern für die Vorhersage der Eigenschaften von Integralschäumen. Sie betrachteten LDPE-Schäume die in einem Pressprozess hergestellt wurden. Die Schäume wiesen Dichten zwischen 540 und 787 kg/m³ bzw. 58 % und 85 % relativer Dichte und relativen Hautdicken zwischen 20 % und 34 % auf. Sie nutzten einen parametrischen Ansatz mit vier Variablen zur Beschreibung des Dichteverlaufs der eine zuverlässige Vorhersage der Biegeeigenschaften erlaubt. Die Variablen berücksichtigen Hautdicken, die Dicke eines Übergangsbereichs zwischen Kern und Haut aber auch einen Dichtegradienten sowie nicht lineare Kurvenverläufe. Sie stellten fest, dass ein kontinuierlicher Dichteverlauf einen Übergangsbereich, zwischen der Haut und dem Kern, berücksichtigen muss, um eine Vorhersage von Kennwerten mit einer Abweichung von weniger als 10 % zu ermöglichen. Ein solcher Übergangsbereich wird üblicherweise durch Modelle vernachlässigt. [147]

CHEN UND RODRIGUE untersuchten die Biegemoduln von Polyethylen-Integralschäumen mit symmetrischen und asymmetrischen Hautdicken. Die Integralschäume wurden in einem Pressprozess aus Kernen und Decklagen hergestellt. Relative Dichten lagen dabei zwischen 56 % und 92 %. Die Integralschäume wiesen relative Hautdicken zwischen 8 % und 74 % auf. Sie stellten fest, dass die Ausrichtung der Probe für symmetrische Integralschäume keinen Einfluss auf den Biegemodul ausübt, wohingegen der Modul für asymmetrische Strukturen bei Belastung der dickeren Haut einen höheren Kennwert aufweist. Mit dem Modified I-Beam Modell von HOBBS konnten Biegemoduln für symmetrische Strukturen mit einer Abweichung von 8 % hinreichend genau abgeschätzt werden. [148]

Dass die Biegemoduln von asymmetrischen Integralschäumen von der Ausrichtung der dickeren Verhautung abhängen wird durch die Ergebnisse von TOVAR-CISNEROS ET AL. [119] sowie BARZEGARI UND RODRIGUE [149] unterstützt.

KUNZ beschreibt einen Ansatz mit fünf makroskopischen Parametern, der die Steifigkeitsberechnung ohne eine Integration über den Dichteverlauf ermöglicht. Das Modell und seine zugrundeliegenden Annahmen entsprechen zwar Idealisierungen, erlauben jedoch eine Abschätzung der berechneten Kennwerte im Rahmen der erwartbaren Unschärfen. [150]

2.4.4. Beschreibung der Impact-Eigenschaften

Polymerschäume weisen besonders hohe Impact-Eigenschaften auf, weshalb sie überwiegend als Verpackungsmaterial eingesetzt werden. Die Impact-Eigenschaften von Schäumen werden üblicherweise an flachen Proben mit Impaktoren verschiedener Geometrien (bspw. Kugelkopf, Kugel oder Pfeil) und verschiedenen Energieniveaus durchgeführt [107,119,151–156]. Verglichen mit einem porenfreien Feststoff können sie sehr hohe Verformungsarbeit aufnehmen ohne dabei hohe maximale Kräfte bzw. Spannungen auszuüben. Die Verformungsarbeit verformt die Zellstruktur durch Beulen und Knicken von Zellwänden analog zur quasistatischen Kompaktierung. Die aufgenommen plastische Verformungsarbeit, kann durch das Integral der Spannung über der Verformung beschrieben werden. Insbesondere für hohe Einschlaggeschwindigkeiten kann das dehnratenabhängige Kompaktierverhalten der Schäume ausgenutzt werden, wodurch höhere Spannungen während der plastischen Verformung ausgehalten werden können. [20,43,157,158]

Eine weitere Methode für die Untersuchung der Impact-Eigenschaften ist die Prüfung der Izod- oder Charpy-Schlagzähigkeit, bei denen ein Probekörper parallel zu seiner Breite oder Höhe von einem Schlagpendel getroffen, verformt und durch zwei Widerlager bewegt wird. Die dabei auftretende Verformungsarbeit wird auf den Probenquerschnitt normiert. [159,160]

Das Potential der Steigerung der Charpy-Schlagzähigkeit von mikrozellulären Polystyrolschäumen gegenüber dem ungeschäumten Ausgangsmaterial wurde durch WALDMAN beschrieben. Schäume mit einer relativen Dichte von 80 % wiesen um ca. 50 % höhere Schlagzähigkeiten als das Ausgangsmaterial auf. [161]

DOROUDIANI UND KORTSCHOT untersuchten das Schäumverhalten von Polystyrol im Batchverfahren und stellten Schäume mit relativen Dichten zwischen 3 % und 57 % her. Sie untersuchten den Zusammenhang zwischen der relativen Schaumdichte und der Izod-Schlagzähigkeit. Die zelluläre Struktur ermöglicht, dass die Schlagzähigkeit der porenfreien Ausgangsmaterialien nicht nur bei niedrigeren Dichten erreicht, sondern sogar übertroffen werden können. Die Schlagzähigkeit bei einer relativen Dichte von 57 % entsprach dem 2,7-fachen – 22,87 und 8,5 J/m – des ungeschäumten Polymers. Die Änderung der Schlagzähigkeit in Abhängigkeit der relativen Dichte folgt einem parabolischen Verlauf, siehe [162,163]

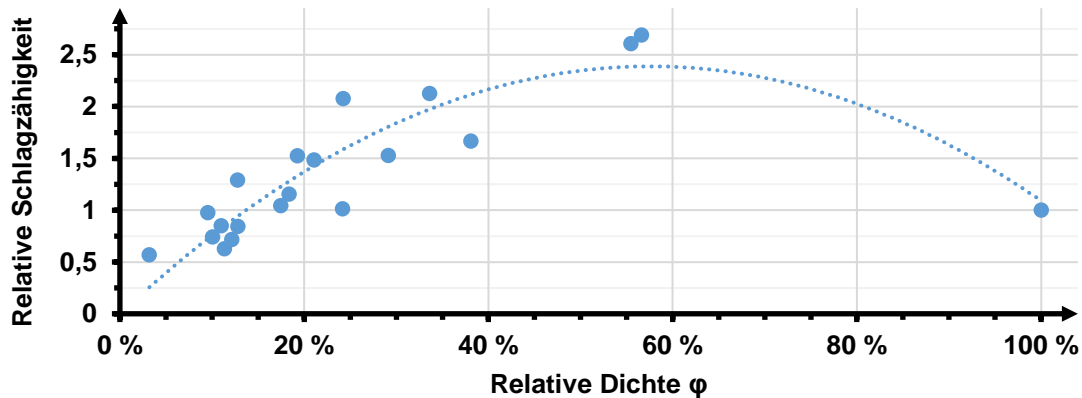


Abbildung 2.16: Verlauf der relativen Schlagzähigkeit, basierend auf den Ergebnissen aus [162]

BLEDZKI ET AL. untersuchten die Charpy-Schlagzähigkeit von gekerbten Polycarbonat (PC) Integralschäumen mit relativen Dichten von 87,2 % und 94,5 % die im MuCell und Gas-Gegendruck-Verfahren hergestellt wurden. Sie zeigten, dass die Schlagzähigkeit gegenüber dem ungeschäumten Polymer signifikant gesteigert werden kann, wobei die Schäume aus dem Gas-Gegendruck-Verfahren niedrigere Schlagzähigkeiten aufweisen als jene aus dem MuCell-Prozess. [164]

SPÖRRER UND ALTSTÄDT untersuchten den Einfluss von Prozessparametern auf die Struktur von Polypropylen Integralschäumen mit relativen Dichten zwischen 36 % und 67 % und verglichen die Eigenschaften mit dem porenfreien Ausgangsmaterial. Sie beschreiben, dass die Charpy-Schlagzähigkeit gegenüber dem Ausgangsmaterial sinkt und führen den Verlust darauf zurück, dass die Zellgröße nicht im mikrozellularen Bereich mit Durchmessern von weniger als 10 μm liegt, wodurch größere Poren als Risseinleitungselemente fungieren und die Schlagzähigkeit daher geringer ist. [120]

2.5. Presstechnik

Anlagen und Prozesse zur presstechnischen Verarbeitung werden vor allem für die Herstellung und Verarbeitung von faserverstärkten Kunststoffen eingesetzt. Die spezifische Anlagentechnik wird basierend auf dem benötigten Materialdurchsatz ausgewählt und kann prinzipiell in statische, semi-kontinuierliche und kontinuierliche Pressensysteme unterschieden werden. Ausgewählte Anlagenschemata und beispielhafte Druck- und Temperaturprofile sind in Abbildung 2.17 dargestellt. Dabei steigen die Anlagenkosten mit dem realisierbaren Durchsatz.

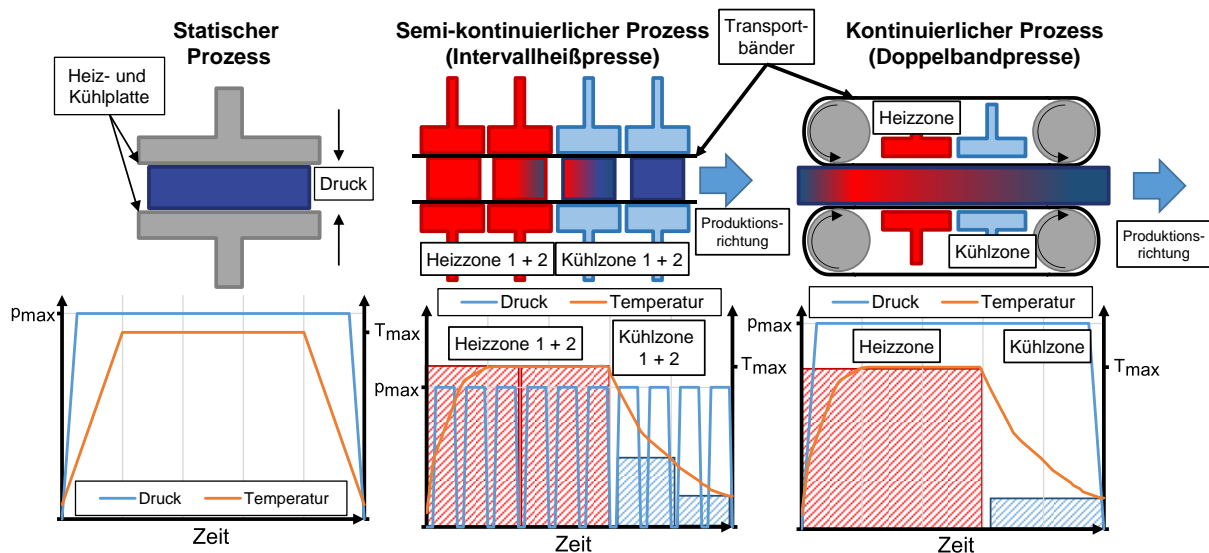


Abbildung 2.17: Schema für statische, semi-kontinuierliche und kontinuierliche Pressprozesse mit charakteristischen Druck- und Temperaturverläufen, nach [16]

Bei der Verarbeitung von thermoplastischen Halbzeugen in statischen Pressprozessen wird das Material zusammen mit dem Werkzeug auf die Prozesstemperatur erwärmt. Die Temperatur wird für eine definierte Zeit gehalten. Anschließend werden Material und Werkzeug auf Temperaturen unterhalb der Schmelz- oder Glasübergangstemperatur abgekühlt. Die Temperierung der eingesetzten Werkzeuge kann durch elektrische oder medienbasierte Wärmequellen erfolgen. Aufgrund der hohen Wärmekapazitäten von Stahlwerkzeugen, kann die Temperatur nur über einen längeren Zeitraum signifikant verändert werden. Aus diesem Grund werden Presswerkzeuge in der Regel isotherm betrieben und das zu verarbeitende Material außerhalb des Werkzeugs aufgeheizt. Alternativ kann das Temperaturprofil bei semi-kontinuierlichen Pressprozessen, bspw. in Intervallheißpressen, durch mehrere temperierte Werkzeuge realisiert werden. Das Material wird wahlweise über Stahlbänder durch die Werkzeugstrecke transportiert. Die Presse wird zu diesem Zweck kurzzeitig geöffnet und eine Abzugseinheit bewegt das Material um einen definierten Weg. Durch das zyklische Öffnen und Schließen des Werkzeugs entsteht das charakteristische Druckprofil. Kontinuierliche Prozesse, beispielsweise auf Doppelbandpressen ermöglichen die Beförderung durch Stahlbänder, die am Pressenein- und -ausgang, durch Walzen bewegt werden. Die Verarbeitung in kontinuierlichen Pressprozessen kann in isochore (konstanter Werkzeugabstand) und isobare Varianten (konstanter Druck) unterschieden werden. Der effektive Prozessdruck bei der isochoren Variante resultiert aus dem eingestellten Werkzeugspalt sowie der zugeführten Materialdicke. Bei isobaren Prozessvarianten wird ein konstanter Druck eingestellt wodurch die resultierende

Materialdicke variieren kann. Moderne Pressanlagen erlauben die Verarbeitung von Halbzeugen mit Breiten von bis zu 1400 mm. [16,165,166]

Pressprozesse mit temperierten Werkzeugen können dafür eingesetzt werden, die Oberflächenqualität von thermoplastischen Schäumen durch einen Thermoprägeprozess nachträglich zu verbessern. In einer Heißpresse wird der Schaum lokal auf Temperaturen über der Glasübergangstemperatur (für amorphe TP) oder der Schmelztemperatur (für teilkristalline TP) erwärmt und kompaktiert. Dadurch entsteht eine porenfreie Verhautung deren Dicke vor allem von der aufgetragenen Kompaktierung und der relativen Schaumdichte abhängt. Diese Art der Prozessführung wird im Stand der Technik lediglich zu ästhetischen Zwecken für die Oberflächenversiegelung eingesetzt und hat nicht das Ziel der Erhöhung der mechanischen Bauteileigenschaften. Jedoch kann die Hautdicke, in Abhängigkeit von der Kompaktierung, mit Formel 2.19 abgeschätzt werden. [57]

$$d_{Haut} = 1 \text{ mm} = \frac{\rho_{Schaum}}{\rho_{Polymer}} * d_{Schaumstoff} \quad 2.19$$

Alternativ zur simultanen Erwärmung des Materials und des Werkzeugs können Wärmestrahler für die direkte Erwärmung des umzuformenden Halbzeugs eingesetzt werden. In einem anschließenden Pressprozess erfolgt lediglich die Formgebung, Konsolidierung und Solidifikation, man spricht von Thermoformen. Diese Prozessvariante ermöglicht zudem, dass das Material nur dort aufgeheizt wird, wo die Werkzeugstruktur abgeformt werden soll. Bei Thermoformverfahren erfolgt die Erwärmung von flächigen thermoplastischen Halbzeugen durch Strahlung im infraroten Bereich, wodurch eine effiziente Verarbeitung in kurzen Taktzeiten und mit hohen Stückzahlen ermöglicht wird. Diese Prozesse sind besonders für die Verarbeitung von flächigen Halbzeugen, beispielsweise endlosfaserkverstärkten Organoblechen oder tapegelegte Preforms, die zu schalenförmigen Bauteilen umgeformt werden, attraktiv. Das Thermoformen von Sandwichhalbzeugen mit einem zellulären Kern ermöglicht zudem die Verringerung der Bauteildicke durch eine lokale Kompaktierung. Dabei muss jedoch auch berücksichtigt werden, dass die zelluläre Struktur nicht nur durch eine Kompaktierung, sondern auch durch ein Abformen von Kanten gedehnt werden kann. Ist der Grad der Verformung zu hoch, können Zellstrukturen lokal reißen. Abbildung 2.18 zeigt einen beispielhaften Temperatur- und Druckverlauf im Thermoformprozess sowie eine schematische Darstellung der veränderten Zellstruktur. [16,17,167–169]

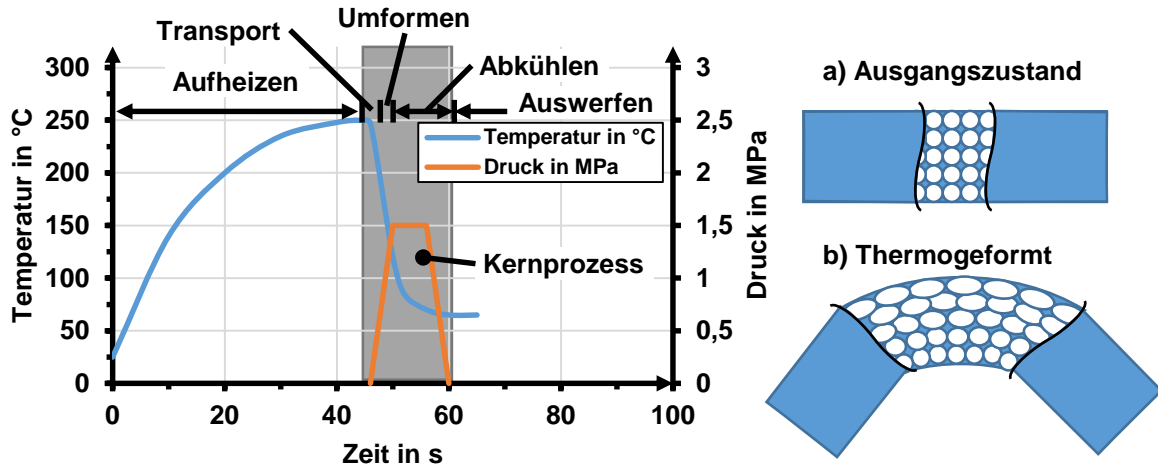


Abbildung 2.18: Temperatur- und Druckverlauf im Thermoformprozess (links) nach [16] und Einfluss des Thermoformens auf die Struktur von zellulären Werkstoffen (rechts) nach [169]

2.6. Kommerziell erhältliche thermoplastische Halbzeuge

Die überwiegend eingesetzten duroplastischen Wabenkerne werden zunehmend durch thermoplastische Alternativen substituiert, dargestellt in Abbildung 2.19. Aus diesem Grund existiert eine Vielzahl an Halbzeugen, die ein höheres Maß an Nachhaltigkeit versprechen. So können Wabenkerne unterschiedlicher Struktur auch beispielsweise aus PP, sowohl neuwertigem aber auch recykliertem PET, PC oder PEI hergestellt werden [38]. Werden Wabenstrukturen durch einen Rohrextrusionsprozess hergestellt, weisen sie einen zylindrischen Zellquerschnitt auf. ECONCORE N.V. stellt thermoplastische Sandwichpaneele in einem vakuumunterstützten Thermoformprozess her, wobei die Waben einen hexagonalen Querschnitt aufweisen. Der eingesetzte Faltprozess führt dazu, dass eine Zellstirnseite verschlossen und ermöglicht eine bessere Anbindung an die Decklagen.

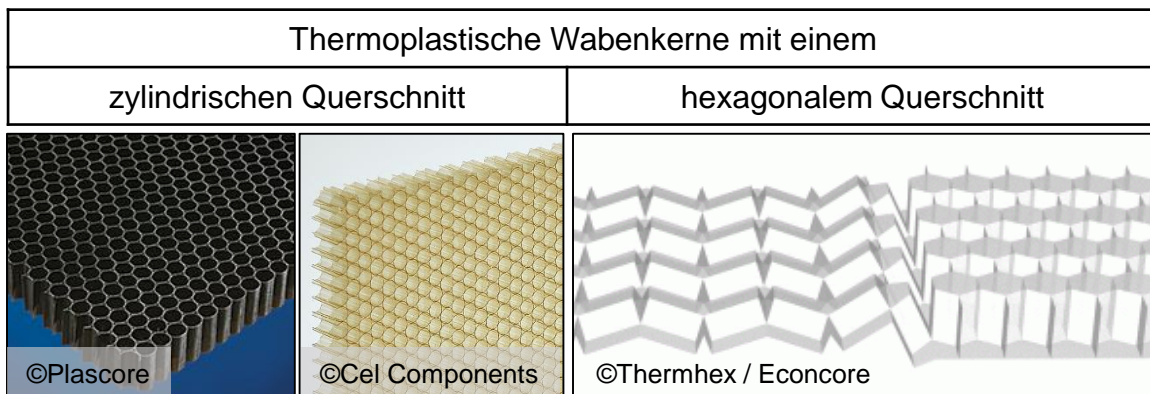


Abbildung 2.19: Thermoplastische Wabenkerne [170–172]

Als Alternative zu Sandwichsystemen mit Wabenkern existieren auch plattenförmige Halbzeuge mit einem Schaumkern. Insbesondere die unter den Markennamen FITS BASE und FITS AIR vermarkteten Varianten können als Vertreter genannt werden. In diesen Halbzeugen wird der Schaumkern mit einer vertikalen Zellausrichtung durch eine mit Treibmittel gesättigte Polymerfolie (PP – BASE und PEI - AIR) erzeugt, dargestellt in Abbildung 2.20. Der Halbzeugstapel aus zwei faserverstärkten Decklagen und der mit Treibmittel beladenen Polymerfolie wird unter hohem Prozessdruck in einer Presse erwärmt. Anschließend wird die Presse auf einen definierten Werkzeugabstand geöffnet, der Druckabfall initiiert den Schäumprozess. [173–175]

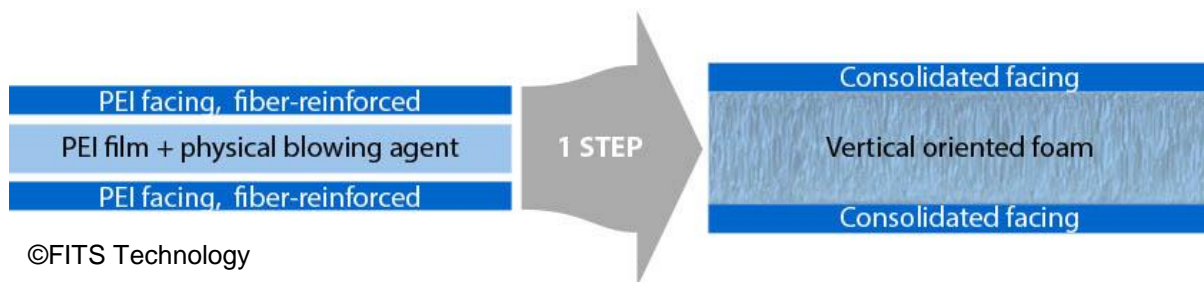


Abbildung 2.20: Schematische Darstellung für die Herstellung von Sandwichpaneelen mit der FITS TECHNOLOGY [175]

Neben Wabenkernen existiert auch eine Vielzahl an thermoplastischen Schaumhalbzeugen für den Einsatz als Kernmaterial. Dabei kann zwischen PVC- oder PET-Schäumen für Marine- oder Windkraftanwendungen aber auch Schäumen aus Hochleistungsthermoplasten wie PEI, PES oder PPSU ausgewählt werden [176]. Die Schäume mit den Handelsnamen DIVINYCELL F der DIAB GROUP und ULTEM XP von SABIC wurden für den Einsatz im Schienen- und Luftverkehr entwickelt und weisen exzellente Brandschutzeigenschaften auf. Zudem ermöglichen diese Schäume die Formstabilität bei Temperaturen von bis zu 180 °C [21]. Im Jahr 2021 wurde die Produktion der ULTEM XP Schäume von Diab übernommen, wo sie unter dem Handelsnamen DIVINYCELL U vertrieben werden. Die stetige Weiterentwicklung der Extrusionsprozesse ermöglicht heute die Herstellung von Schaumhalbzeugen aus Hochleistungsthermoplasten wie bspw. PEI oder PES mit einer Breite von bis zu 1,2 m [177,178]. Als weiteren Vertreter der PEI Schäume kann das Halbzeug AIREX R82 von 3A COMPOSITE CORE MATERIALS genannt werden. [21,178–184]

Das hohe Potential der nachhaltigen Bauteilentwicklung kann dann voll ausgeschöpft werden, wenn Schäume und faserverstärkten Decklagen aus demselben Polymer zu Sandwichstrukturen verarbeitet werden. Dadurch können vollständig thermoplastische und somit vollständig rezyklierbare Paneele hergestellt werden. Die Umsetzbarkeit

eines solchen Konzepts wurde am Beispiel des „All Thermoplastic Panels“, einer Kooperation zwischen der DIAB GROUP und der BASF SE, demonstriert. [185,186]

Die wichtigsten Eigenschaften ausgewählter Schaumhalbzeuge verschiedener Hersteller sind in Tabelle 2.1 zusammengefasst. Die Halbzeuge werden in einem ersten Schritt hinsichtlich ihrer Einsatztemperaturen und den Brandeigenschaften nach der FAR 25.853 bewertet. Als geeignet werden Halbzeuge erachtet, die eine Wärmeformbeständigkeit bei Temperaturen bis 180 °C aufweisen und nach der FAR 25.853 für den Einsatz in der Flugzeugkabine geeignet sind.

Tabelle 2.1: Übersicht ausgewählter Schaumhalbzeuge verschiedener Hersteller

Hersteller	Bezeichnung	Polymer	Dichte in kg/m ³	T _g oder T _m in °C	Einsatztemperatur in °C	FAR 25.853 (FST, HR)	Quelle
3A	Airex C70	PVC	40 – 250	65 < T _g < 80	< 180 °C	k. A.	[187,188]
	Airex R82	PEI	60, 80, 110		< 160 °C	Bestanden	[184,189]
	Airex T90	PET	65 – 210	T _m = 250 °C	< 100 °C	Bestanden	[190,191]
Armacell	ArmaPET	PET	70 – 320	T _m = 250 °C	k.A.	k. A.	[192]
Rohacell	XT-HT	PMI	75, 110		< 180 °C	k. A.	
Sabic	Ultem XP	PEI	50, 80, 110	T _g = 217 °C	< 190 °C	Bestanden	[193–196]
Diab	Divinycell H	PVC	48 – 250		< 70 °C	k. A.	[197]
	Divinycell P	PET	65, 110, 150	T _m = 250 °C	k.A.	k. A.	[198,199]
	Divinycell F	PES	40, 50, 90, 130	T _g = 225 °C	< 180 °C	Bestanden	[177]
	Divinycell U	PEI	60, 80, 110	T _g = 217 °C	< 190 °C (HDT/A)	Bestanden	[178]

2.7. Fazit

Die Herstellung von thermoplastischen Integralschäumen kann durch eine Vielzahl an Prozessen realisiert werden. Das hohe Interesse des Markts an flächigen Halbzeugen kann durch die Anzahl an verfügbaren Kernmaterialien, sowohl als Waben- als auch Schaumkernen, belegt werden. Zwar sind thermoplastischen Sandwichhalbzeuge mit Waben- oder Schaumkern verfügbar, jedoch erschweren die faserverstärkten Decklagen das Rezyklieren. Extrusionsprozesse ermöglichen eine material- und kosteneffiziente Herstellung von großflächigen Schaumhalbzeugen aus Hochleistungsthermoplasten. PES und PEI als Vertreter dieser Materialgruppe weisen aufgrund ihrer inhärenten Flammseigenschaften ein hohes Potential für den Einsatz im Schienen-

oder Luftverkehr auf. Schaumhalbzeuge aus diesen Polymeren sind mit sehr niedrigen Dichten von bis zu 40 kg/m^3 kommerziell erhältlich. Damit verbleibt ein Bereich zwischen 4 % und 40 % relativer Dichte in dem aktuell keine Integralschäume verfügbar sind. Um Integralschäume auch in diesem Bereich anbieten zu können, bieten Extrusionsschäume einen attraktiven Ausgangspunkt. Die Formbarkeit der Polymere bei erhöhten Temperaturen sollte in Kombination mit einer lokalen Erwärmung die Herstellung von thermoplastischen Integralschäumen mit Kernen sehr niedriger Dichte ermöglichen. Abbildung 2.21 zeigt einen Vergleich von Dichtebereichen die für Schaumhalbzeuge und -bauteile in verschiedenen Prozessrouten realisiert werden können.

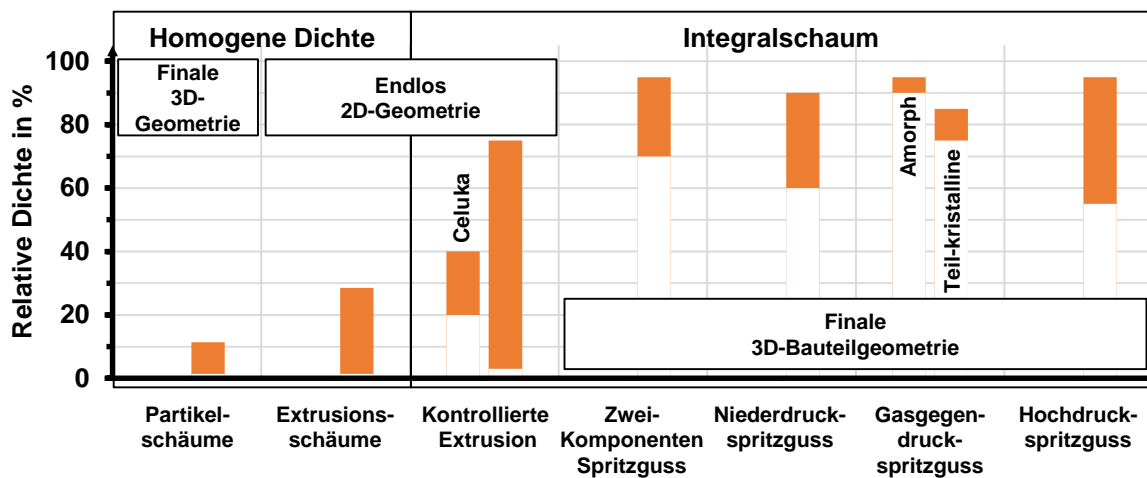


Abbildung 2.21: Relative Dichten von Schaumhalbzeugen und Integralschaumbauteilen die mit verschiedenen Prozessen realisiert werden können, mit Daten aus [21,50,74,90,108]

Der überwiegende Anteil der Prozesse besteht aus angepassten Spritzgussprozessen, die eingesetzt werden um Bauteile endkonturnah herzustellen. Allerdings ist die Dichtereduktion von Integralschäumen durch verschiedene Rahmenbedingungen eingeschränkt. Insbesondere bei der Betrachtung von Integralschäumen mit niedrigen relativen Hautdicken wird eine weitere Herausforderung ersichtlich. Je niedriger die relative Dichte, desto geringer ist auch der Hautanteil des Integralschaums, was zu einer Limitierung der mechanischen Eigenschaften führt. Die minimale Dichte von Integralschäumen in Spritzgussprozessen ist dahingehend limitiert, dass die Spritzgussmasse das Werkzeug ausfüllen muss um einen Gleichgewichtszustand zwischen Zellwachstum und Prozessdruck zu erreichen. Ist der Druck zu niedrig, schreitet das Zellwachstum ungehindert voran, was zu labilen Zellwänden mit einer reduzierten Dicke führen kann. Bedingt durch diese Mindestfüllmenge und der höheren Dichte der Verhautung,

können Bauteile mit einer relativen Dichte unter 50 % nicht realisiert werden. Ein weiterer Vergleich mit verfügbaren Daten zu verschiedenen Integralschaumkonfiguration ist in Abbildung 2.22 dargestellt.

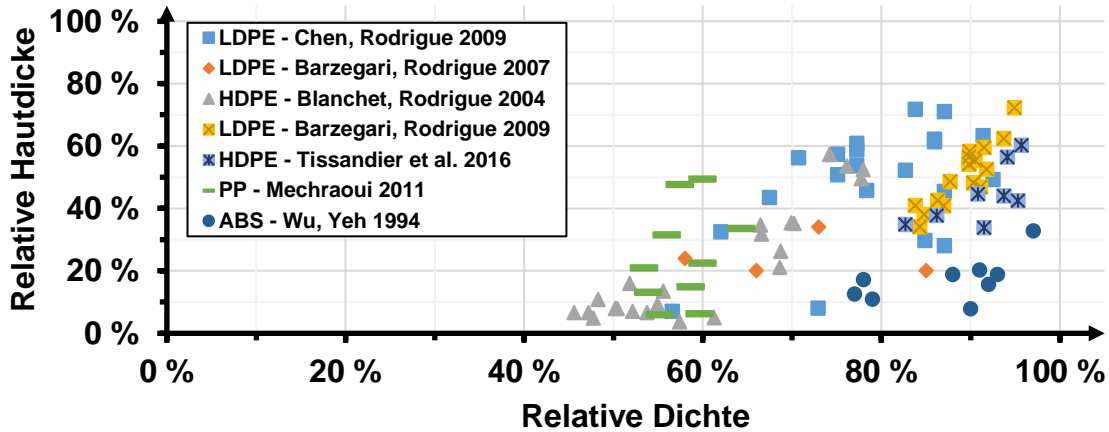


Abbildung 2.22: Vergleich verschiedener Integralschaumkonfigurationen aus relativer Dichte und relativer Hautdicke aus der Literatur [122,140,145,147,148,200,201]

Für die Beschreibung der Biegeeigenschaften von Integralschäumen existiert eine Vielzahl an Modellen und Ansätzen. Der einfachste Ansatz dazu besteht aus der Beschreibung des Exponenten n für den Zusammenhang zwischen den relativen Biegeeigenschaften und der relativen Dichte. Eine Übersicht zu Veröffentlichungen die diesen Ansatz beschreiben ist in Tabelle 2.2 zusammengefasst.

Tabelle 2.2: Beschreibung des Verhältnisses zwischen relativen Moduln und relativen Dichte

Ansatz	Beschreibung	Quelle	Bestätigung	Kommentar
Verhältnis zwischen rel. Modul und rel. Dichte mit Exponent n	$n = 2$	[127]	[125,146]	[20,43,44,134]
	$1,1 < n < 1,8$	[59]		bestätigen Werte für n im Bereich $1 < n < 2$
	$n = 1,9$	[131]		
	$1,4 < n < 1,7$	[44,116]		
	$2 < n < 2,5$	[53]		
	$2 < n < 2,7$	[132]		
	$n = 3$	[133]		

Andere Ansätze basieren auf physikalischen Zusammenhängen, wie beispielsweise dem Parallelachsentheorem bzw. dem Satz von Steiner oder der Summe der Steifigkeiten der Komponenten – zusammengefasst in Tabelle 2.3. Diese Modelle müssen jedoch oft durch empirische Ansätze angepasst werden, um eine adäquate Übereinstimmung mit den experimentell bestimmten Kennwerten zu erreichen. Dabei kann es vorkommen, dass Modellansätze nur innerhalb der durchgeführten Versuchsreihen gültig sind und eine Übertragung auf Schäume aus anderen Polymeren oder anderen Prozessen zu widersprüchlichen Schlussfolgerungen führt. Eine optimale Struktur für

Integralschäume wird als sandwichartiger Aufbau aus einem Kern niedriger Dichte und Decklagen hoher Dichte beschrieben [53,141]. Ein weiterer Ansatz ist die Beschreibung eines stetigen Dichteverlaufs als Grundlage für die Integration des dichtespezifischen Biegemoduls – Veröffentlichung mit diesem Ansatz sind in Tabelle 2.4 zusammengefasst. Die Definition von stetigen Dichteverläufen bedingt ausführliche Untersuchung der Integralschaumstruktur mit optischen (Probenschliffe) und strahlungsbasierten (μ CT) Methoden oder durch Materialabtrag und wiegen.

Tabelle 2.3: Berechnung des Biegemoduls basierend auf der Steifigkeit

Ansatz	Beschreibung	Quelle	Bestätigung	Widerspruch	Kommentar
Parallelachsentheorem bzw. Satz von Steiner	Modell A	[128]	[140], [144]	[128], [145]	- Nach [144] entspricht Modell A dem Modell aus [133] - [60,100,130,135] beschreiben, dass Integralschäume keine Scherebene besitzen und daher keine Spannungsumwandlung erfolgen kann
	Modell B (angepasst)	[128]			
	Modell D	[128]	[128]	[140]	Annahme einer durchschnittlichen Dichte im Integralschaum
Steifigkeitsbetrachtung	Summe aus Kern und Decklagensteifigkeit	[131]	[141], [142]		[141] nutzt [131] zur Beschreibung optimaler Integralschaumstrukturen
		[53]			Keine Berücksichtigung des Abstands zur neutralen Faser
		[133]			

Tabelle 2.4: Berechnung des Biegemoduls auf Basis von stetigen Dichteverläufen

Beschreibung	Quelle	Kommentar
Parametrische Ansätze zur Beschreibung eines stetigen Dichteverlaufs für die Berechnung des Biegemoduls als Integral		- [63,101,124,128] beschreiben Herausforderungen bei der Bestimmung eines stetigen Dichteverlaufs - [134] beschreibt fehlende Sensitivität bestehender Modelle für spezifische Struktur - [125] beschreibt die lineare Mischungsregel als vereinfachte Form des dichteabhängigen Integrals
	[135]	- Ergänzt durch [117,127] - [144] Beschreibt Abweichungen von ca. 11 %
	[132]	3 bzw. 5-teiliges Modell für stetigen Dichteverlauf
	[144,145]	Hohe Standardabweichung > 10 % für Kennwerte
	[146]	Übereinstimmung mit geringen Abweichungen < 2 %
	[147]	Modell mit 4 Parametern, Berücksichtigung eines Übergangsbereich für Abweichungen von weniger als 10 % notwendig
	[150]	Modell mit 5 Parametern

3. Untersuchung der Eigenschaften von ausgewählten extrudierten Schaumhalbzeugen

Für die Entwicklung eines theoretischen Modells und die Prozessentwicklung zur Herstellung von Integralschaumhalbzeugen müssen zunächst die Eigenschaften der Schaumhalbzeuge aus Ausgangsmaterial betrachtet werden. Basierend darauf können Rahmenbedingungen und Prozessanforderungen definiert werden.

3.1. Untersuchte Materialien

Die Grundlage für die Prozessentwicklung in dieser Arbeit, stellen kommerziell erhältliche thermoplastische Schaumhalbzeuge dar. Die wichtigsten Eigenschaften aus den Datenblättern sind in Tabelle 3.1 zusammengefasst.

Tabelle 3.1: Wichtigste Eigenschaften aus den Datenblättern der untersuchten Schaumhalbzeuge und Referenzpolymere

Polymer	Zellstruktur	Dichte in g/cm ³	Dicke in mm	E _B in GPa	σ _{B_max} in MPa	Schlagzähigkeit in kJ/m ²	T _g in °C	Quelle
ULTEM RESIN 1000	-	1270	-	3,3	160	4	217	[195]
ULTEM FOAM XP050	offenzellig	50	5,3	-	-	-	-	[193]
ULTEM FOAM XP110		110	5	-	-	-	-	[194]
ULTRASON E 2010	-	1370	-	2,86	131	6,5	225, 222	[202,203]
DIVINY-CELL F40	geschlossen-zellig	40	9,7	-	-	-	-	[177]
DIVINY-CELL F50		50	5 10 20	-	-	-	-	
DIVINY-CELL F90		90	15 20	-	-	-	-	

Zum einen werden PEI-Schäume ULTEM FOAM XP050 und XP110 von SABIC mit einer Ausgangsdicke von 5,3 mm bzw. 5 mm untersucht. Zum anderen werden PES-Schäume DIVINYCELL F40, F50 UND F90 der DIAB GROUP mit Ausgangsdicken von 5 mm, 10 mm, 15 mm und 20 mm untersucht. Die Eigenschaften aus den Datenblättern des unverstärkten Polymergranulats ULTEM RESIN 1000 (PEI) und ULTRASON E 2010 (PES) werden als Referenzkennwerte für das porenfreie Polymer herangezogen. Die Dichte und Abmessungen, insbesondere die Dicke, der untersuchten Schaumhalbzeuge wird an den für die Versuchsdurchführung vorbereiteten Probekörpern erneut gemessen um eine adäquate Grundlage für die theoretische Betrachtung der Strukturveränderung zu erhalten. Abweichungen von den in den Datenblättern beschriebenen Eigenschaften stellen chargenspezifische Abweichungen dar und stehen daher nicht in Widerspruch zu den Angaben der Hersteller. Um die Halbzeuge voneinander unterscheiden zu können wird die folgende Nomenklatur verwendet, die sich aus ihrem Handelsnamen und ihrer Ausgangsdicke zusammensetzt. F50-5 mm beschreibt somit einen DIVINYCELL F50-Schaum mit einer Dicke von 5 mm.

3.2. Untersuchung der Schaumdichte

Die überwiegende Anzahl an Untersuchungen in dieser Arbeit wird an quaderförmigen Probekörpern mit einer Grundfläche von 100 mm · 100 mm durchgeführt, schematisch dargestellt in Abbildung 3.1.

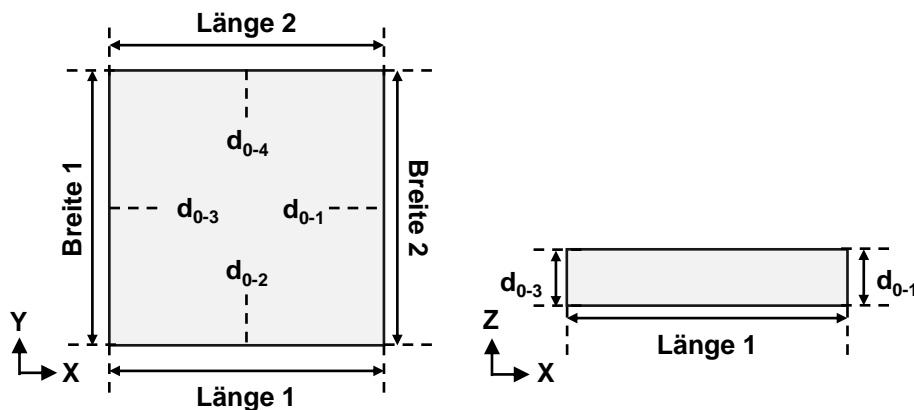


Abbildung 3.1: Schematische Darstellung der Längen-, Breiten- und Dickenmessungen an quaderförmigen Schaumprobekörpern

Vor der Versuchsdurchführung werden die Probekörper hinsichtlich ihrer Dichte untersucht. Ihr Gewicht wird mit einer Laborwaage mit einem Messbereich bis 500 g und einer Auflösung von bis zu 0,01 g bestimmt. Ihr Volumen wird basierend auf ihrer Länge und Breite an je zwei und ihre Dicke an insgesamt vier Stellen mit einem digitalen Messschieber bestimmt.

3.3. Bestimmung der Glasübergangstemperatur T_g

Da es sich sowohl bei PEI als auch PES um amorphe Hochleistungsthermoplaste handelt, ist ihre Glasübergangstemperatur T_g die charakteristische Temperatur die als Referenz für die Verarbeitungstemperatur herangezogen werden muss. Diese Temperatur kann durch dynamische Differenzkalorimetrie (DSC) identifiziert werden, wobei das Material in einem Tiegel in einer Stickstoffschutzatmosphäre erwärmt wird. Ein weiterer Tiegel ohne Inhalt dient als Referenz für das Aufheizverhalten der Einwaage. Im Bereich des Glasübergangs kann eine Veränderung der Wärmekapazität beobachtet werden. Die Untersuchung des Glasübergangs in dieser Arbeit wurde auf einer DSC3+ der Mettler Toledo GmbH bei Temperaturen zwischen 150 °C und 270 °C mit einer Aufheizrate von 10 K pro Minute für die Materialien XP050-5,3 mm, XP110-5 mm und F40-9,7 mm und F50-5 mm mit je 3 Wiederholungsmessungen durchgeführt. Die in Tabelle 3.2 beschriebenen Werte liegen im Bereich der Messgenauigkeit um den im Datenblatt angegebenen Wert. Abweichungen können aufgrund der geringen Materialeinwaage und dem hohen Luftanteil, insbesondere bei geschlossenzelligen Schäumen auftreten.

Tabelle 3.2: Vergleich von per DSC bestimmten Glasübergangstemperaturen

Bezeichnung	Zellstruktur	Einwaage in mg	T_g aus DSC in °C	T_g des Polymers in °C
F40	geschlossenzellig	1,0 ± 0,2	223 ± 0,3	222 [204] – 225 [202]
F50	geschlossenzellig	1,3 ± 0,2	222 ± 0,4	
XP050	offenzellig	1,2 ± 0,2	218 ± 2,7	217 [205]
XP110	offenzellig	2,4 ± 1,05	217 ± 0,1	

3.4. Bestimmung des Kompaktierverhaltens in quasi-statischen und isothermen Druckprüfungen

Um geeignete Prozessbedingungen identifizieren zu können, wurde zunächst das Verhalten der Schaumhalbzeuge in quasi-statischen isothermen Druckversuchen in Anlehnung an die ISO 844 untersucht. Zu diesem Zweck wurden alle Schaumhalbzeuge bei Raumtemperatur mit den Prüfgeschwindigkeiten $v_{Test} = 1$ mm und $v_{Test} = 10$ mm untersucht, um die Druckfestigkeit des Schaums zu identifizieren. Die Halbzeuge F50-5 mm und XP050-5,3 mm wurden zudem bei erhöhten Temperaturen zwischen 180 °C

und 240 °C mit beiden Prüfgeschwindigkeiten untersucht. Dadurch konnte das spezifische Verhalten im Bereich der Glasübergangstemperatur T_g identifiziert werden. Versuchsreihen mit einer Temperatur von bis zu 215 °C wurden auf einer Zwick 1485 universellen Prüfmaschine an quadratischen Probekörpern mit Abmessungen von 100 mm · 100 mm durchgeführt. Dabei wurde das Kompaktierverhalten bei Kräften von bis zu 20 kN (entspricht Drücken bis zu 2 MPa) untersucht. Versuchsreihen mit Temperaturen zwischen 210 °C und 240 °C wurden auf einer dynamisch-mechanisch-thermischen Analysemaschine Eplexor 8 (DMTA) von Netzsch Gabo an zylindrischen Probekörpern mit einem Durchmesser von 21 mm durchgeführt. Anlagenseitig war die maximale Kraft auf 150 N bzw. einen Druck von 0,4 MPa begrenzt. Der Versuchsaufbau für beide Prüfmethode ist in Abbildung 3.2 dargestellt.

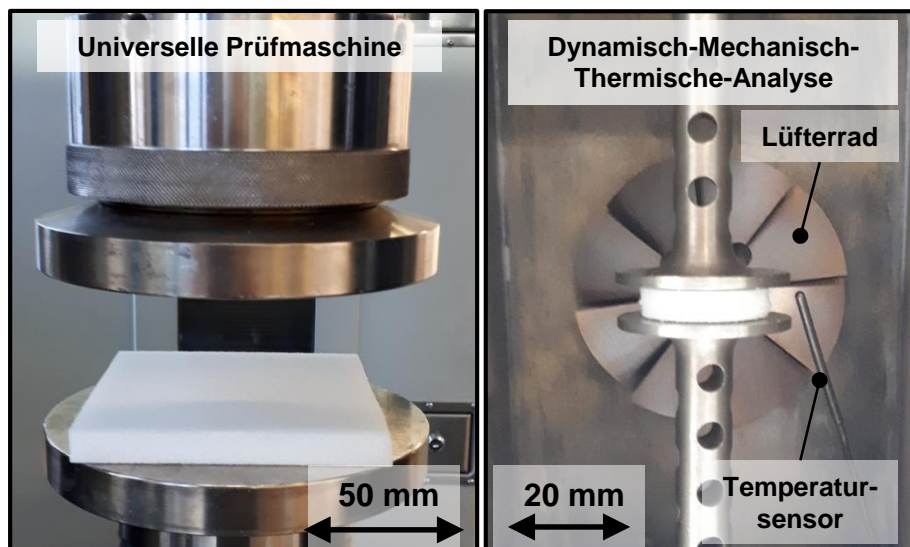


Abbildung 3.2: Versuchsaufbau für die quasi-statische Druckprüfung

Um die Vergleichbarkeit zwischen beiden Prüfmethode zu bestätigen, wurden die Versuchsreihen bei 210 °C (PEI) und 215 °C (PES) auf beiden Anlagen durchgeführt. Die Temperatur entspricht einem Niveau von $T_g - 7$ K. Um eine homogene Temperaturverteilung in der Prüfkammer zu erreichen, wird diese zunächst auf die Prüftemperatur vorgeheizt und gewartet bis sich ein Gleichgewichtszustand eingestellt hat. Anschließend wird die Kammer geöffnet, der Probekörper eingelegt und eine Verweilzeit von 300 Sekunden abgewartet bevor die Prüfung gestartet wird. Eine Belastung der Probekörper mit einer minimalen Kontaktkraft (5 N auf der universellen Prüfmaschine und 1 N auf der DMTA) ermöglichte dabei eine Wärmeleitung aus den Pressstempeln in das Material.

Ziel der quasi-statischen Druckprüfung bei Raumtemperatur ist die Identifikation der Druckfestigkeit σ_{pl}^* , die als Übergang zwischen der linear elastischen und plastischen Verformung beschrieben werden kann. Abbildung 3.3 zeigt Spannungs-Dehnungs-Kurven aus der quasi-statischen Druckprüfung von F50-5 mm bei Raumtemperatur. Die Druckfestigkeiten, die für die unterschiedlichen Halbzeuge bei den beiden Prüfgeschwindigkeiten ermittelt wurden sind in Tabelle 3.3 zusammengefasst. Die ermittelten Druckfestigkeiten werden als Grenzwert für den maximalen Prozessdruck während der Verhautung definiert.

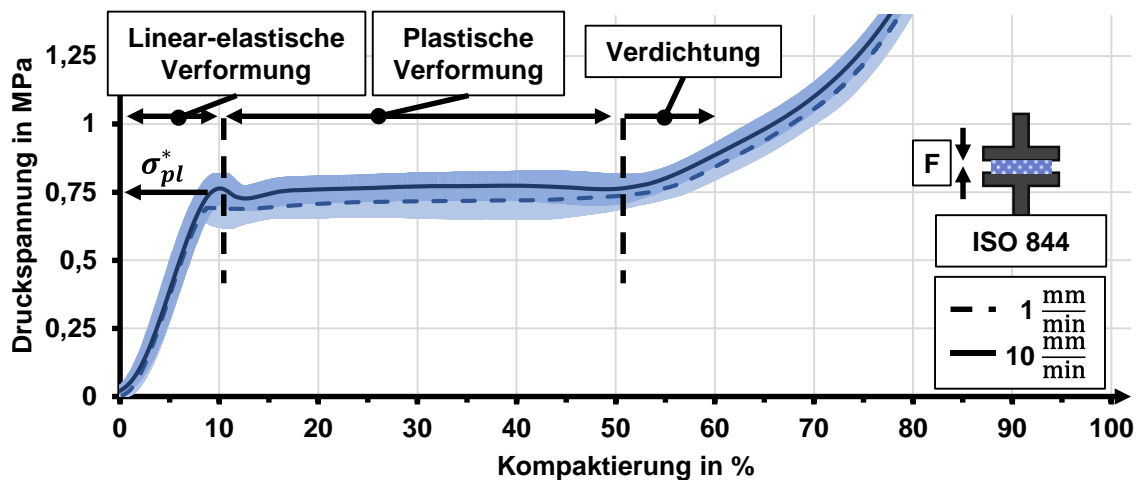


Abbildung 3.3: Spannungs-Dehnungs-Kurve aus quasi-statischen Druckprüfungen von F50-5 mm bei Raumtemperatur

Tabelle 3.3: Dichten, Dicken und Druckfestigkeiten der untersuchten Halbzeuge

Bezeichnung	Dichte in kg/m ³	Ausgangsdicke in mm	Druckfestigkeit	
			$v_{\text{Test}} = 1 \text{ mm/min}$	$v_{\text{Test}} = 10 \text{ mm/min}$
XP050	50	5.3	0,52 ± 0,01 MPa	0,53 ± 0,01 MPa
XP110	118	5	0,95 ± 0,03 MPa	1,13 ± 0,05 MPa
F40	44	9.7	0,62 ± 0,02 MPa	0,65 ± 0,01 MPa
F50	65	5	0,77 ± 0,05 MPa	0,78 ± 0,06 MPa
F50	56	10	0,7 ± 0,01 MPa	0,72 ± 0,01 MPa
F50	51	20	0,71 ± 0,02 MPa	0,7 ± 0,02 MPa
F90	89	15	1,21 ± 0,13 MPa	1,12 ± 0,02 MPa
F90	90	20	1 ± 0,09 MPa	1,08 ± 0,1 MPa

Besonders auffällig sind die Unterschiede im Vergleich der Spannungs-Dehnungs-Kurven, die für die beiden offenzelligen Schäume XP050-5,3 mm und XP110-5 mm ermittelt wurden, dargestellt in Abbildung 3.4. Während die Spannungs-Dehnungs-Kurven für XP050-5,3 mm den charakteristischen Verlauf aus linear-elastischer und

plastischer Verformung sowie Verdichtung aufweist, zeigt die Spannungs-Dehnungs-Kurven für XP110-5 mm zwar zunächst einen linear-elastischen Anstieg, geht dann jedoch direkt in einen Bereich über, der als Überlagerung einer plastischen Verformung und Verdichtung beschrieben werden kann. Dies kann wohlmöglich auf die hohe Dichte und die Materialverteilung in den Schaumzellen zurückgeführt werden, da Material im offenzelligen Schaum nur in den Zellstreben vorliegt. Diese Zellstreben werden durch die Kompaktierung gebeugt und liegen dann übereinander, wodurch lokale eine vorläufige sehr starke Verdichtung eintritt. Dieses Verhalten muss bei der Analyse der Verhautungsversuche berücksichtigt werden, um mögliche Unterschiede zwischen der Hautbildung in offen- und geschlossenzelligen Schäumen beschreiben zu können.

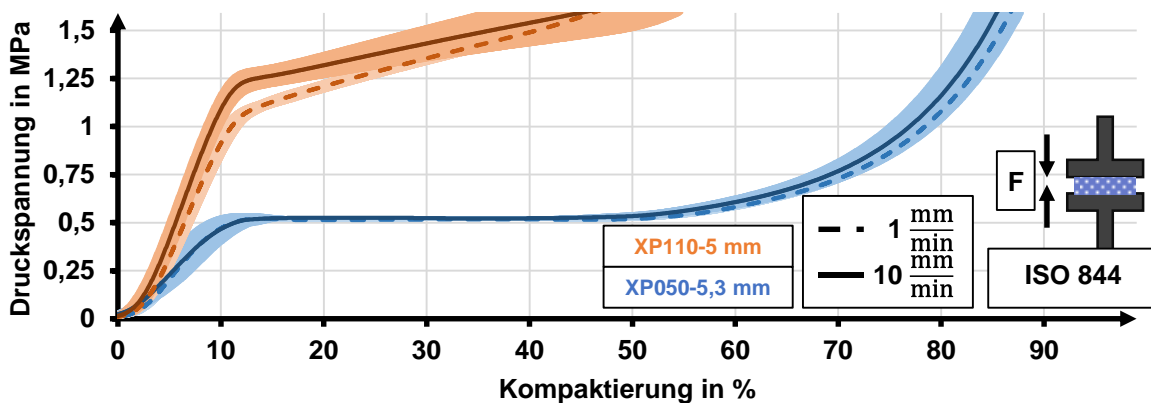


Abbildung 3.4: Vergleich der Spannungs-Dehnungs-Kurven von XP050-5,3 mm und XP110-5 mm bei Raumtemperatur

Abbildung 3.5 zeigt einen Vergleich der Spannungs-Dehnungs-Kurven von F40, F50 und F90 Schaumhalbzeugen mit Dicken zwischen 9,7 mm und 20 mm. Hier können zwar auch Einflüsse der Ausgangsdicke auf die Ausbildung der Kurven erkannt werden – insbesondere im Vergleich zwischen F90-15 mm und F90-20 mm zeigen sich Unterschiede hinsichtlich des Spannungsniveaus im Bereich der plastischen Verformung – jedoch sind diese Unterschiede nicht so stark ausgeprägt wie beim Vergleich zwischen XP050-5,3 mm und XP110-5 mm.

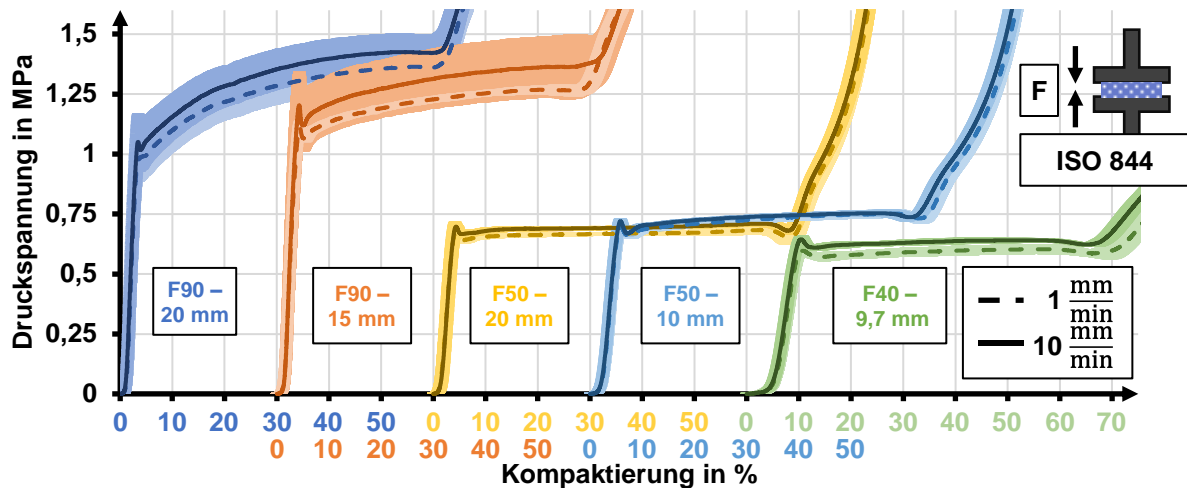


Abbildung 3.5: Vergleich der Spannungs-Dehnungs-Kurven von F90-20 mm, F90-15 mm, F50-20 mm, F50-10 mm und F40-9,7 mm Schaumhalbzeugen bei Raumtemperatur

Abbildung 3.6 und Abbildung 3.7 zeigen die temperatur- und prüfgeschwindigkeitsabhängigen Spannungs-Dehnungs-Kurven für die Schaumhalbzeuge F50-5 mm und XP050-5,3 mm. Kurvenpaare die bei der gleichen Temperatur, aber unterschiedlichen Prüfgeschwindigkeiten, ermittelt wurden, sind gruppiert. Der Kurvenbeginn für unterschiedliche Temperaturen ist versetzt um eine Überschneidung zu verhindern. Beide Halbzeuge zeigen abnehmende Spannungsniveaus für steigende Temperaturen, wobei der charakteristische Verlauf aus linear elastischer und plastischer Verformung sowie der Verdichtung mit exponentiell steigender Spannung bis zur Glasübergangstemperatur erhalten bleibt. Wird T_g überschritten können lediglich zwei unterschiedliche Bereiche erkannt werden. Ein ausgedehnter Bereich der plastischen Verformung und die Verdichtung. Es können jedoch auch Unterschiede zwischen dem Verformungsverhalten von F50-5 mm als geschlossenzelliger und XP050-5,3 mm als offenzelliger Schaum erkannt werden. Bei F50-5 mm kann ein ausgeprägter Einfluss der Prüfgeschwindigkeit auf die Spannungs-Dehnungs-Kurve erkannt werden, der in höheren Spannung bei der plastischen Verformung resultiert. Insbesondere bei erhöhten Temperaturen im Bereich von T_g zeigen sich deutliche höhere Spannungen für die Prüfung bei 10 mm/min. Zwar führt eine Erhöhung der Temperatur auf 240 °C ($T_g + 18$ K) zu einer progressiven Verringerung der Druckspannungen, jedoch kann hier weiterhin die Geschwindigkeitsabhängigkeit festgestellt werden. Bei XP050-5,3 mm hingegen zeigt sich der Einfluss der Prüfgeschwindigkeit lediglich bei den Spannungs-Dehnungs-Kurven bei T_g und 225 °C ($T_g + 8$ K), wenn auch nicht so stark ausgeprägt wie bei vergleichbaren Temperaturen bei F50. Die Spannungs-Dehnungs-Kurven für

eine Temperatur von 235 °C ($T_g + 18$ K) für XP050-5,3 mm sind nahezu identisch und eine Unterscheidung kann erst ab einer Kompaktierung von mehr als 45 % erfolgen. Der Unterschied zwischen dem Kompaktierverhalten beider Schaumhalbzeuge kann in der Zellstruktur liegen. Die geschlossenen Zellmembranen verhindern, dass das in ihnen befindliche Gas austreten kann, wodurch zusätzliche Spannungen aufgebracht werden. Eine Expansion des Gases durch eine Erwärmung würde zusätzlich den Druck in einer Zelle erhöhen. Bei offenzelligen Schäumen kann das Gas ungehindert aus der Zellstruktur austreten und das Kompaktierverhalten wird nur durch die Polymereigenschaften bestimmt.

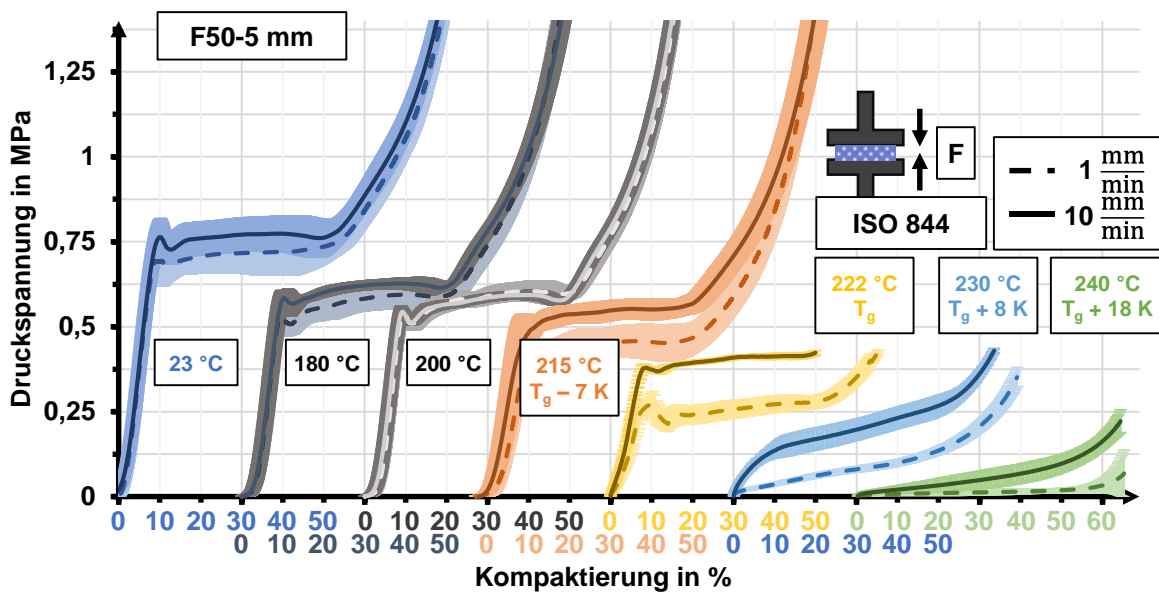


Abbildung 3.6: Temperaturabhängige Druckeigenschaften für DIVINYCELL F50-5 mm

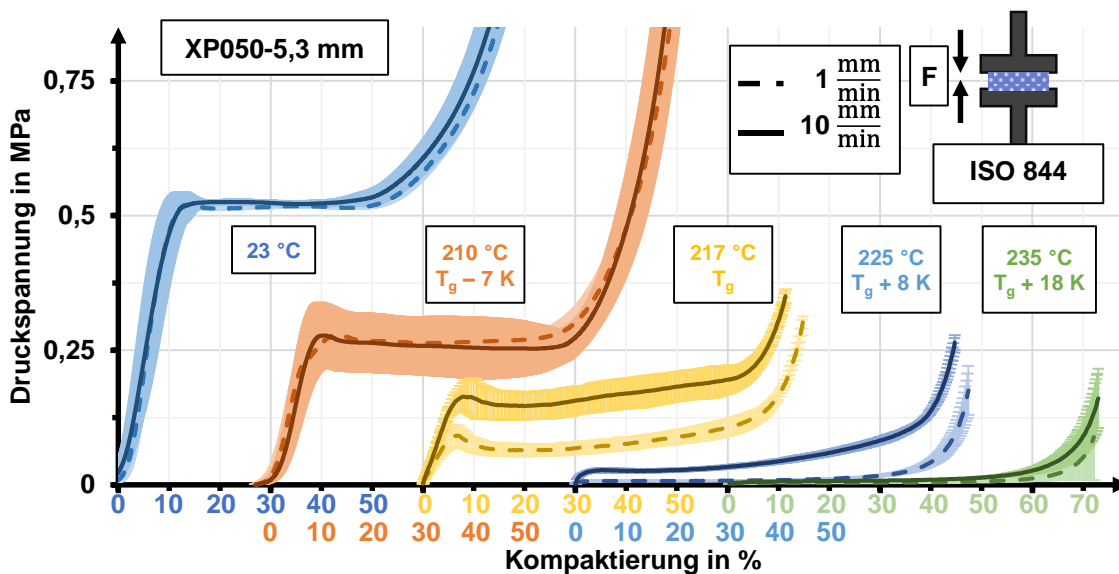


Abbildung 3.7: Temperaturabhängige Druckeigenschaften für SABIC ULTEM FOAM XP050-5,3 mm

4. Herstellung von flächigen Integralschäumen im Labormaßstab

Eine Rahmenbedingung für die Entwicklung des Heißpressprozesses ist die Kompaktierung des Schaumhalbzeugs auf eine definierte Zieldicke. Um diese zu erfüllen, muss zunächst eine Prozessführung definiert werden, durch die eine reproduzierbare Kompaktierung erreicht werden kann. Generell kann zwischen einer isobaren – mit einem einheitlichen Prozessdruck – und einer isochoren Prozessführung – mit einem definierten minimalen Abstand zwischen beiden Werkzeughälften – unterschieden werden. Zudem muss der Einfluss des Prozessdrucks untersucht werden, wobei gewährleistet werden muss, dass der verbleibende Schaumkern nicht beschädigt wird. Weiterhin muss untersucht werden, welche Art der Temperaturführung im Werkzeug notwendig ist um Integralschäume mit hinreichender Qualität herstellen zu können. Dabei kann zwischen einer isothermen Werkzeugbeheizung und einer variothermen Werkzeugbeheizung unterschieden werden. Zuletzt muss der Einfluss der Prozessdauer auf die Eigenschaften des Integralschaums untersucht werden.

Die Verhautung der Oberfläche der thermoplastischen Schaumhalbzeuge ist das Resultat der Kompaktierung und dem Verschweißen von Schaumzellen, die auf eine Temperatur oberhalb von T_g erwärmt wurden. Erste Untersuchungen haben gezeigt, dass eine Erwärmung durch beide Werkzeughälften zu einem unkontrollierten Kollabieren des Schaumhalbzeugs führt und daher ungeeignet ist. Aus diesem Grund wird für die Transformation der Schaumhalbzeuge hin zu Integralschäumen ein Heißpressprozess mit zwei Prozessschritten eingesetzt, wobei nur jeweils eine Oberfläche verhautet wird. Bei einem isobaren Pressprozess wird das zu kompaktierende Material durch den Prozessdruck während der gesamten Prozessdauer beeinflusst. Die Kompaktierung ist daher entweder mit dem Ende der Prozessdauer abgeschlossen, oder dann, wenn sich ein Gleichgewichtszustand aus Prozessdruck und der verbleibenden Druckfestigkeit des Materials eingestellt hat. Eine Einschränkung der maximalen Kompaktierung ist mit dieser Art der Prozessführung nur schwer möglich. Aus diesem Grund wird für die Herstellung von Integralschäumen aus Schaumhalbzeugen die Eignung einer isochoren Prozessführung untersucht. Der Versuchsablauf für eine solche isochore Prozessführung ist in Abbildung 4.1 schematisch dargestellt.

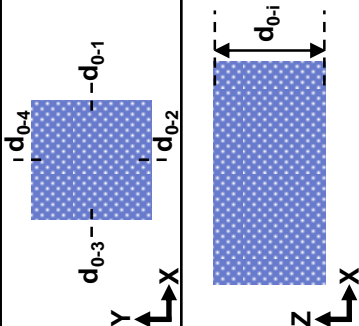
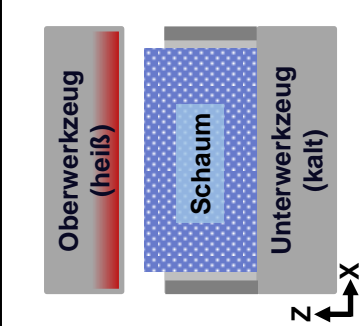
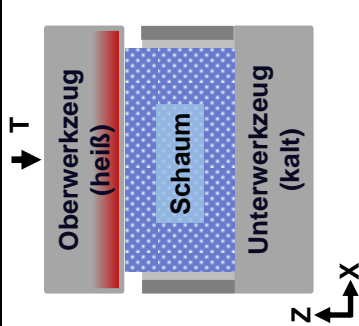
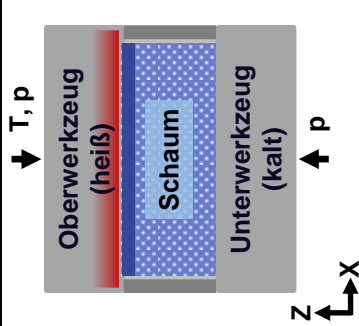
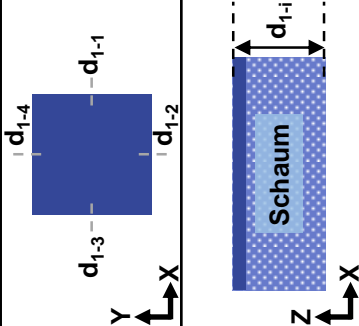
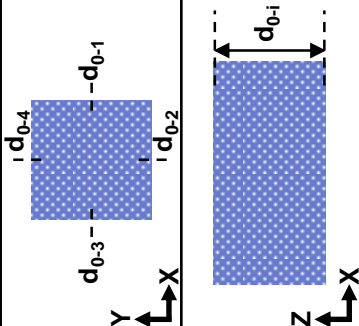
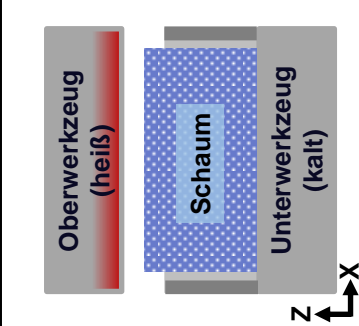
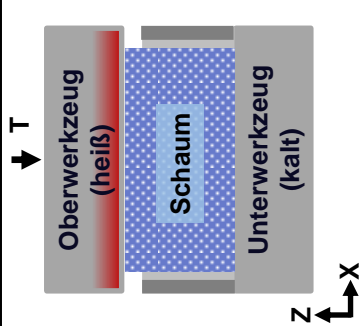
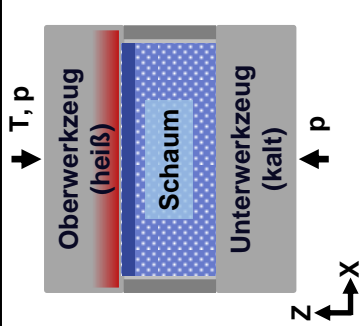
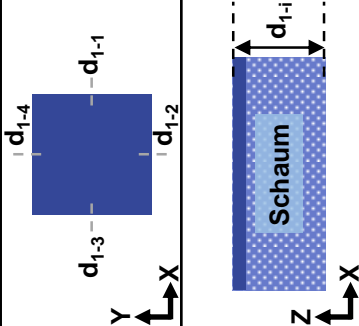
<p>1. Thermoplastischer Schaum</p> <p>Messung der Halbbeugdicke $d_{0,i}$ an vier Positionen und Mittelwertbildung</p> 	<p>2. Einlegen in das Presswerkzeug</p> <p>Aufbau der Stahlrahmen auf Dicke d_1</p> 	<p>3. Kontakt mit dem Oberwerkzeug</p> <p>$t < 10$ s $225\text{ °C} < T = \text{konst.} < 250\text{ °C}$</p> 	<p>4. Verhartung der ersten Oberfläche</p> <p>$75\text{ s} < t < 615\text{ s}$ $225\text{ °C} < T = \text{konst.} < 250\text{ °C}$ $0,1\text{ MPa} < p_{\text{max}} < 1\text{ MPa}$</p> 	<p>5. Entnahme aus dem Presswerkzeug</p> <p>Messung der Halbbeugdicke $d_{1,i}$ an vier Positionen und Mittelwertbildung</p> 
<p>6. Wenden des Halbzeugs</p> 	<p>7. Einlegen in das Presswerkzeug</p> <p>Aufbau der Stahlrahmen auf Dicke $d_2 = d_{\text{Bauteil}}$</p> 	<p>8. Kontakt mit dem Oberwerkzeug</p> <p>$t < 10$ s $225\text{ °C} < T = \text{konst.} < 250\text{ °C}$</p> 	<p>9. Verhartung der zweiten Oberfläche</p> <p>$75\text{ s} < t < 615\text{ s}$ $225\text{ °C} < T = \text{konst.} < 250\text{ °C}$ $0,1\text{ MPa} < p_{\text{max}} < 1\text{ MPa}$</p> 	<p>10. Entnahme des thermoplastischen Integralschaums</p> <p>Messung der Halbbeugdicke $d_{2,i}$ an vier Positionen und Mittelwertbildung $d_2 = d_{\text{Bauteil}}$</p> 

Abbildung 4.1: Schema für die Kompaktierung und Verhartung von thermoplastischen Schaumhalbzeugen im zweistufigen Heißpressprozess

Die Halbzeugdicke wird vor dem Einlegen in das Presswerkzeug (Schritt 1) und nach jedem Verhautungsprozess (Schritt 5 und 10) an vier Stellen gemessen und der jeweilige Mittelwert (d_0 , d_1 und d_{Bauteil}) gebildet. Vor jedem Verhautungsschritt wird der minimale Werkzeugabstand und damit die Zieldicke durch einen Aufbau aus Stahlrahmen unterschiedlicher Dicke festgelegt. Anschließend wird das Halbzeug eingelegt (Schritt 2 und 6). Durch das Verfahren des unteren Werkzeugaufbaus wird ein Kontakt mit dem isotherm beheizten Oberwerkzeug bei einem minimalen Druck erreicht (Schritt 3 und 8). Die Kompaktierung und Verhautung der Schaumhalbzeuge erfolgt durch ein automatisiertes Pressprogramm mit definierten zeitabhängigen Druckrampen und Haltezeiten. Bei der isochoren Prozessführung wird der Prozessdruck solange auf dem Schaumhalbzeug abgebaut, bis der zuvor definierte Werkzeugabstand erreicht ist. In diesem Zustand wird der Prozessdruck auf den Distanzstücken abgebaut, was eine weitere Kompaktierung des Schaums verhindert. Dadurch kann die maximale Dickenänderung im ersten und zweiten Verhautungsschritt kontrolliert und die Einflüsse der Prozessführung auf die Strukturänderung untersucht werden. Eine Versuchsreihe im Labormaßstab umfasst die Herstellung von je fünf Integralschäumen mit einer Fläche von $100 \text{ mm} \cdot 100 \text{ mm}$ mit identischen Anlageneinstellungen.

4.1. Beschreibung des Versuchsaufbaus und der Versuchspläne

In ersten Versuchsreihen wurde eine Laborheißpresse *P 300 P/M* der COLLIN LAB & PILOT SOLUTIONS GMBH mit einer Werkzeugoberfläche von $300 \text{ mm} \cdot 300 \text{ mm}$ genutzt. Das Werkzeug wurde mit Stahlleisten so präpariert, dass in jedem der beiden Verhautungsschritte die gleiche maximale Kompaktierung erfolgt. Abbildung 4.2 zeigt die Laborheißpresse sowie den Versuchsaufbau mit Stahlleisten zur Begrenzung des Werkzeugabstands. Die Presse erlaubt eine Regelung des Hydraulikdrucks zwischen $0,2 \text{ MPa}$ und 25 MPa in Stufen von je $0,1 \text{ MPa}$. Eine Erhöhung des Hydraulikdrucks um $0,1 \text{ MPa}$ geht dabei mit einer Erhöhung der effektiven Kraft um $1,23 \text{ kN}$ einher. Daraus resultiert ein Druck von $0,123 \text{ MPa}$ je $0,1 \text{ MPa}$ Hydraulikdruck der effektiv auf den Schaumprobekörper wirkt. Die Presse ermöglicht eine individuelle Temperierung der oberen und unteren Werkzeugplatte auf Temperaturen zwischen 30 °C und 450 °C . Für die Herstellung von Integralschaumplatten wurde das Werkzeug zunächst auf die Prozesstemperatur – 230 °C für PES- und 225 °C bzw. 235 °C für PEI-Schaumhalbzeuge – erwärmt. Nach dem Erreichen der Prozesstemperatur folgte eine Wartezeit von 10 Minuten für die Einstellung einer homogenen Werkzeugtemperatur. Die Temperatur auf der Werkzeugoberfläche wurde mit einem Thermoelement überprüft.

Anschließend wurden die Schaumhalbzeuge in zwei Prozessschritten mit einer Dauer von jeweils 180 Sekunden auf beiden Oberflächen verhautet. Dabei wurde ein Prozessdruck eingestellt, der niedriger als die Druckfestigkeit des Halbzeugs bei Raumtemperatur war, um zu verhindern, dass der Schaumkern kollabiert. Nach Ende der Prozessdauer wurde das verhautete Halbzeug aus dem Versuchsaufbau mit heißem Oberwerkzeug entnommen.

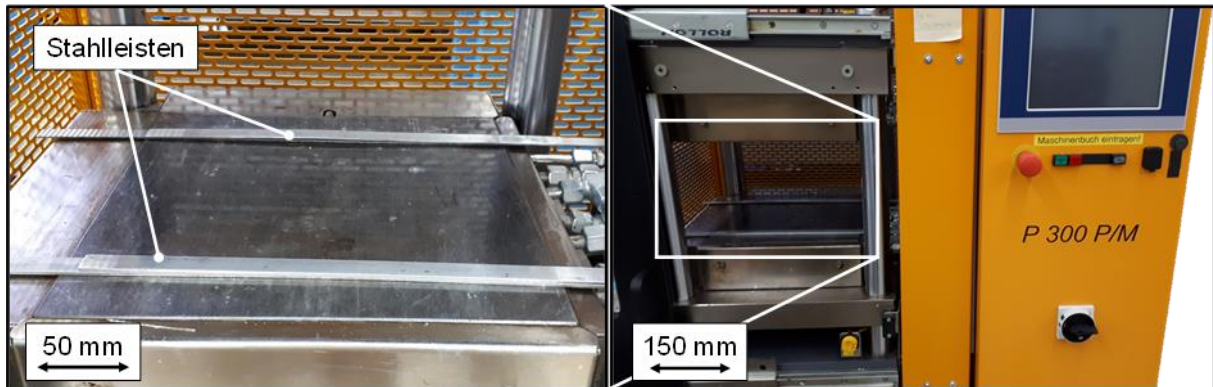


Abbildung 4.2: P 300 P/M Laborheizpresse mit Versuchsaufbau für die Verhautung im Heißpressprozess

Mit dem Versuchsaufbau auf der hydraulischen Laborheizpresse war es möglich die Integralschaumplatten aus den Schaumhalbzeugen herzustellen, jedoch war eine eingehende Untersuchung des Materialverhaltens während des Prozesses nur begrenzt möglich. Aufgrund des hohen maximalen Hydraulikdrucks von 25 MPa konnte die Einstellung von effektiven Prozessdrücken nur in sehr groben Schritten erfolgen. Die untersuchten Schaumhalbzeuge haben eine Druckfestigkeit zwischen 0,5 MPa und 1 MPa, was für die betrachtete Halbzeugfläche einem Bereich für Hydraulikdrücke zwischen 0,4 MPa und 0,8 MPa begrenzt. Zudem erlaubte die Laborheizpresse keine detaillierte Erfassung der Prozessdaten.

Aus diesem Grund wurde ein neuer Laborprüfstand für die Untersuchung des Verhauungsverhaltens von thermoplastischen Schaumhalbzeugen aufgebaut. Dieser Laborprüfstand besteht aus einem elektromechanischen Zylinder (EMC) (Bosch Rexroth EMC-100-NN-2), der zusammen mit einer Membrankraftmessdose (HBM-U3/20 kN) eine Regelung der Prozesskraft bis zu 20 kN ermöglicht. Dadurch kann für die betrachtete Probekörpergeometrie ein Bereich zwischen 0,02 MPa und 2 MPa mit einer Genauigkeit von 0,001 MPa abgedeckt werden. Der Prüfstand ist mit zwei baugleichen Werkzeughälften ausgerüstet, die aus einer passiven Kühleinheit mit einer konstanten Wasserversorgung, einer Isolationsplatte, einer aktiven Kühleinheit bei der die Kühlwasserversorgung während den definierten Kühlzyklen geregelt wird, sowie einer

Platte mit sechs Heizpatronen mit jeweils 400 Watt Heizleistung (RS PRO 6,5 mm 400 W Heizelement) bestehen. Die Temperatur in den Werkzeughälften ist individuell einstellbar und wird durch je ein Doppelmantelthermoelement geregelt, das in den Heizplatten verbaut ist. Als Werkzeugoberfläche dient ein Stahlblech mit einer Dicke von 5 mm. Die Werkzeughälften sind auf zwei Schlitten montiert die vertikal beweglich von insgesamt vier Säulen geführt werden. Der obere Schlitten ist an der Kraftmessdose befestigt und kann nur marginal verschoben werden. Der untere Schlitten läuft mit Linearkugellagern auf einer Führung aus vier Säulen, ist am Kolben des elektromechanischen Zylinders befestigt und kann über eine Höhe von 170 mm bewegt werden. Beide Schlitten sind einem digitalen Glasmaßstab (WILLTEC GVS 608 F High Accuracy) verbunden, der die Aufzeichnung des Werkzeugabstands mit einer Auflösung von 1 µm ermöglicht. Der obere Schlitten ist mit dem Gehäuse des Glasmaßstabs verbunden, der untere Schlitten ist mit dem Sensor verbunden, der die absolute Position auf dem Maßstab misst. Dadurch zeichnet der Maßstab nur die Veränderung des Werkzeugabstands auf und der Messwert muss nicht um die Verschiebung eines einzelnen Schlittens oder die Nachgiebigkeit des Messaufbaus korrigiert werden. Der Laborprüfstand und die Prüfzelle sind in Abbildung 4.3 dargestellt.

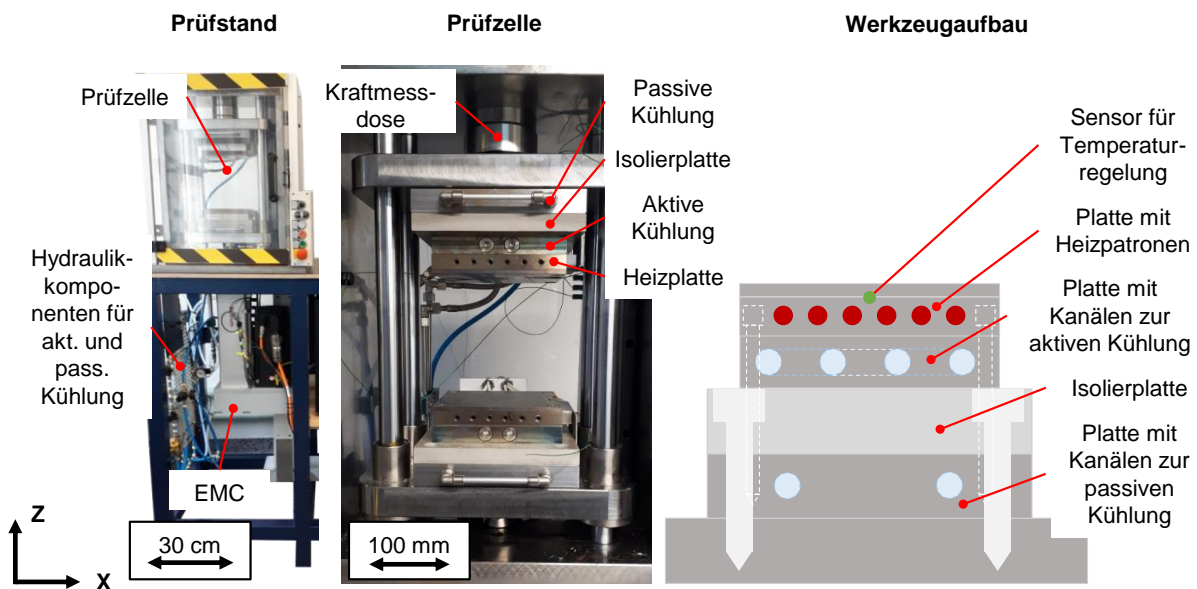


Abbildung 4.3: Laborprüfstand mit elektromechanischem Zylinder (EMC) für die Untersuchung der Verhautung im Heißpressprozess

Der Laborprüfstand wird durch ein LABVIEW-basiertes Programm gesteuert, das die Aufzeichnung von Prozessdaten ermöglicht. Neben den bereits beschriebenen Daten zur Prozesskraft und den Temperaturen in beiden Heizplatten als Regelgrößen wird

der Abstand zwischen beiden Werkzeugplatten gemessen und aufgezeichnet. Zusätzlich ist die Untersuchung der Temperaturänderung über bis zu vier Thermoelemente möglich, die flexibel im Versuchsaufbau platziert werden können. Die Steuersoftware erlaubt zudem eine Limitierung der maximalen Verfahrgeschwindigkeit des elektromechanischen Zylinders. Grundlage für die automatisierte Prozessführung sind Pressprogramme, die durch den Prüfstand verfolgt werden. Bei ihrer Definition werden Veränderungen der Temperatur oder Kraft zeitlich entkoppelt, um die maximalen Heiz- und Kühlraten zu berücksichtigen. Der Laborprüfstand kann Heiz- und Kühlraten von maximal 30 K pro Minute realisieren. Die Rate mit der der Prozessdruck aufgebracht wird ist abhängig von den Druckeigenschaften des untersuchten Materials. Zudem können Haltezeiten definiert werden in denen die Prozessbedingungen nicht verändert werden. Die Bedienoberfläche gibt zudem Informationen über den aktuellen Zustand der Presse und erlaubt einen Vergleich zwischen Soll- und Ist-Werten für die Temperaturen im Ober- und Unterwerkzeug sowie den frei platzierbaren Thermoelementen, aber auch der effektiven Kraft sowie zum absoluten und relativen Werkzeugabstand. Die Möglichkeit der freien Platzierung zusätzlicher Thermoelemente erlaubt die Betrachtung der lokalen Temperaturänderung. So können beispielsweise die Temperaturen in der Kontaktzone zwischen dem Schaumhalbzeug und der Werkzeugoberfläche, aber auch im Inneren der Schaumhalbzeuge gemessen werden. Die Bedienoberfläche mit einem einfachen Pressprogramm ist in Anhang als Abbildung A 3 dargestellt. Abbildung 4.4 zeigt einen exemplarischen Versuchsaufbau für die Herstellung von Integralschaumplatten inklusive in situ Temperaturmessung. Thermoelemente wurden in der Kontaktfläche zwischen dem heißen Oberwerkzeug und dem Schaumhalbzeug aber auch im Schaumkern eingebracht. Die Abbildung zeigt zudem einen schematischen theoretischen Temperaturverlauf über den Halbzeugquerschnitt zu Beginn des Prozesses und nach Abschluss der Kompaktierung und Verhautung. Tritt das kalte Halbzeug in Kontakt mit dem heißen Oberwerkzeug beginnt die zunächst instationäre Wärmeleitung, im Material entsteht ein Temperaturgradient. Nach einer hinreichenden Zeitdauer, die proportional zum Quadrat der Halbzeugdicke ist, tritt ein Zustand mit stationärer Wärmeleitung und linearem Temperaturgradient über den Halbzeugquerschnitt auf.

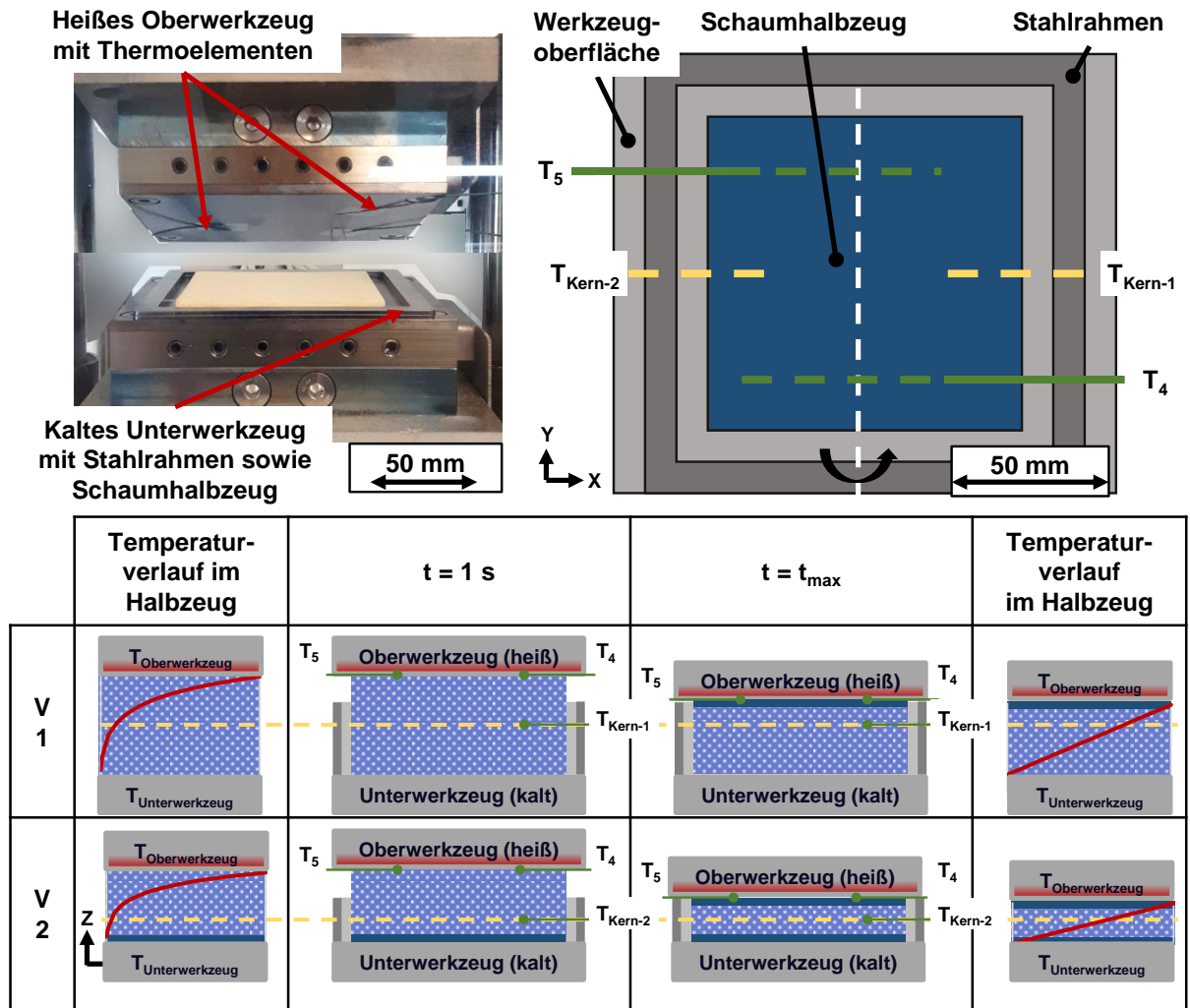


Abbildung 4.4: Versuchsaufbau zur Herstellung von Integralschaumplatten auf dem Laborprüfstand mit in situ Temperaturmessung durch Thermoelemente

In diesem Versuchsaufbau wurden zwei Thermoelemente (T_4 und T_5) auf der Oberfläche der oberen Werkzeughälfte mit einem Polyimidklebeband fixiert. Die Position bleiben für beide Verhautungsprozesse (V1 und V2) unverändert. Die obere Werkzeughälfte wird auf die Prozesstemperatur erwärmt. Eine Wartedauer von 10 Minuten vor dem ersten Pressversuch gewährleistet eine homogene Temperaturverteilung im Werkzeug. Ein weiteres Thermoelement wurde in der Mitte des Schaumhalbzeugs eingebracht, hier als $T_{\text{Kern-1}}$ und $T_{\text{Kern-2}}$ bezeichnet. Die Position der Thermoelemente während des Pressprozesses sind mit einer durchgezogenen gelben Linie markiert. Das Schaumhalbzeug wird nach dem ersten Prozessschritt um die, in der oberen rechten Abbildung vertikal eingezeichnete weiße Linie – parallel zur Y-Achse –, gewendet. Die Position der Thermoelemente an welcher der Temperaturverlauf im zweiten Prozessschritt (V2) gemessen wurde, wird weiterhin mit der durchgezogenen Linie markiert.

Die unterbrochene Linie markiert den Messpunkt auf der Verhautung im ersten Prozessschritt. Bei der Messung der Temperatur im Schaumkern gilt zu beachten, dass diese Position zwar einen konstanten Abstand zum kalten Unterwerkzeug hat, aber dass sich der Abstand zum Oberwerkzeug durch die Kompaktierung bis zum Erreichen des minimalen Abstands und dem Kontakt mit den Stahlrahmen verringert. Erst dann liegt bis zum Ende der Prozessdauer ein konstanter Abstand zwischen dem Messpunkt und der heißen Werkzeugoberfläche vor. Zwischen der heißen Werkzeugoberfläche und dem Schaumprobekörper wird eine Polyimidfolie eingebracht um ein Anhaften am Werkzeug zu verhindern. Dieser Versuchsaufbau wurde genutzt, um den Einfluss von Halbzeugeigenschaften und der Prozessführung auf die Integralschäumeigenschaften zu identifizieren. In einem ersten Versuchsblock wurde der Einfluss von Prozessparametern – dem Prozessdruck in Kombination mit der Haltezeit sowie der Werkzeugtemperatur – auf die Eigenschaften von Integralschäumen aus F50-5 mm und XP050 Schaumhalbzeugen untersucht. Basierend auf Eigenschaften dieser Integralschäume wurde ein geeigneter theoretischer Modellierungsansatz für die Biegeeigenschaften ausgewählt. Die maximalen Prozessdrücke p_{\max} wurden in Abhängigkeit der Druckfestigkeit σ_{pl}^* der Schaumhalbzeuge bei Raumtemperatur zu 20 %, 50 % und 80 % eingestellt. Für die Versuchsreihe mit F50-5 mm Halbzeugen wurde zudem eine Versuchsreihe mit $p_{\max} = 120 \% \sigma_{pl}^*$ durchgeführt. Die Prozessdauer wurde zusammen mit dem Prozessdruck zu 75 s für $p_{\max} = 80 \%$ und $p_{\max} = 120 \%$, 255 s für $p_{\max} = 50 \%$ und 615 s für $p_{\max} = 20 \%$ festgelegt. Für die Versuchsreihe mit F50-5 mm Halbzeugen wurde zudem eine Versuchsreihe mit einer Prozessdauer von 255 s bei $p_{\max} = 80 \%$ ergänzt um den Einfluss der Prozessdauer zu erfassen. Die Versuche in diesem Versuchsblock wurde auf Basis einer randomisierten Versuchsplanung durchgeführt. Dabei wurde die Werkzeugtemperatur als Hard-to-Change Faktor betrachtet und Versuche mit der gleichen Werkzeugtemperatur wurden zu Blöcken mit je zwei Gruppen zusammengefasst. Innerhalb eines Blocks wurde je ein Einzelversuch aus einer Versuchsreihe durchgeführt. Die Zusammenfassung zu Gruppen erlaubte, dass die Werkzeugtemperatur so wenig wie möglich variiert werden muss. Die Reihenfolge der Einzelversuche innerhalb einer Gruppe wurden randomisiert, um sekundäre Einflüsse, bspw. durch ein Aufheizen des Versuchsaufbaus, auf einzelne Versuchsreihen zu vermeiden. Eine Übersicht zu den Parameterkombinationen für diese Untersuchungen sind in Tabelle 4.1 für F50-5 mm und Tabelle 4.2 für XP050 gegeben.

Tabelle 4.1: Übersicht zu Versuchsparametern für die Untersuchung von Prozesseinflüssen auf die Eigenschaften von Integralschäumen aus F50-5 mm Schaumhalbzeugen

Prozessdruck und Haltezeit m = 5 Integralschaumplatten	Zieltemperatur	
	$T_1 = 230 \text{ °C } (T_g + 8 \text{ K})$	$T_2 = 240 \text{ °C } (T_g + 18 \text{ K})$
$p_{\max} = 20 \% \sigma_{pl}^* = 0.15 \text{ MPa}$ Prozessdauer 615 s	$d_{\text{Bauteil}} = 3 \text{ mm}$	
	$d_{\text{Bauteil}} = 2 \text{ mm}$	
$p_{\max} = 50 \% \sigma_{pl}^* = 0.375 \text{ MPa}$ Prozessdauer 255 s	$d_{\text{Bauteil}} = 3 \text{ mm}$	
	$d_{\text{Bauteil}} = 2 \text{ mm}$	$d_{\text{Bauteil}} = 2 \text{ mm}$
$p_{\max} = 80 \% \sigma_{pl}^* = 0.6 \text{ MPa}$ Prozessdauer 75 s	$d_{\text{Bauteil}} = 4 \text{ mm}$	$d_{\text{Bauteil}} = 4 \text{ mm}$
	$d_{\text{Bauteil}} = 3 \text{ mm}$	$d_{\text{Bauteil}} = 3 \text{ mm}$
	$d_{\text{Bauteil}} = 2 \text{ mm}$	$d_{\text{Bauteil}} = 2 \text{ mm}$
$p_{\max} = 80 \% \sigma_{pl}^* = 0.6 \text{ MPa}$ Prozessdauer 255 s	$d_{\text{Bauteil}} = 2 \text{ mm}$	
$p_{\max} = 120 \% \sigma_{pl}^* = 0.9 \text{ MPa}$ Prozessdauer 75 s	$d_{\text{Bauteil}} = 2 \text{ mm}$	

Tabelle 4.2: Übersicht zu Versuchsparametern für die Untersuchung von Prozesseinflüssen auf die Eigenschaften von Integralschäumen aus XP050-5,3 mm Schaumhalbzeugen

Prozessdruck und Haltezeit m = 5 Integralschaumplatten	Zieltemperatur	
	$T_1 = 225 \text{ °C } (T_g + 8 \text{ K})$	$T_2 = 235 \text{ °C } (T_g + 18 \text{ K})$
$p_{\max} = 20 \% \sigma_{pl}^* = 0.104 \text{ MPa}$ Prozessdauer 615 s	$d_{\text{Bauteil}} = 2 \text{ mm}$	
$p_{\max} = 50 \% \sigma_{pl}^* = 0.26 \text{ MPa}$ Prozessdauer 255 s	$d_{\text{Bauteil}} = 2 \text{ mm}$	$d_{\text{Bauteil}} = 2 \text{ mm}$
$p_{\max} = 80 \% \sigma_{pl}^* = 0.42 \text{ MPa}$ Prozessdauer 75 s	$d_{\text{Bauteil}} = 4 \text{ mm}$	$d_{\text{Bauteil}} = 4 \text{ mm}$
	$d_{\text{Bauteil}} = 3 \text{ mm}$	$d_{\text{Bauteil}} = 3 \text{ mm}$
	$d_{\text{Bauteil}} = 2 \text{ mm}$	$d_{\text{Bauteil}} = 2 \text{ mm}$

Der zweite Versuchsblock wurde an F50 Halbzeugen durchgeführt widmete sich dem Einfluss der Halbzeugdicke – 10 mm und 20 mm – und den Parametern – Prozessdauer und Kompaktiergeschwindigkeit – auf die Integralschaumeigenschaften um die Eignung des theoretischen Modells zu bestätigen. Eine Übersicht zu den Prozessparametern und Zieldicken in diesem Versuchsblock ist in Tabelle 4.3 gegeben. Der Prozessdruck wurde für diesen Versuchsblock auf $p_{\max} = 80 \% \sigma_{pl}^*$ eingestellt und nicht verändert. Als Werkzeugtemperatur wurde ein Zielwert von 240 °C eingestellt. In diesen Versuchsreihen wurden die Halbzeuge auf Zieldicken von 2 mm, 3 mm und 4 mm kompaktiert. Dabei wurde die Prozessdauer zwischen 135 sek und 255 sek variiert. Die Untersuchung des Einflusses der Kompaktiergeschwindigkeit erfolgte in Versuchsreihen mit einem Wert von $v_{\max} = 5 \text{ mm/min}$.

Basierend auf den Erkenntnissen aus diesen Versuchsreihen wurden weitere Versuche für die Verhautung von Ultem XP110 und Divinycell F90 Halbzeugen durchgeführt. Die Parameter für diese Versuchsreihen sind in Tabelle 4.4 zusammengefasst.

Tabelle 4.3: Versuchparameter für die Untersuchung der Einflüsse von Halbzeugdicke, Prozessdauer und Kompaktiergeschwindigkeit auf die Eigenschaften von Integralschäumen

Halbzeug	Zieldicke	Prozessdauer	Kompaktiergeschwindigkeit
F50-10 mm	2 mm	255 s	5 mm/min
	2 mm		unlimitiert
	3 mm	135 s	unlimitiert
	4 mm	255 s	5 mm/min
	4 mm		unlimitiert
F50-20 mm	2 mm	135 s	unlimitiert
	2 mm	255 s	5 mm/min
	2 mm		unlimitiert
	3 mm	135 s	unlimitiert
	3 mm	255 s	unlimitiert
	4 mm	135 s	5 mm/min
	4 mm	255 s	5 mm/min
	4 mm		unlimitiert

Tabelle 4.4: Übersicht der Versuchparameter für die Herstellung von Integralschäumen aus ULTEM XP110-5 mm und Divinycell F90-15 mm und F90-20 mm Schaumhalbzeugen

Halbzeug	Ausgangsdicke	Zieldicke	Prozessdauer
XP110-5 mm	5 mm	4 mm	195 s
	5 mm	3 mm	195 s
	5 mm	2 mm	195 s
F90	15 mm	4 mm	variiert
	20 mm	4 mm	variiert

Für diese Versuche wurde für beide Halbzeugtypen eine Werkzeugtemperatur von 240 °C und ein Prozessdruck von $p_{\max} = 80 \% \sigma_{pl}^*$ eingestellt. Insbesondere bei Halbzeugen, bei denen theoretische Verhautungsdicken von mehr als 300 μm in einer Haut zu erwarten sind, zeigten sich Fehlbildungen bei der Entnahme des Halbzeugs ohne expliziten Abkühlschritt. Diese Fehlbildungen werden in einem späteren Kapitel diskutiert. Zwar wurden auch Versuchsreihen mit Divinycell F90 Halbzeugen mit einer Dicke von 15 mm und 20 mm geplant, jedoch führten diese Fehlbildungen dazu, dass daraus keine Integralschäume im Prozess mit Heißentnahme hergestellt werden konnten. Die Prozessdauer und die Werkzeugtemperatur wurden zunächst variiert um, zu untersuchen ob dadurch eine Heißentnahme möglich ist. Da auch diese Prozessanpassungen zu einer Fehlerbildung führten, wurde die Eignung einer variothermen Prozessführung

untersucht, wobei die obere Werkzeughälfte von 50 °C auf 240 °C erwärmt und nach Abschluss einer definierten Haltezeit wieder auf 50 °C abgekühlt wurde.

Der vierte Versuchsblock widmete sich der Übertragung der Prozessführung aus dem statischen Heißpressprozess im Labormaßstab auf einen semi-kontinuierlichen Heißpressprozess auf einer Intervallheißpresse. Eine Übersicht zu den Halbzeugen und Versuchsparametern für diesen Versuchsblock ist in Tabelle 4.5 gegeben. Hierzu wurde jeweils eine Integralschaumplatte mit Abmessungen von 600 · 500 mm² pro Halbzeug hergestellt. Die Prozessführung wurde so eingestellt, dass in der heißesten Werkzeugzone eine Temperatur von 240 °C vorliegt. Die Vorschubgeschwindigkeit wurde so eingestellt, dass Halbzeuge mit einer Dicke von 5 mm für eine Dauer von 3 Minuten und Halbzeuge mit einer höheren Dicke für eine Dauer von 5 Minuten in der heißesten Werkzeugzone bleiben.

Tabelle 4.5: Übersicht zu Versuchsparametern für die Herstellung von Integralschaumplatten im industrienahen Maßstab

Halbzeug	Ausgangsdicke	Zieldicke	Vorschubgeschwindigkeit
XP050-5,3 mm	5,3 mm	3 mm	10 m/h
XP110-5 mm	5 mm	4 mm	10 m/h
	5 mm	3 mm	10 m/h
	5 mm	2 mm	10 m/h
F50	5 mm	3 mm	10 m/h
	10 mm	3 mm	5,5 m/h
	20 mm	3 mm	5,5 m/h
F90	15 mm	3 mm	5,5 m/h
	20 mm	3 mm	5,5 m/h

4.1.1. Untersuchung des Materialverhaltens im Heißpressprozess

Die Aufzeichnung der Prozessdaten bei der Herstellung von Integralschäumen im Heißpressprozess auf dem Laborprüfstand mit elektromechanischem Zylinder ermöglicht die detailliertere Untersuchung des Materialverhaltens sowie der Einflüsse im Prozess. So kann beispielsweise die Dauer bis zum Erreichen der minimalen Dicke ermittelt und die Länge der danach beginnenden Haltezeit beschrieben werden. Die Untersuchung der Temperatur in der Grenzfläche zwischen Werkzeug und Schaumhalbzeug, sowie des Temperaturverlaufs im Schaumkern kann Hinweise auf die Wärmeleitung durch das Material und die verbleibenden Druckfestigkeiten geben. Der Verlauf des Verhautungsprozesses kann generell in drei Phasen unterteilt werden, dargestellt in Abbildung 4.5. In der ersten Phase (I) besteht Kontakt zwischen dem heißen Oberwerkzeug und dem Schaumhalbzeug, jedoch wird noch kein Prozessdruck aufgebracht. Durch die Bewegung des Presswerkzeugs in der zweiten Phase (II) wird der Prozessdruck auf das Schaumhalbzeug aufgebracht und die Kompaktierung durchgeführt. Die gemessenen Druckverläufe zeigen eine zeitliche Verzögerung zum vorgegebenen Pressprogramm, die durch die Regelung des Prozessdrucks durch den elektromechanischen Zylinder bedingt ist. Der Druck wird durch eine Rotationsbewegung des Zylinderkolbens aufgebracht, die erst dann ausgelöst wird, wenn eine Diskrepanz zwischen vorgegebenem und gemessenem Druck erkannt wird. Die Kompaktiergeschwindigkeit ist das Resultat aus einer Sollwertabweichung zum vorgegebenen Pressprogramm. Somit entstehen unterschiedliche Vorschub- bzw. Kompaktiergeschwindigkeiten in Abhängigkeit des Materialverhaltens für unterschiedliche maximale Drücke oder Werkzeugtemperaturen. Während dieser Phase steigt die Temperatur, die durch das Thermoelement im Schaumkern gemessen wurde, an. Die zweite Phase endet sobald ein Kontakt zwischen dem Oberwerkzeug und den Stahlrahmen besteht, wodurch die Haltephase (III) bei der Zieldicke beginnt. Während dieser Haltezeit nähert sich die im Schaumkern gemessene Temperatur asymptotisch einem Grenzwert an. Abbildung 4.6 zeigt einen Vergleich zwischen verschiedenen Prozessdaten von Beginn bis zu einer Dauer von 75 Sekunden aus dem ersten Prozessschritt (V1) für die Verhautung von F50-5 mm Halbzeugen auf eine Zieldicke von 3,5 mm bzw. einer Kompaktierung um 1,5 mm. In der ersten Reihe sind die vorgegebenen und gemessenen Druckverläufe dargestellt. Die zweite Reihe zeigt einen Vergleich der Veränderung der Schaumdicke und der Kompaktiergeschwindigkeiten. Die dritte Reihe zeigt Temperaturen die auf der Werkzeugoberfläche und im Schaumkern gemessen wurden.

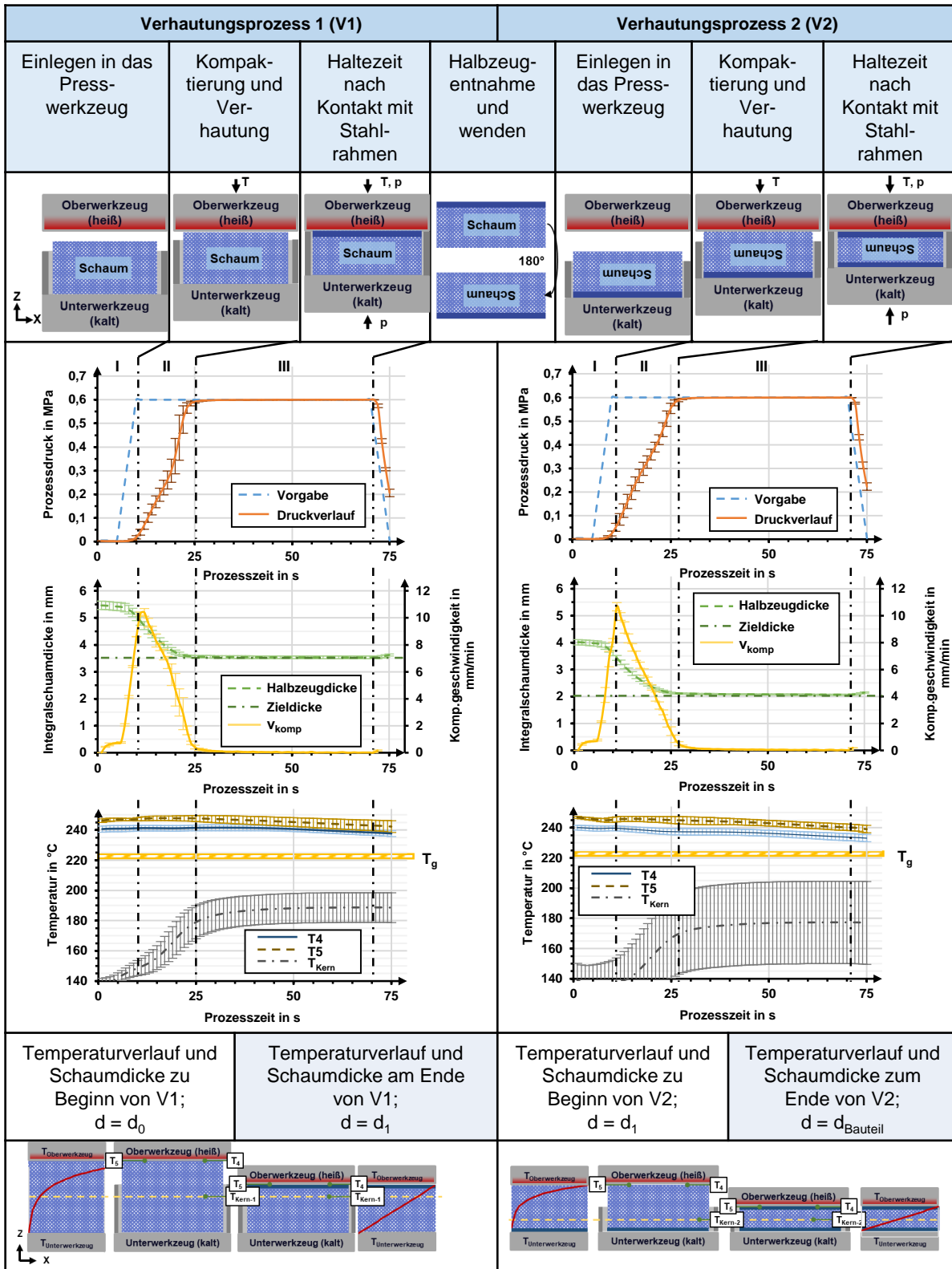


Abbildung 4.5: Vergleich der Prozessdaten im ersten und zweiten Verhautungsschritt von F50-5 mm Schaumhalbzeugen (Werkzeugtemperatur $T = 240 \text{ }^\circ\text{C}$, Druck $p_{\max} = 80 \% \sigma_{pl}^*$)

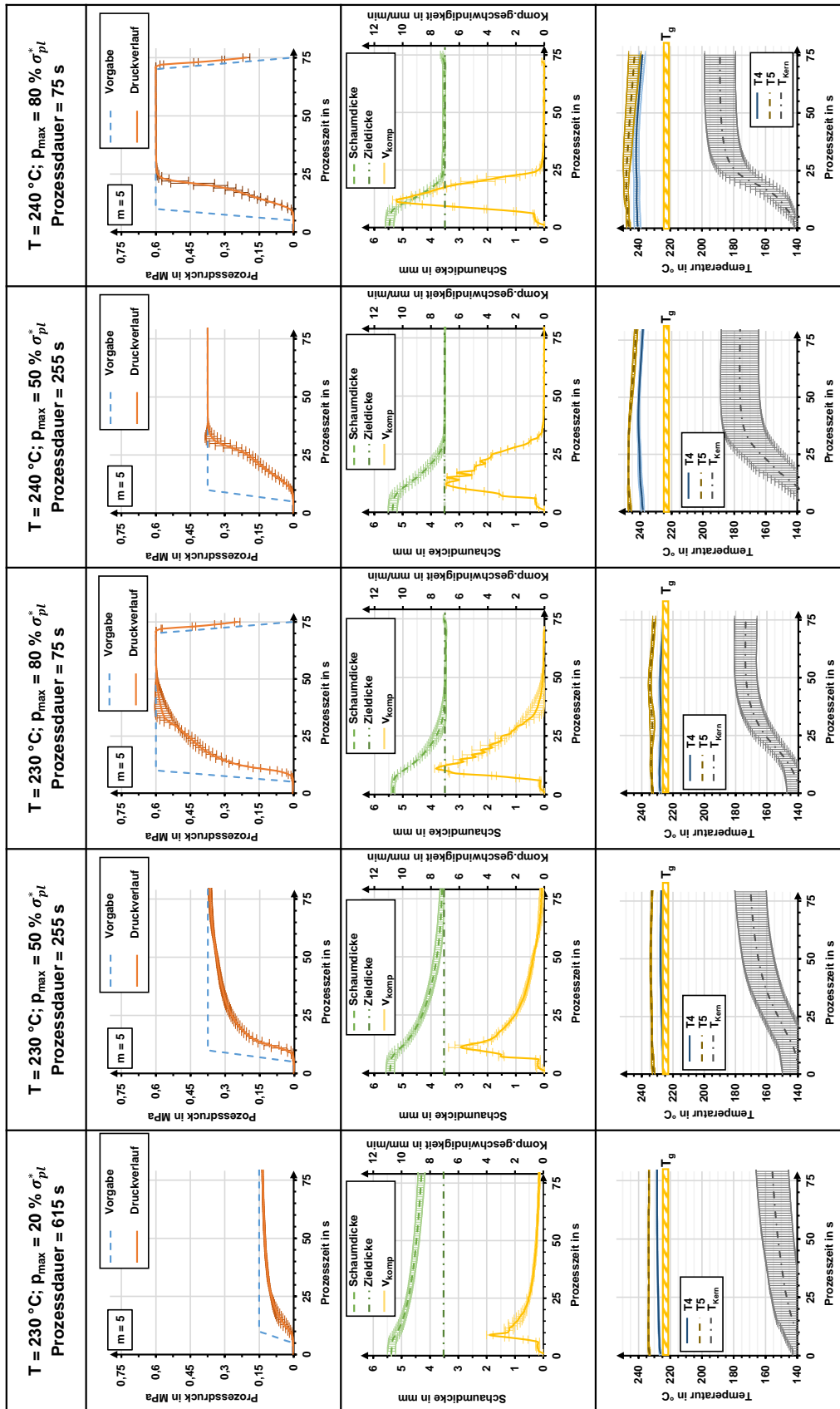


Abbildung 4.6: Vergleich verschiedener Prozessdaten aus dem ersten Prozessschritt für die Verhautung von F50-5 mm Halbzeugen (Versuchszahl $m = 5$)

Im Vergleich zwischen den Prozessdaten zur Schaumdicke und den Halbzeugdicken, die nach der Entnahme aus dem Presswerkzeug gemessen wurden, zeigte sich, dass die Dicke von verhauteten Schaumhalbzeugen insbesondere nach kurzen Prozesszeiten wieder ansteigt. Ein solcher Vergleich für die minimale Schaumdicke im Prozess sowie der gemessenen Halbzeugdicken nach dem ersten (V1) bzw. zweiten (V2) Verhautungsschritt ist in Abbildung 4.7 dargestellt. Die jeweilige Zieldicke ist als unterbrochene, horizontale Linie eingezeichnet. Dieses Verhalten kann durch eine Relaxation des Schaumkerns begründet werden, wobei Schaumzellen im Kern nur elastisch verformt wurden und eine unzureichende Wärmeeinwirkung verhindert, dass die kompaktierten Zellen vollständig in die Verhautung integriert wurden. Die Prozessdaten zur Schaumdicke zeigten, dass es aber auch aufgrund eines zu geringen Drucks zu keinem Kontakt zwischen dem Oberwerkzeug und den Distanzleisten kommen kann.

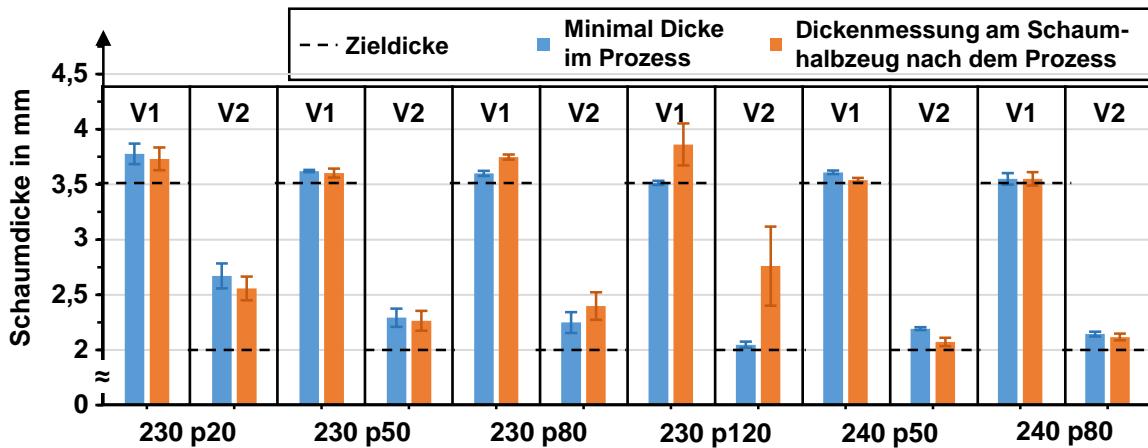


Abbildung 4.7: Vergleich zwischen Schaumdicken von Integralschäumen aus F50-5 mm Halbzeugen während des Pressprozesses und nach der Entnahme aus dem Werkzeug

Die zweite Zeile von Abbildung 4.6 zeigt die aufgezeichneten Kompaktiergeschwindigkeiten. Ein Vergleich der Maxima aus diesen Kurven ist in Abbildung 4.8 dargestellt. Es wurden maximale Kompaktiergeschwindigkeiten zwischen 3,8 mm/min und 12,3 mm/min bestimmt. Zwischen Prozessen mit einer Werkzeugtemperatur von 230 °C und 240 °C gab es zudem Prozesse in denen eine ähnliche maximale Kompaktiergeschwindigkeit bestimmt wurde. Dadurch kann auf den Einfluss der Kompaktiergeschwindigkeit bei unterschiedlichen Werkzeugtemperaturen auf die Hautausbildung geschlossen werden.

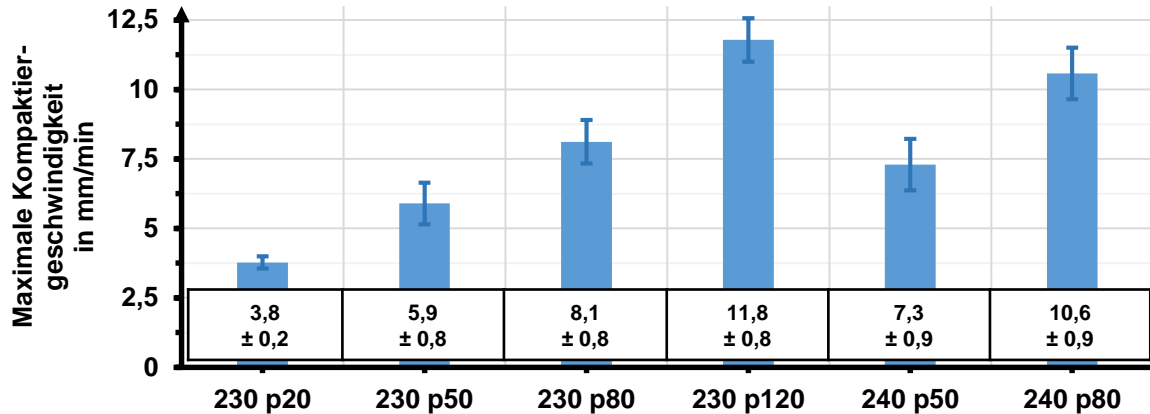


Abbildung 4.8: Vergleich der maximalen Kompaktiergeschwindigkeit bei der Verhautung von F50-5 mm Halbzeugen

In der dritten Reihe in Abbildung 4.6 werden die Verläufe von Temperaturen verglichen, die an zwei Stellen zwischen dem Schaumhalbzeug und der Werkzeugoberfläche (T_4 und T_5), sowie im Schaumkern gemessen wurden. Die beiden an der Werkzeugoberfläche gemessenen Temperaturen sind nicht identisch, wobei T_4 prinzipiell niedriger ist als T_5 . Es kann festgestellt werden, dass T_4 bei einer Werkzeugtemperatur von 230 °C durch eine Abkühlung während der Prozessdauer in einen Bereich zwischen 222 °C und 225 °C abfällt, in dem auch der Glasübergang liegt. Die Unterschiede in den Temperaturen kann darin begründet sein, dass ein Thermoelement unmittelbar über einer Heizpatrone und das zweite im Bereich zwischen zwei Heizpatronen fixiert wurde. Zudem kann ein Einfluss des Verlaufs der Kühlkanäle nicht ausgeschlossen werden. Abbildung 4.9 zeigt einen Vergleich zwischen den mittleren Temperaturen für T_4 und T_5 , sowie die maximalen Werte für die Kerntemperatur in Abhängigkeit der Prozessparameter für beide Prozessschritte (V1 und V2). Zudem ist der Abstand des Thermoelements im Schaumkern zum Oberwerkzeug schematisch dargestellt. Für die Versuchsreihen mit einer Werkzeugtemperatur von 230 °C kann generell beschrieben werden, dass die Werte für T_4 eine Überlappung mit dem Bereich für T_g aufweisen. Die ersten Versuchsreihen mit einem maximalen Druck von $p_{\max} = 20 \% \sigma_{pl}^*$ und $p_{\max} = 50 \% \sigma_{pl}^*$ zeigen zudem einen Unterschied zwischen der maximalen Kerntemperatur zwischen dem ersten (V1) und zweiten (V2) Prozessschritt, wobei die maximale Kerntemperatur im zweiten Schritt niedriger ist. Hier muss berücksichtigt werden, dass die Prozessdaten, trotz Erreichen der maximalen Kraft, keinen Kontakt mit den Stahlrahmen nahelegen. Aus diesem Grund können hier andere Abstände zwischen dem Messpunkt im Schaumkern und der heißen Werkzeugoberfläche vorliegen. Da die Halbzeugdicke in zweiten Prozessschritt geringer ist,

muss zudem davon ausgegangen werden, dass aufgrund der geringeren Halbzeugdike Unterschiede im Temperaturgradienten über den Halbzeugquerschnitt und in der Wärmeleitung durch das Material vorliegen.

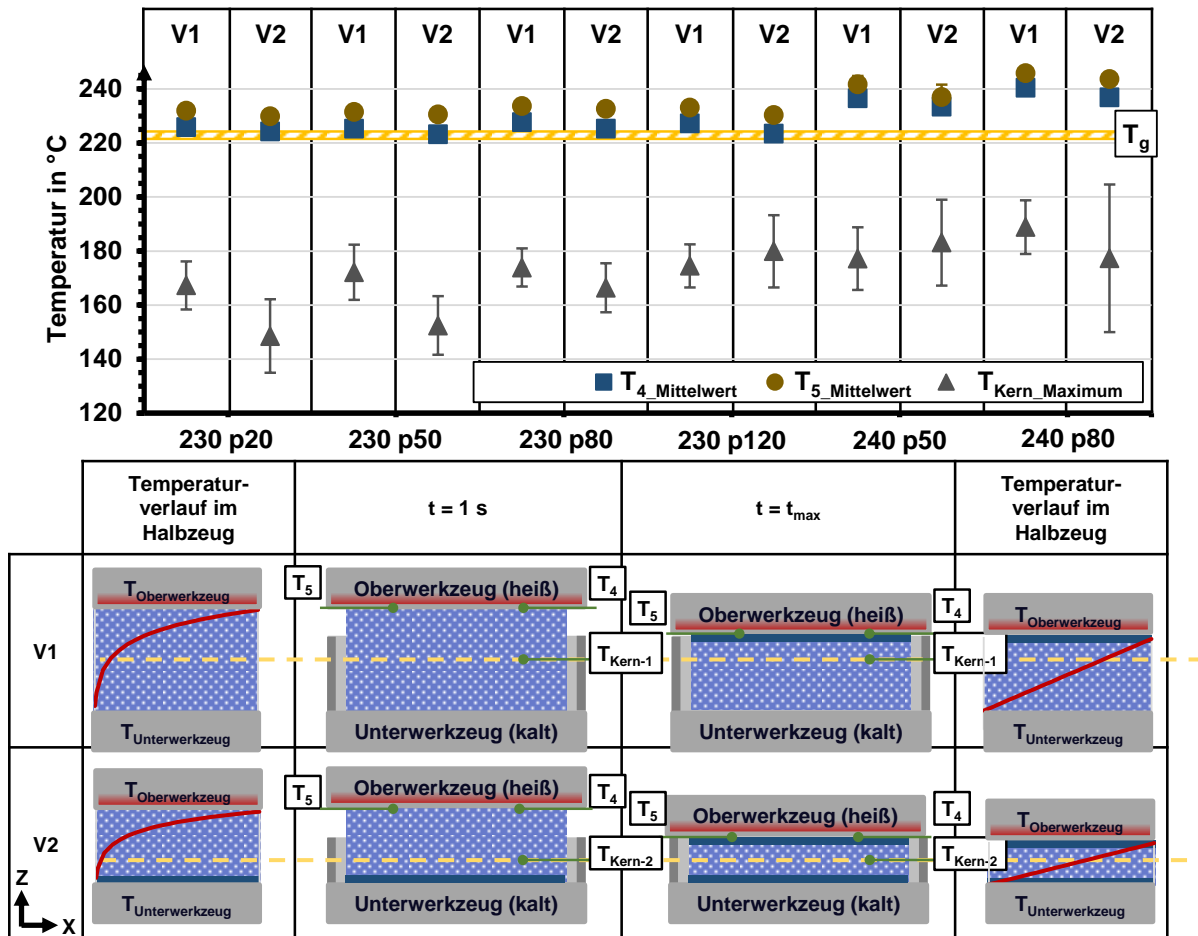


Abbildung 4.9: Vergleich der Temperaturen bei der Verhautung von F50-5 mm Halbzeugen mit einer schematischen Darstellung der Veränderung des Halbzeugquerschnitts, der Position der Temperaturmessung im Schaumkern und des Temperaturgradient zu Prozessbeginn und -ende

Zwar zeigen die Messwerte für die Kerntemperatur im ersten und zweiten Prozessschritt einen Unterschied, jedoch lassen auch hier die hohen Standardabweichungen keine signifikante Unterscheidung zu. Insbesondere für die Versuchsreihen mit einer Werkzeugtemperatur von 240 °C wurden hohe Standardabweichungen festgestellt. Für diese Versuchsreihen kann zusammengefasst werden, dass die Kerntemperatur – bis auf einige Ausreißer im zweiten Prozessschritt für 240 °C $p_{\max} = 80 \% \sigma_{pl}^*$ - eine Temperatur von 200 °C nicht überschreitet. Hier liegt, basierend auf den Erkenntnissen aus der isothermen, quasistatischen Prüfung noch eine Druckfestigkeit von 0,55 MPa vor. Dieses Niveau wird durch den gemessenen Prozessdruck erst bei Kontakt mit den Stahlrahmen überschritten, weshalb davon ausgegangen werden kann,

dass die hier vorliegende Struktur trotz der erhöhten Temperatur nicht plastisch verformt wurde. Ein weiteres Indiz für Unterschiede in der Temperaturverteilung im Halbzeug zwischen dem ersten und zweiten Prozessschritt kann in Abbildung 4.10 erkannt werden. Die zeitabhängigen Verläufe der Kompaktierung wurde hier auf den maximalen Wert aus diesem Versuch normiert. Die Kompaktierung im zweiten Prozessschritt verläuft generell langsamer als im ersten Prozessschritt. Ist ein stationärer Zustand erreicht, liegt ein linearer Temperaturgradient in den beiden Verhautungen aber auch dem Schaumkern mit unterschiedlichen Steigungen vor. Aufgrund der niedrigeren Dicke des Schaumhalbzeugs im zweiten Prozessschritt kann bei gleichem Temperaturunterschied zwischen Ober- und Unterwerkzeug ein steilerer Temperaturgradient als im ersten Prozess angenommen werden. Aus diesem Grund ist die Region im Halbzeug, in der die Temperatur über der Glasübergangstemperatur liegt, kleiner ist. Durch den stetigen Wärmeenergiefluss wird zwar der Fortschritt der Kompaktierung bis zur Zieldicke ermöglicht, jedoch läuft diese langsamer ab. Dieses Verhalten ist insbesondere für die Versuchsreihen mit einem maximalen Druck von $p_{\max} = 50 \% \sigma_{pl}^*$ und $p_{\max} = 80 \% \sigma_{pl}^*$ zu beobachten.

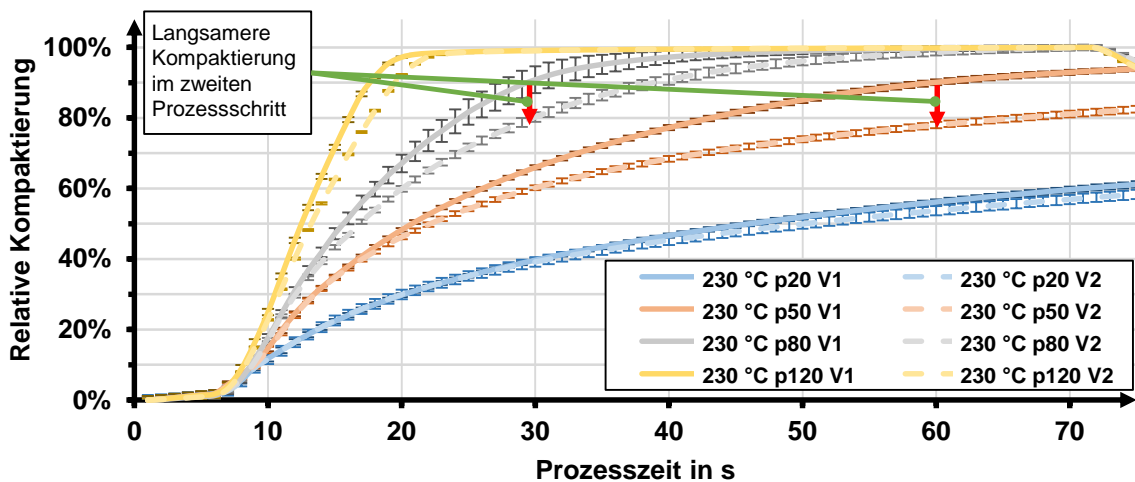


Abbildung 4.10: Vergleich der relativen Kompaktierung (normiert auf den maximalen Wert im Prozessschritt) für unterschiedliche Parameterkombinationen im ersten und zweiten Prozessschritt bei der Verhautung von F50 5-mm Schaumhalbzeugen ($T = 230 \text{ °C}$)

Abbildung 4.11 zeigt einen Vergleich zwischen Prozessdaten die im ersten Prozessschritt bei der Verhautung von XP050 Schaumhalbzeugen aufgezeichnet wurden. Die Diagramme sind analog zu Abbildung 4.6 angeordnet. Im Vergleich mit der Kompaktierung von F50-5 mm Halbzeugen werden hier niedrigere maximale Kompaktiergeschwindigkeiten für Versuchsreihen mit einer hohen Druckstufe von $p_{\max} = 80 \% \sigma_{pl}^*$

erreicht – 7,4 mm/min für 225 °C und 8,6 mm/min für 235 °C. Die Kompaktiergeschwindigkeit bei Versuchsreihen an F50-5 mm Halbzeugen mit vergleichbaren Parameterkombinationen erreichte Werte von 8,1 mm pro min für 230 °C und 10,6 mm pro min für 240 °C. Der Druckverlauf kann hier bereits bei einer Kompaktierung mit einer Werkzeugtemperatur von 225 °C und einem maximalen Prozessdruck von $p_{max} = 50 \% \sigma_{pl}^*$ in drei Phasen unterteilt werden. Allerdings, ist hier eine größere Abweichung zwischen den einzelnen Versuchen in der zweiten Phase – und daher eine höhere Standardabweichung – zu erkennen. Durch eine Erhöhung des Drucks auf $p_{max} = 80 \% \sigma_{pl}^*$ kann die Varianz im Materialverhalten verringert und eine eindeutige Unterteilung in drei Prozessphasen beschrieben werden. Eine Erhöhung der Werkzeugtemperatur von 225 °C auf 235 °C verringert die Druckfestigkeit so weit, dass der maximale Prozessdruck erst durch den Kontakt zwischen dem Oberwerkzeug und den Stahlrahmen erreicht wird.

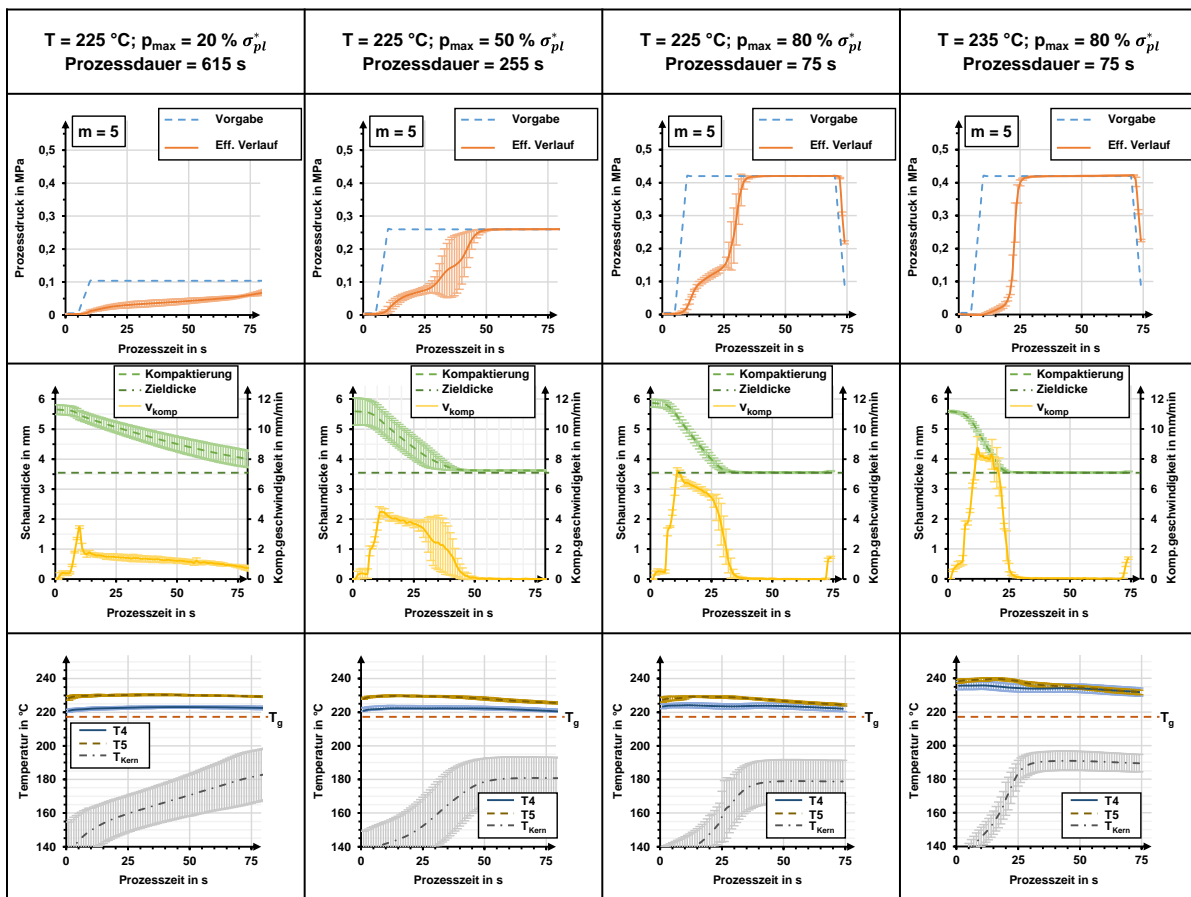


Abbildung 4.11: Vergleich verschiedener Prozessdaten aus dem ersten Prozessschritt für die Verhautung von XP050-5,3 mm

Bei der Verhautung von F50-5 mm Halbzeugen mit der vergleichbaren Temperaturstufe ($T_g + 18 K \cong 240 \text{ °C}$) kann das Material weiterhin einen Widerstand gegen die

Kompaktierung leisten, was in einem stetigen Anstieg im Prozessdruck resultiert. Ein weiterer Unterschied zum Verhalten von F50-5 mm Halbzeugen zeigt sich beim Vergleich der Kompaktierung. Bei einer Temperatur von 225 °C und einem Prozessdruck von $p_{\max} = 50 \% \sigma_{pl}^*$ wird die Zieldicke bereits nach 45 Sekunden erreicht, wohingegen die Kompaktierung von F50-5 mm bei dieser Parameterkombination als ein degressiver Verlauf mit einer asymptotischen Annäherung an die Zieldicke beschrieben werden kann. Das Verhalten bei den Temperaturverläufen ist analog zum Verhalten bei der Verhautung von F50-5 mm Halbzeugen. Die Temperatur T_4 ist generell niedriger als T_5 , die Kerntemperatur steigt während der Kompaktierung und erreicht nach ihrem Abschluss ein Plateau. Analog zur Verhautung von F50-5 mm Halbzeugen überschreitet die Kerntemperatur zu keinem Zeitpunkt eine Temperatur von 200 °C. Beim Vergleich der durchschnittlichen Werte für T_4 und T_5 und insbesondere der Kerntemperatur in Abbildung 4.12, zeigt sich zwar ein ähnliches Verhalten, wie bei der Verhautung von F50-5 mm Halbzeugen, jedoch sind die Unterschiede zwischen dem ersten und zweiten Prozessschritt stärker ausgeprägt. Das führt dazu, dass die Temperatur T_4 bei einer Werkzeugtemperatur von 225 °C im zweiten Prozessschritt unter das Niveau der Glasübergangstemperatur fällt. Die Unterschiede in der Kerntemperatur zwischen beiden Prozessschritten sind sehr stark ausgeprägt. Während die maximale Kerntemperatur im ersten Prozessschritt über alle Versuchsreihen bei durchschnittlich 188 °C liegt, werden im zweiten Prozessschritt lediglich durchschnittlich 150 °C erreicht. Dieses Verhalten kann durch Unterschiede im Temperaturgradienten über den Halbzeugquerschnitt in offen- und geschlossenzelligen Schäumen begründet sein. Bei offenzelligen Schäumen kann sich das Zellgas frei bewegen. Bei geschlossenzelligen Schäumen wird diese Bewegung durch die Verkapselung einzelner Zellen verhindert.

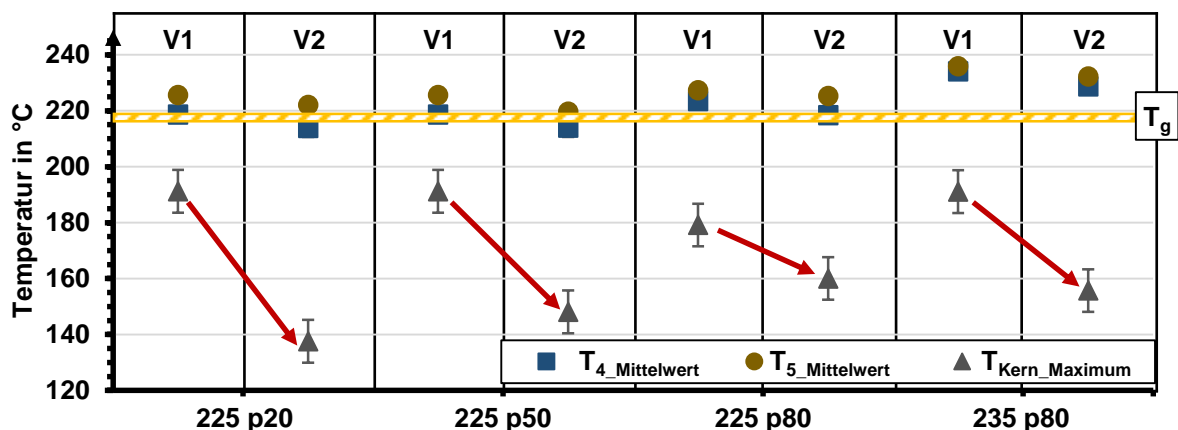


Abbildung 4.12: Vergleich der Temperaturen bei der Verhautung von XP050-5,3 mm

Ein weiteres Indiz für den Einfluss der Temperaturgradienten im ersten und zweiten Prozessschritt, kann in Abbildung 4.13 erkannt werden. Insbesondere bei den Versuchsreihen mit einer Werkzeugtemperatur von 225 °C und niedrigen Kompaktiergeschwindigkeiten ($p_{\max} = 20 \% \sigma_{pl}^*$ und $p_{\max} = 50 \% \sigma_{pl}^*$) zeigen sich deutliche Unterschiede zwischen der Kompaktierung im ersten und zweiten Prozessschritt. Wie schon bei der Kompaktierung von F50-5 mm Halbzeugen können diese Unterschiede durch eine Erhöhung des Prozessdrucks minimiert und die Kompaktierkurve in beiden Prozessschritten angenähert werden.

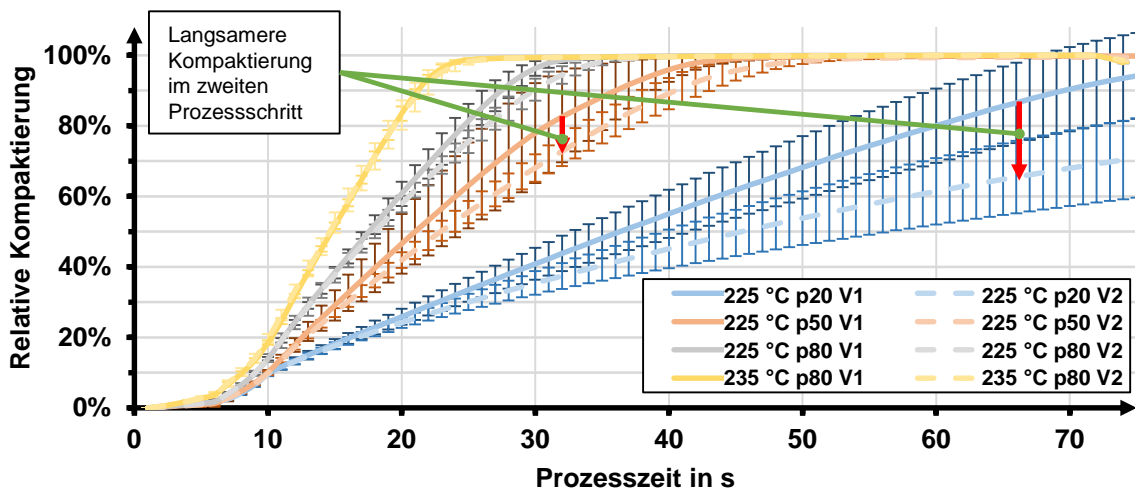


Abbildung 4.13: Vergleich der relativen Kompaktierung für unterschiedliche Parameterkombinationen im ersten und zweiten Prozessschritt bei der Verhautung von XP50-5,3 mm

Im Vergleich des Materialverhaltens der Schaumhalbzeuge bei Prozesstemperaturen von 8 K bzw. 18 K über Glasübergangstemperatur T_g und einem Prozessdruck von $p_{\max} = 80 \% \sigma_{pl}^*$ zeigen sich unterschiedliche Ausprägungen der Druckverläufe in Abhängigkeit der Kompaktierung im Prozess, dargestellt in Abbildung 4.14. Für beide Schaumhalbzeuge kann festgestellt werden, dass eine Erhöhung der Temperatur eine Verringerung der Druckfestigkeit des Schaums bewirkt und sich die Kurven von einem degressiven Verlauf in einen progressiven Verlauf wandeln. Dieses Verhalten kann im Bereich beobachtet werden in dem nur Kontakt mit dem Schaumhalbzeug vorliegt. Für F50-5 mm kann dieser Bereich für Kompaktierungen von weniger als 1,75 mm eingegrenzt werden. Für XP050-5,3 mm endet das reine Materialverhalten ab einer Kompaktierung von mehr als 2 mm. Bei höheren Kompaktierungen ist das Oberwerkzeug in Kontakt mit dem Stahlrahmen, wodurch es zu einem steilen Anstieg des Prozessdrucks kommt. Diese Kompaktierungswerte sind höher als die angestrebten Werte von 1,5 mm für F50-5 mm und 1,7 mm für XP050-5,3 mm. Das kommt daher, dass das

Schaumhalbzeug durch den Wärmeeinfluss eine Expansion aufweist wodurch die Vorkraft im Prozess bereits bei einem größeren Werkzeugabstand aufgebracht wird. Weiterhin sind Hinweise zu erkennen, dass die Zellstruktur und der Temperaturgradient über den Halbzeugquerschnitt einen Einfluss auf das Kompaktierverhalten ausübt. Die geschlossenzellige Struktur von F50-5 mm verhindert einen Temperatureausgleich zwischen verschiedenen Zellen durch das eingeschlossene Gas, wohingegen das Gas in XP050-5,3 mm frei zwischen den Zellen fließen kann. Dies resultiert in einem steileren Anstieg des Drucks im Prozess bei F50-5 mm für beide Temperaturstufen. Zwar kann erkannt werden, dass der gemessene Druck im zweiten Prozessschritt schneller ansteigt als im ersten, jedoch sind die Unterschiede aufgrund der überlappenden Standardabweichung nicht signifikant. Für die Verhütung von XP050-5,3 mm Halbzeugen zeigen sich ähnliche Einflüsse. Auch hier sind die Drücke im zweiten Prozessschritt höher und insbesondere bei der niedrigeren Temperaturstufe steigt die Standardabweichung im zweiten Schritt. Im Vergleich mit F50-5 mm Halbzeugen ist zu bemerken, dass bei der Kompaktierung unabhängig von der Werkzeugtemperatur geringere Drücke durch das Material aufgebracht werden.

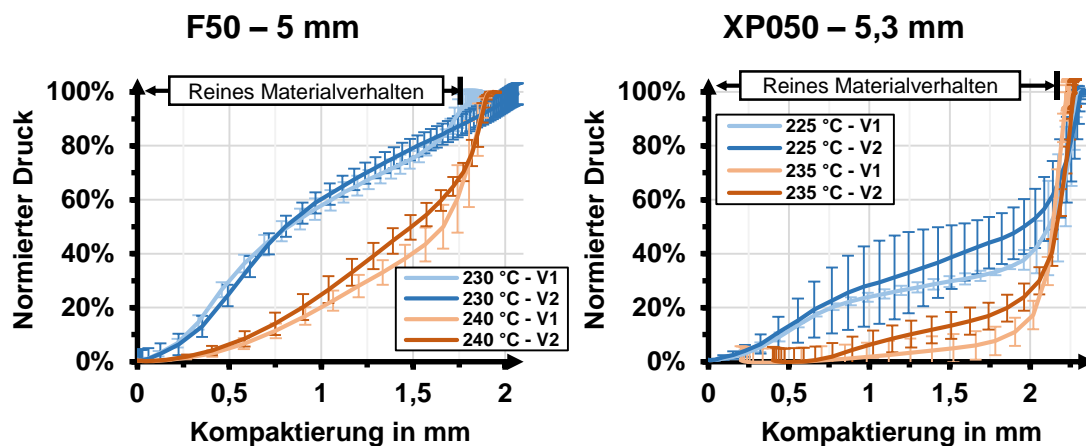


Abbildung 4.14: Vergleich der im Heißpressprozess aufgezeichneten Druck-Kompaktierungskurven für die Verhütung von F50-5 mm und XP050-5,3 mm

Ein Vergleich zwischen Druck-Kompaktierungskurven für F50-5 mm in einem ähnlichen Dichtebereich zwischen 50 kg/m^3 und 65 kg/m^3 aber unterschiedlichen Ausgangsdicken von $d_0 = 5 \text{ mm}$, $d_0 = 10 \text{ mm}$ und $d_0 = 20 \text{ mm}$ ist in Abbildung 4.15 dargestellt. Insbesondere bei den Halbzeugen mit einer höheren Ausgangsdicke können Bereiche in denen der Prozessdruck nur durch das Material abgebaut wird, identifiziert werden. Hier bildet sich, analog zu den isothermen quasi-statischen Druckversuchen, ein Plateau mit nahezu konstantem Druck aus. Der Druckanstieg auf dieses Plateau

verläuft allerdings über einen größeren Kompaktierungsbereich als in den quasi-statischen Druckversuchen. Im finalen Prozessabschnitt steigt der Druck durch den Kontakt mit dem Oberwerkzeug steil an. Die Mittelwerte lassen zwar Unterschiede zwischen beiden Prozessschritten vermuten, die jedoch aufgrund der Standardabweichungen nicht signifikant sind.

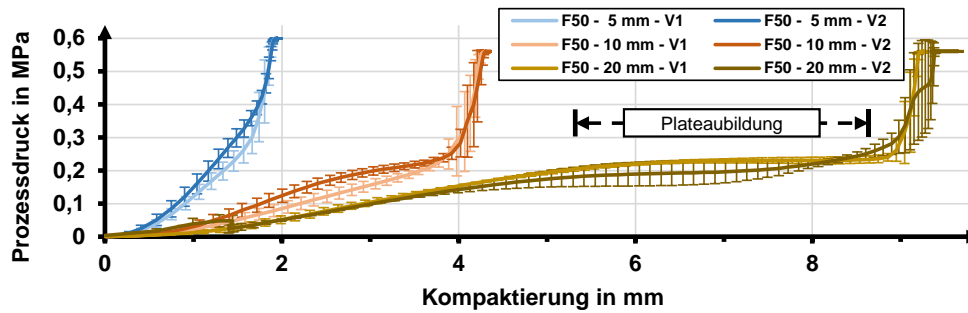


Abbildung 4.15: Vergleich der Druck-Kompaktierungskurve für F50 Schaumhalbzeuge mit unterschiedlichen Ausgangsdicken von 5 mm, 10 mm und 20 mm ($T = 240 \text{ }^\circ\text{C}$, $p_{\max} = 80 \% \sigma_{pl}^*$)

Abbildung 4.16 zeigt analog dazu einen Vergleich zwischen den Druck-Kompaktierungskurven von F50-20 mm und F90-20 mm mit einer Ausgangsdicke von $d_0 = 20 \text{ mm}$. Beide Versuchsreihen wurden mit einem maximalen Prozessdruck von $p_{\max} = 80 \% \sigma_{pl}^*$ und einer Werkzeugtemperatur von $T = 240 \text{ }^\circ\text{C}$ durchgeführt. Bei diesem Vergleich wird insbesondere der Einfluss der Schaumdichte auf die Druckeigenschaften bemerkbar. In beiden Versuchsreihen bildet sich ein Plateau mit einem nahezu isobaren Zustand aus. Die Druck-Kompaktierungskurve von F90-20 mm zeigt einen degressiven Verlauf. Der Druckanstieg bei den F50-20 mm Schaumhalbzeugen kann als linear beschrieben werden. Die beiden Druckniveaus auf den Plateaus zeigen signifikante Unterschiede, wobei F50-20 mm mit 0,2 MPa nur etwa 36 % des maximalen Prozessdrucks ($80 \% \sigma_{pl}^* = 0,6 \text{ MPa}$) erreicht, zeigt die Kurve für F90-20 mm mit 0,7 MPa etwa 88 % des maximalen Prozessdrucks ($80 \% \sigma_{pl}^* = 0,8 \text{ MPa}$).

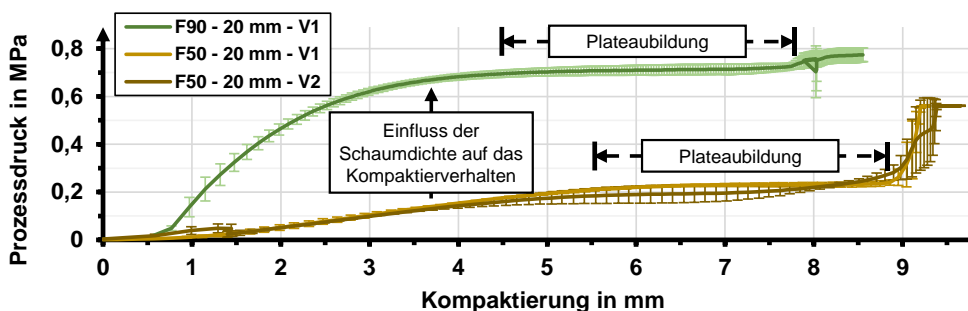


Abbildung 4.16: Vergleich der Druck-Kompaktierungskurve für F50-20 mm und F90-20 mm ($T = 240 \text{ }^\circ\text{C}$, $p_{\max} = 80 \% \sigma_{pl}^*$)

4.1.2. Herausforderungen bei der Integralschaumherstellung mit isothermer Werkzeugtemperierung

Die Herstellung von Integralschäumen mit isothermen Werkzeugen ermöglicht die zeit-effiziente Untersuchung eines weiten Feldes an Prozesseinflüssen. Allerdings ist diese Prozessführung auch mit Herausforderungen verbunden, die sich bei der Entnahme der Probekörper aus dem Versuchsaufbau zeigen. Eine Auswahl an möglichen Fehlern ist in Abbildung 4.17 dargestellt. Die wohl markanteste Ausprägung stellt die Bildung von Blasen in der Verhautung dar. Eine verhautete Probe mit einer solchen Blase ist in Abbildung 4.17 a) dargestellt. Die Bildung dieser Art von Fehlstellen tritt insbesondere für Versuchsreihen auf, bei denen eine theoretische Hautdicke von mehr als $d_{\text{Haut-theo}} = 250 \mu\text{m}$ in einer einzelnen Verhautung zu erwarten ist. Nach dem Prozessende hat das Material an der Oberfläche weiterhin die hohe Temperatur, die für die Verhautung notwendig ist. Durch den Kontakt mit der Raumluft kühlt der Probekörper ab und die Verhautung friert ein. Aufgrund der dabei in der Verhautung entstehenden Eigenspannungen im Zusammenspiel mit dem Temperaturgradienten über den Probenquerschnitt kann es zum Ablösen der Verhautung kommen. Schneidet man eine solche Blase auf, dargestellt in Abbildung 4.17 b), ist zu erkennen, dass sich eine Schicht der Verhautung von der darunter befindlichen Schaumstruktur gelöst hat, weshalb im Inneren eine hohe Oberflächenrauigkeit vorliegt. Im Übergangsbereich zum weiterhin verbundenen Teil von Verhautung und Schaumkern können gedehnte Bereiche der Zellstruktur erkannt werden. Eine Blasenbildung kann entweder durch die Verringerung der Prozessdauer, dargestellt in Abbildung 4.17 c), oder durch die Verringerung der Werkzeugtemperatur, dargestellt in Abbildung 4.17 d), bewirkt werden. Dabei konnte jedoch nicht ausgeschlossen werden, dass es nicht zur Bildung von anderen Fehlern, wie bspw. von Kratern auf der Oberfläche oder Reliefstrukturen kommt. Die Blasenbildung scheint von der Gesamtdicke des Integralschaums nicht gänzlich unabhängig. Die Bildung dieser Fehlstellen wurde sowohl bei der Verhautung im ersten als auch zweiten Prozessschritt beobachtet. Eine erfolgreiche Vermeidung einer Blasenbildung durch eine Parameteranpassung im ersten Prozessschritt, führt nicht zwangsläufig auch zur Unterdrückung ihrer Ausbildung im zweiten Prozessschritt.



Abbildung 4.17: Bildung von Fehlstellen bei der Entnahme von verhauteten Schäumen aus dem heißen Werkzeug

4.1.3. Verhautung im variothermen Heißpressprozess

Die Bildung dieser Fehlstellen führte dazu, dass das Materialverhalten von F90 Schaumhalbzeugen zwar während der Verhautung im isothermen Prozess untersucht werden konnte, die Probekörper jedoch aufgrund der Fehlstellenbildung nicht für die mechanische Prüfung geeignet waren. Aus diesem Grund wurde die Eignung eines variothermen Prozesses untersucht, bei dem das Oberwerkzeug und der Probekörper von Raumtemperatur bis auf die Prozesstemperatur erwärmt und nach einer definierten Haltezeit wieder abgekühlt wurden.

Ein solcher Vergleich ist in Abbildung 4.18 dargestellt. Analog zu den isothermen Versuchsreihen wurde der maximale Prozessdruck auf $p_{\max} = 80 \% \sigma_{pl}^* = 0.8 \text{ MPa}$ festgelegt. Der Verlauf der oberen Werkzeugtemperatur wurde so vorgegeben, dass die maximale Temperatur im Presswerkzeug nach 430 Sekunden erreicht wird. Dabei kann es zu einer Abweichung der Temperatur auf der Werkzeugoberfläche bzw. in der Kontaktfläche zum Schaumhalbzeug kommen. Die Temperatur in der Kontaktfläche zwischen dem Oberwerkzeug und Schaumhalbzeug wurde analog zum Versuchsaufbau aus Abbildung 4.4 gemessen.

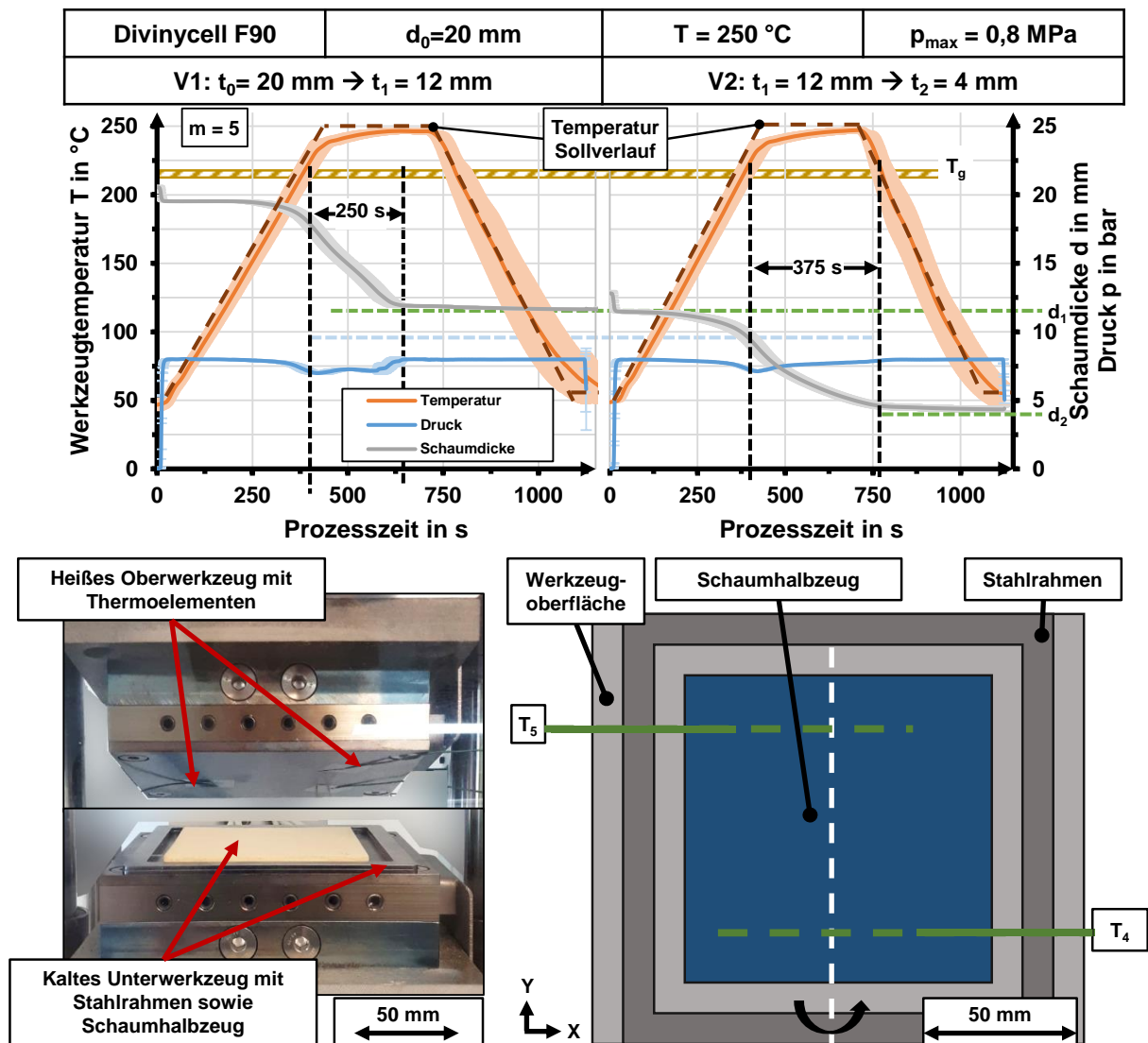


Abbildung 4.18: Einfluss der Werkzeugtemperatur auf die Kompaktierung und Verhautung von Schaumhalbzeugen im variothermen Prozess

Diese variotherme Prozessführung führte zunächst dazu, dass die Dauer für die Durchführung eines Prozessschritts signifikant steigt. Jedoch ist diese Versuchsführung näher an dem Temperaturverlauf den das Material auf Anlagen im industrienahen Maßstab, bspw. Intervallheißpressen oder Doppelbandpressen mit unterschiedlich

temperierten Werkzeugzonen, erfährt. Durch eine solche Prozessführung war es möglich Integralschäume aus F90 Schaumhalbzeugen mit Ausgangsdicken von $d_0 = 15 \text{ mm}$ und $d_0 = 20 \text{ mm}$ herzustellen und daraus Probekörper für die mechanische Prüfung zu entnehmen. Die kontinuierliche Aufzeichnung von Prozessdaten im variothermen Prozess ermöglicht zudem die Betrachtung der temperaturabhängigen Druckeigenschaften. Die, in der Kontaktzone zwischen der Werkzeugoberfläche und dem Schaumhalbzeug, gemessene Temperaturkurve, dargestellt in orange, zeigt einen charakteristischen Knick, zu dem Zeitpunkt, zu dem der Übergang zwischen der aktiven Heizphase und der „Durchwärmung“ des Werkzeugs im Pressprogramm liegt. In dieser zweiten Phase steigt die gemessene Temperatur sehr viel langsamer an und erreicht asymptotisch den angestrebten maximalen Wert von 250 °C . Für die Haltezeit ist im Pressprogramm mit einer Dauer von insgesamt 300 Sekunden definiert. In der Abbildung ist ebenfalls der Temperaturbereich in dem T_g ermittelt wurde markiert. Wird T_g überschritten, steigt die Kompaktiergeschwindigkeit an und die Schaumdicke sinkt. Im ersten Versuch V1 wird die Kompaktierung von $d_0 = 20 \text{ mm}$ auf $d_1 = 12 \text{ mm}$ in etwa 250 Sekunden abgeschlossen. Für die Dauer, in der die Temperatur über T_g liegt, zeigt die gemessene Druckkurve einen charakteristischen Einbruch der erst dann den Soll-druck wieder erreicht, wenn sich die minimale Schaumdicke und ein Kontakt zwischen dem Oberwerkzeug und den Distanzleisten eingestellt hat. Im zweiten Versuch V2 zeigt sich ein ähnliches Materialverhalten. Auch hier steigt die Kompaktiergeschwindigkeit nach Überschreiten von T_g . Der gemessene Druck sinkt zunächst auf ein ähnliches Niveau wie in V1, steigt danach aber sehr viel langsamer wieder auf den maximalen Prozessdruck an. Die Kompaktierung verläuft nicht wie in V1 linear, sondern eher degressiv und endet erst nach etwa 375 Sekunden, wenn die Werkzeugtemperatur unter T_g sinkt. Aufgrund dieses degressiven Verlaufs wird die Zieldicke von $t_2 = 4 \text{ mm}$ nicht erreicht, sondern mit einer mittleren Dicke von $d_{2_eff} = 4,6 \text{ mm}$ verfehlt. Hier können Einflüsse der Wärmeleitung und des Temperaturgradienten über die Schaumdicke vermutet werden. Nach einer ausreichenden Zeitdauer stellt sich ein linearer Temperaturgradient entlang dem die Kompaktierungseigenschaften im Halbzeug temperaturabhängig variieren. Unterschreitet die Temperatur in einem nicht kompaktierten Bereich die Glasübergangtemperatur, kann dieser Bereich nicht vollständig kompaktiert und in die Verhautung integriert werden.

5. Beschreibung der Strukturänderung und der Veränderung der Biegeeigenschaften

Durch die Kompaktierung wird zuallererst die Dicke des Schaums beeinflusst. Dadurch wird bei gleichbleibender Masse die Dichte des Integralschaumbauteils verändert. Die Berechnung der Dichte des Integralschaums kann mit Formel 5.1 als Funktion der relativen Dichte des Schaumhalbzeugs φ_0 , der Ausgangsdicke d_0 und der Dicke des Integralschaums nach zwei Verhautungsprozessen d_{Bauteil} berechnet werden. Dieser Wert kann, zusammen mit den relativen mechanischen Eigenschaften, dazu genutzt werden um die Effizienz der Materialausnutzung mit Formel 2.12 zu bestimmen.

$$\rho_{\text{Bauteil}} = \varphi_0 * \frac{d_0}{d_{\text{Bauteil}}} \quad 5.1$$

Durch die Verhautung im Heißpressprozess wird die Struktur des thermoplastischen Schaums in die eines Integralschaums überführt. Durch die Erwärmung und Kompaktierung wird die Dichte lokal erhöht. Eine schematische Darstellung des Schaumhalbzeugs und der Strukturänderung bei der Verhautung ist in Abbildung 5.1 dargestellt. Wird ein Schaum von einer Ausgangsdicke d_0 auf eine Zieldicke d_{Bauteil} in zwei identischen Prozessschritten kompaktiert, so entsteht ein Integralschaum mit zwei Häuten symmetrischer Dicke.

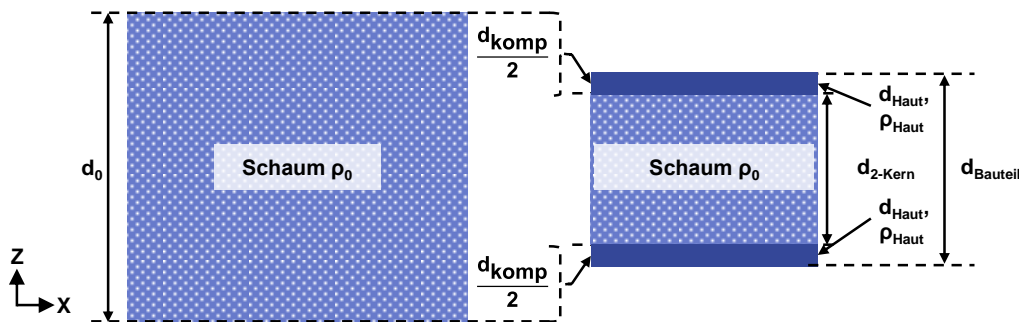


Abbildung 5.1: Schematische Darstellung des Schaumhalbzeugs sowie der Strukturveränderung durch Verhautung

Idealerweise werden die Schaumzellen in der Verhautung vollständig auf die minimale Hautdicke kompaktiert und die Dichte erreicht lokal die Polymerdichte. Mit Formel 5.2 lässt sich die minimale Dicke einer einzelnen Haut für den Fall eines Integralschaums mit zwei symmetrischen Häuten als Funktion der relativen Schaumdichte φ_0 , basierend auf Formel 2.3, berechnen.

$$d_{\text{Haut-theo}} = \frac{1}{2} * \varphi_0 * d_{\text{komp}} \quad 5.2$$

Für diese Berechnung muss der Wert d_{komp} zunächst hergeleitet werden. Aus der Dickenmessung des Schaumhalbzeugs vor der Verhautung und des Integralschaums danach können die verschiedenen Dicken d_0 und $d_{Bauteil}$ zunächst als absolute Werte bestimmt werden. Wie aus Abbildung 5.1 ersichtlich wird und in Formel 5.3 beschrieben ist, setzt sich die absolute Dicke des verhauteten Integralschaums aus den jeweiligen Hautdicken und der Kerndicke zusammen.

$$d_{Bauteil} = 2 * d_{Haut} + d_{2-Kern} \quad 5.3$$

Um nun die effektive Kompaktierung d_{komp} berechnen zu können, muss die Differenz aus der Ausgangsdicke d_0 und der finalen Kerndicke d_{2-Kern} berechnet werden, siehe Formel 5.4-c. Diese Formel stellt eine Variation von Formel 5.3 dar.

$$d_{komp} = d_0 - d_{2-Kern} \quad 5.4 a$$

$$= d_0 - (d_{Bauteil} - 2 * d_{Haut}) \quad 5.4 b$$

$$= d_0 - d_{Bauteil} + 2 * d_{Haut} \quad 5.4c$$

Die effektive Kompaktierung d_{komp} kann nun in Formel 5.2 verwendet werden um die theoretische Hautdicke $d_{Haut-theo}$ mit Formel 5.5 zu berechnen. Eine Variation in Formel 5.5 c erlaubt die Berechnung der theoretischen Hautdicke basierend auf den einfach messbaren Kennwerten der Ausgangsdicke d_0 sowie der relativen Dichte des Schaumhalbzeugs φ_0 sowie der Dicke des Integralschaums nach zwei Verhautungsprozessen $d_{Bauteil}$.

$$d_{Haut-theo} = \frac{1}{2} * \varphi_0 * d_{komp} \quad 5.5.a$$

$$= \frac{1}{2} * \varphi_0 * (d_0 - d_{Bauteil} + 2 * d_{Haut-theo}) \quad 5.5.b$$

$$= \frac{1}{2} * \frac{\varphi_0}{1 - \varphi_0} * (d_0 - d_{Bauteil}) \quad 5.5.c$$

Diese theoretische Strukturänderung bildet die Grundlage für die Vorhersage der Biegeeigenschaften. Für die folgenden Modelle werden verschiedene Vereinfachungen angestellt, die zu Abweichungen zwischen theoretischen Eigenschaften und tatsächlich gemessenen Kennwerten führen können. Um diese Vereinfachungen und Inhomogenitäten der realen Integralschäume zu berücksichtigen, wird ein Toleranzfenster von 10 % um den theoretischen Wert als Zielkorridor für optimale Eigenschaften festgelegt. Es wird davon ausgegangen, dass die Kompaktierung zur einer Verhautung

mit der Dichte des Ausgangspolymeres und seinen mechanischen Eigenschaften führt. Weiterhin wird angenommen, dass die Verhautung als eine Decklage mit homogener Dicke über die gesamte Probenbreite vorliegt. Da es sich bei Integralschäumen um ein Bauteil mit einer sandwichartigen Struktur handelt, wird der theoretische Biegemodul im ersten Ansatz, wie auch oft in der Literatur beschrieben, durch den Satz von Steiner, Formel 2.14 abgeschätzt.

$$E_{B-Steiner} = \frac{12}{d_{Bauteil}^3} * \left[\begin{array}{l} \frac{2 * E_{B-polymer} * d_{Haut}^3}{12} \\ + \frac{E_{B-polymer} * d_{Haut} * (d_{Schaum} - d_{Haut})^2}{2} \\ + \frac{E_{B-foam} * (d_{Schaum} - 2 * d_{Haut})^3}{12} \end{array} \right] \quad 2.14$$

Als Alternative dazu, kann der Biegemodul basierend auf einer Integration eines stetigen Dichteprofiles über den Querschnitt vorhergesagt werden. Als stark vereinfachte Variante dieses Ansatzes kann der Integralschaum, als Struktur aus drei Komponenten – einem Kern und zwei Häuten – betrachtet werden. Dann kann die Vorhersage der Biegeeigenschaften mit einem zweiten Ansatz nach einer linearen Mischungsregel basierend auf Formel 2.18 erfolgen.

$$E_B = \frac{2 * d_{Haut}}{d_{Bauteil}} * E_{B-Polymer} + \left(1 - \frac{2 * d_{Haut}}{d_{Bauteil}} \right) * E_{B-Kern} \quad 2.18$$

In dieser Formel beschreibt der Quotient aus der Summe beider Hautdicken und der Bauteildicke die relative Hautdicke $d_{Haut-rel}$. Formel 2.18 kann daher vereinfacht als 5.6 dargestellt werden.

$$E_B = d_{Haut-rel} * E_{B-Polymer} + (1 - d_{Haut-rel}) * E_{B-Kern} \quad 5.6$$

Dieser Ansatz zur Vorhersage der Biegeeigenschaften basierend auf einer linearen Mischungsregel bietet zudem die Möglichkeit neben dem Biegemodul den Zusammenhang zwischen der Integralschaumstruktur und weiteren Eigenschaften, bspw. der Biegefestigkeit zu modellieren. Weiterhin können Korrekturfaktoren im Zusammenhang mit dem Beitrag der Verhautung eingesetzt werden, um Verlauf anzupassen. Der Korrekturfaktor wird nur auf den Beitrag der Verhautung angewendet, da im Falle von $d_{Haut-rel} = 0$ die Eigenschaften des unveränderten Schaumkerns vorliegen müssen. Die Berechnungsvorschriften für die Abschätzung des theoretischen Biegemoduls sowie der theoretischen Biegefestigkeit sind in den Formeln 5.7 und 5.8 gegeben.

$$E_B = C_M * d_{Haut-rel} * E_{B-Polymer} + (1 - d_{Haut-rel}) * E_{B-Schaum} \quad 5.7$$

$$\sigma_{Bmax} = C_F * d_{Haut-rel} * \sigma_{Bmax-Polymer} + (1 - d_{Haut-rel}) * \sigma_{Bmax-Schaum} \quad 5.8$$

Abbildung 5.2 zeigt einen Vergleich des theoretischen Verlaufs des Biegemoduls für Integralschäume aus F50-5 mm Halbzeugen die mit dem Satz von Steiner und der linearen Mischungsregel berechnet wurde. Hier wird auch der Unterschied zwischen beiden Ansätzen deutlich. Als Anhaltspunkt für den Vergleich beider Modelle kann hier zunächst eine Kompaktierung und Verhautung von einer Ausgangsdicke von $d_0 = 5 \text{ mm}$ auf eine Bauteildicke von $d_{Bauteil} = 2 \text{ mm}$ herangezogen werden. Der Anteil der Verhautung an der Gesamtstruktur steigt hier auf bis zu 7,3 %. Die Berücksichtigung der Flächenträgheitsmomente und des Abstands der Decklagen zur neutralen Faser beim Satz von Steiner führt zu einem höheren theoretischen Biegemodul, der dem 30-fachen des Kennwerts für das Ausgangsmaterial entspricht. Der theoretische Biegemodul, der mit dem Ansatz nach der linearen Mischungsregel berechnet wurde, steigt hier lediglich auf das 11,6-fachen des Ausgangswerts. Um die Eignung dieser Ansätze für das Abschätzen des theoretischen Biegemoduls zu bewerten, werden aus den hergestellten Integralschäumen Probekörper für eine Dreipunkt-Biegeprüfung präpariert und die gemessenen mit den theoretischen Kennwerten verglichen.

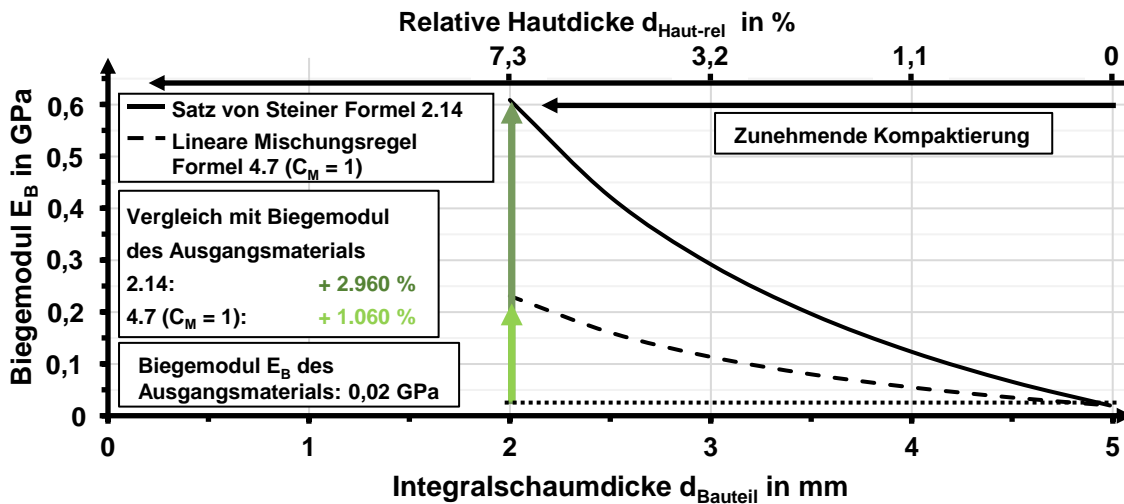


Abbildung 5.2: Vergleich des theoretischen Biegemoduls von Integralschäumen aus DIVINYCELL F50-5 mm Halbzeugen basierend auf dem Satz von Steiner und einem Ansatz nach einer linearen Mischungsregel basierend auf der relativen Hautdicke

6. Untersuchung der Integralschaumeigenschaften

6.1. Präparation von Probekörpern aus Integralschaumplatten

Aus den Integralschaumplatten mit Abmessungen von 100 mm · 100 mm wurden je drei Probekörper für die Biege- und Schlagzähigkeitsprüfung nach Charpy präpariert. Die Position der Probekörper in einer Integralschaumplatte ist in Abbildung 6.1 schematisch dargestellt. Um Randeffekte zu minimieren, wurde der erste Biegeprobekörper mit einem Abstand von 10 mm zur Außenkante der Integralschaumplatte ausgeschnitten. Anschließend wurden abwechselnd Probekörper für die Biege- und Schlagzähigkeitsprüfung nach Charpy ausgeschnitten. Da die Probekörper eine definierte Länge von 80 mm haben, kann aus dem verbleibenden Segment eine Schliifprobe mit einer Fläche von 20 mm · 20 mm präpariert werden, um einen Vergleich zwischen der Schaumstruktur und den mechanischen Eigenschaften zu ermöglichen. Die Schliifprobe wurde so angefertigt, dass der betrachtete Querschnitt zur Plattenmitte ausgerichtet ist. Die betrachtete Schnittkante der Schliifprobe ist in Abbildung 6.1 durch einen roten Pfeil markiert. Alternativ dazu wurden Schliifproben direkt aus Probekörpern nach ihrer Dreipunkt-Biegeprüfung entnommen, um den unmittelbaren Einfluss der Struktur untersuchen zu können.

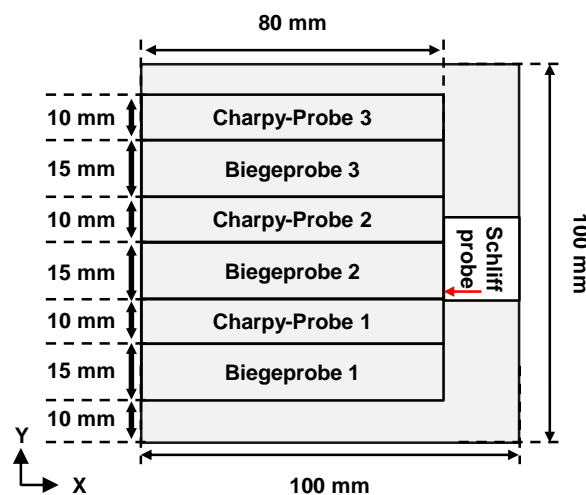


Abbildung 6.1: Schema für die Entnahme der Probekörper für die Biege- und Schlagzähigkeitsprüfung nach Charpy sowie Probekörpern für die Präparation von Probenschliffen

6.2. Durchführung von Dreipunkt-Biegeprüfungen

Die in dieser Arbeit beschriebene Dreipunkt-Biegeprüfung wurde in Anlehnung an die DIN EN ISO 178 durchgeführt. Zwar existieren mit der ISO 1209 auch spezifische Prüfnormen für die Untersuchung der Biegeeigenschaften von Schaumprobekörpern, jedoch sind die Normprobekörper mit einer Dicke von mindestens 20 mm in Teil 1 [206] bzw. mit 25 mm oder im Bereich zwischen 15 mm und 38 mm in Teil 2 [207] beschrieben. Die Integralschäume, die in für diese Arbeit hergestellt wurden, hatten Dicken zwischen 2 mm und 6 mm und stimmen daher mit keinem der beiden Bereiche überein. Die Versuchsreihen wurden auf universellen Prüfmaschinen Zwick 1485 und Zwick Retroline 1445 durchgeführt. Die Daten zur Verschiebung der Traverse sowie der resultierenden Kräfte werden während der Prüfung durch die Prüfmaschine aufgezeichnet und durch die proprietäre Software testXpert 2 bzw. 3 automatisiert ausgewertet. Der Versuchsaufbau für die Dreipunkt-Biegeprüfung ist schematisch in Abbildung 6.2 dargestellt. Der Auflagerabstand L wurde so eingestellt, dass er dem 16-fachen der Probekörperdicke d_{Bauteil} entspricht. Etwaige Abweichungen werden für individuelle Versuchsreihen angegeben. Die Probekörper wurden mit einer Geschwindigkeit von 2 mm pro min oder 5 mm pro min geprüft. In diesem Bereich wurde kein signifikanter Einfluss der Prüfgeschwindigkeit auf die Biegeeigenschaften festgestellt. Wie in Abbildung 6.1 dargestellt, werden drei Probekörper je Integralschaumplatte untersucht um Abweichungen in einer Platte berücksichtigen zu können. Die Integralschaumplatten wiesen nach der Entnahme aus dem zweiten Prozessschritt aufgrund der Zugspannungen in der zweiten Verhautung eine Krümmung auf. Die Probekörper wurden so in den Prüfaufbau eingelegt, dass die erste Verhautung nach oben ausgerichtet ist und im Kontakt mit der Druckfinne steht.

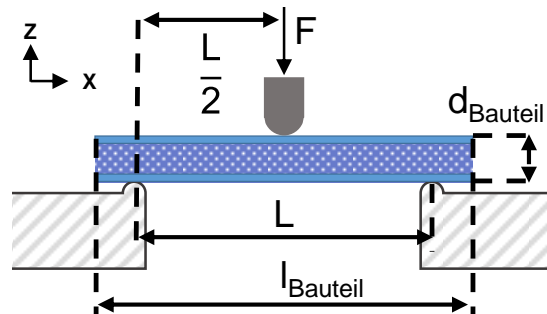


Abbildung 6.2: Versuchsaufbau für die Dreipunkt-Biegeprüfung nach DIN EN ISO 178 [208]

Die während der Prüfung resultierende Biegespannung σ_b wird basierend auf der Kraft F , dem Auflagerabstand L , der Probekörperbreite b und Dicke d_{Bauteil} mit Formel 6.1

berechnet. Die Biegefestigkeit ist die maximale Spannung σ_{b-max} während der Prüfung.

$$\sigma_b = \frac{3 * F * L}{2 * b * d_{Bauteil}^2} \quad 6.1$$

Die Durchbiegung wird als Funktion der Traversenverschiebung s , der Probekörperdicke $d_{Bauteil}$ und dem Quadrat des Auflagerabstands L mit Formel 6.2 berechnet:

$$\varepsilon_b = \frac{6 * s * d_{Bauteil}}{L^2} \quad 6.2$$

Mithilfe dieser Daten kann der Biegemodul E_B als Sekantensteigung der Spannungs-Dehnungs-Kurve in einem definierten Bereich berechnet werden. Für die Untersuchungen in dieser Arbeit wurde der Biegemodul im Bereich mit einer Durchbiegung zwischen 0,25 % und 0,75 % nach Formel 6.3 berechnet.

$$E_B = \frac{\sigma(\varepsilon = 0.75 \%) - \sigma(\varepsilon = 0.25 \%)}{0.75 \% - 0.25 \%} \quad 6.3$$

6.3. Durchführung der Schlagzähigkeitsprüfung nach Charpy

Die Bestimmung der Zähigkeit im Schlagbiegeversuch nach Charpy ermöglicht die Beschreibung des Verhaltens von polymeren Werkstoffen in Prüfverfahren mit sehr viel höheren Geschwindigkeiten als im quasistatischen Dreipunkt-Biegeversuch. Die Probekörper werden mit einem breitseitigen Schlag, mit Schlagrichtung parallel zur Probekörperhöhe, geprüft, siehe Abbildung 6.3. Das Koordinatensystem ist dabei am Probekörper nach Abbildung 6.1 ausgerichtet. Der Probekörper wird parallel zu beiden Widerlagern ausgerichtet und das Schlagpendel schlägt in der Mitte auf. Die Probekörper werden zu Abmessungen von 80 mm · 10 mm mit variabler Dicke aus den Integralschaumplatten herausgeschnitten. Die Charpy Schlagzähigkeit a_{cU} beschreibt die beim Bruch aufgenommene Schlagarbeit bezogen auf den Querschnitt der Probe und wird in $\frac{kJ}{m^2}$ angegeben. [159]

$$a_{cU} = \frac{W_c}{d_{Bauteil} * b} * 10^3 \quad 6.4$$

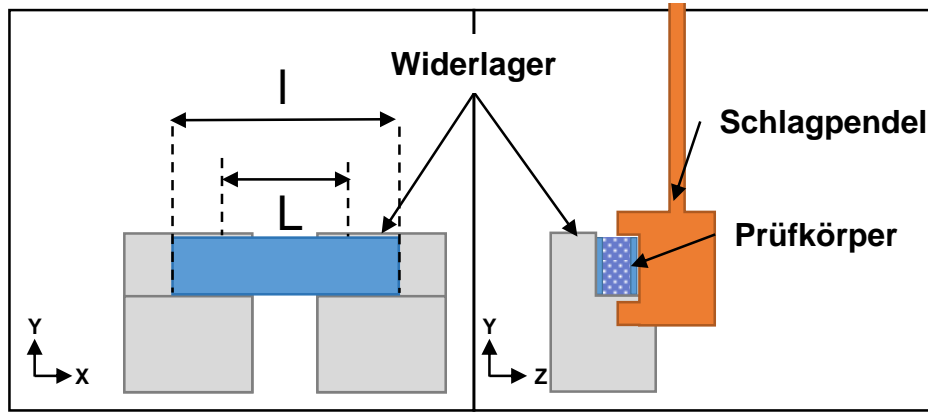


Abbildung 6.3: Prüfaufbau zur Bestimmung der Charpy Schlagzähigkeit mit breitseitigem Schlag, nach DIN EN ISO 179 [159]; Koordinatensystem ausgerichtet an Probekörper

6.4. Analyse von Einflüssen der Zellstruktur auf die Verhautung

Durch den entwickelten Heißpressprozess werden die Schaumhalbzeuge lokal erwärmt und die Struktur und Dichte durch die Kompaktierung verändert. Um die Einflüsse der Prozessführung auf die Struktur beschreiben zu können, muss die aus dem Prozess resultierende Struktur analysiert und beschrieben werden. Abbildung 6.4 zeigt einen Vergleich zwischen dem Querschnitt eines Integralschaums aus geschlossenzelligen F50-5 mm und offenzelligen XP050 Schaumhalbzeugen. Der Querschnitt auf der rechten Seite zeigt zwar zum Teil Schaumzellen mit geschlossenen Membranen, jedoch ist der Großteil des Querschnitts durch eine offenzellige Struktur dominiert. In dieser Darstellung ist eine eindeutige Unterscheidung zwischen der Verhautung und dem Schaumkern nur schwer möglich. Insbesondere die Hautdicke ist eine Eingangsgröße für die modellbasierte Beschreibung der Struktur-Eigenschafts-Beziehung. Daher muss die Dicke der entstandenen Verhautung durch geeignete Methoden ermittelt werden. Allerdings muss dabei berücksichtigt werden, dass mit einer Dickenänderung auch eine Dichtenänderung einhergeht.



Abbildung 6.4: Vergleich zwischen der Struktur von Integralschäumen aus geschlossenzelligem DIVINYCELL F50-5 mm und offenzelligem SABIC ULTEM FOAM XP050-5,3 mm

Abbildung 6.5 zeigt einen Ausschnitt eines Probenschliffs für die Bestimmung der Hautdicken. Durch die binäre Darstellung entsteht ein hoher Kontrast zwischen der in weiß dargestellten Verhautung und dem schwarzen Schaumkern, in dem vereinzelt weiße Zellstrukturen erkennbar sind. In einem solchen Probenschliff zeigt sich eine weitere Herausforderung, die aus der Struktur des Schaums herrührt. Auf der kernzugewandten Seite liegt die Verhautung nicht als Decklage mit einer gleichmäßigen Dicke vor, sondern wird bei ihrer Entstehung im Pressprozess durch die vertikalen Zellwände gestützt. Die Ausprägung ähnelt einem Säulenbogen.

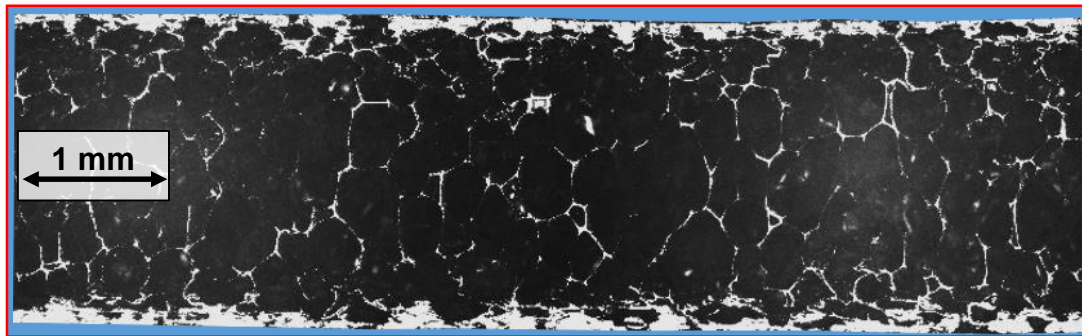


Abbildung 6.5: Ausschnitt eines Probenschliffs für die Bestimmung der Hautdicke

Die Ausbildung der Verhautung in Abhängigkeit unterschiedlicher Kompaktierungen für die Schaumhalbzeuge F40-9,7 mm, F50-5 mm, XP050-5,3 mm und XP110-5 mm wurde mit einem Leica DM6000M Lichtmikroskop mit der proprietären Analysesoftware basierend auf Probenschliffen untersucht. Die Integralschäume, an denen die Untersuchung der Hautdicke durchgeführt wurde, wurden im Heißpressprozess auf der P 300 P/M Heißpresse hergestellt. Aus den fünf Integralschaumplatten die je Halbzeug und Zieldicke hergestellt wurden, wurde je ein Probenschliff mit einer Breite von 20 mm entnommen und in ein Epoxidharz eingebettet. Durch anschließende Schleifprozesse mit progressiver Feinheit der Schleifpapiere wurde die für die Analyse notwendige Oberflächenqualität der Probenschliffe erreicht. Für die Analyse der Verhautungsdicke wurde die Probe über ihre Breite in fünf Segmente je Haut unterteilt um eine ausreichende Auflösung für die Messungen zu erhalten. An diesen Segmenten wurde die Verhautungsdicke mithilfe des Abstands von zwei horizontalen Balken bestimmt. Für jede Parameterkombination wurden somit je 25 Einzelaufnahmen für die obere und untere Verhautung analysiert um eine hinreichende statistische Absicherung zu gewährleisten. Der erste Balken wurde dazu auf die Oberfläche der Verhautung platziert, die durch die Werkzeugoberfläche nahezu plan vorliegt. Der zweite Balken wurde auf der kernzugewandten Seite platziert um den minimalen Abstand

zwischen der Integralschaumoberfläche und dem Kern zu bestimmen. Die Vorgehensweise zur Untersuchung der Hautdicke an mehreren Segmenten ist schematisch in Abbildung 6.6 dargestellt.

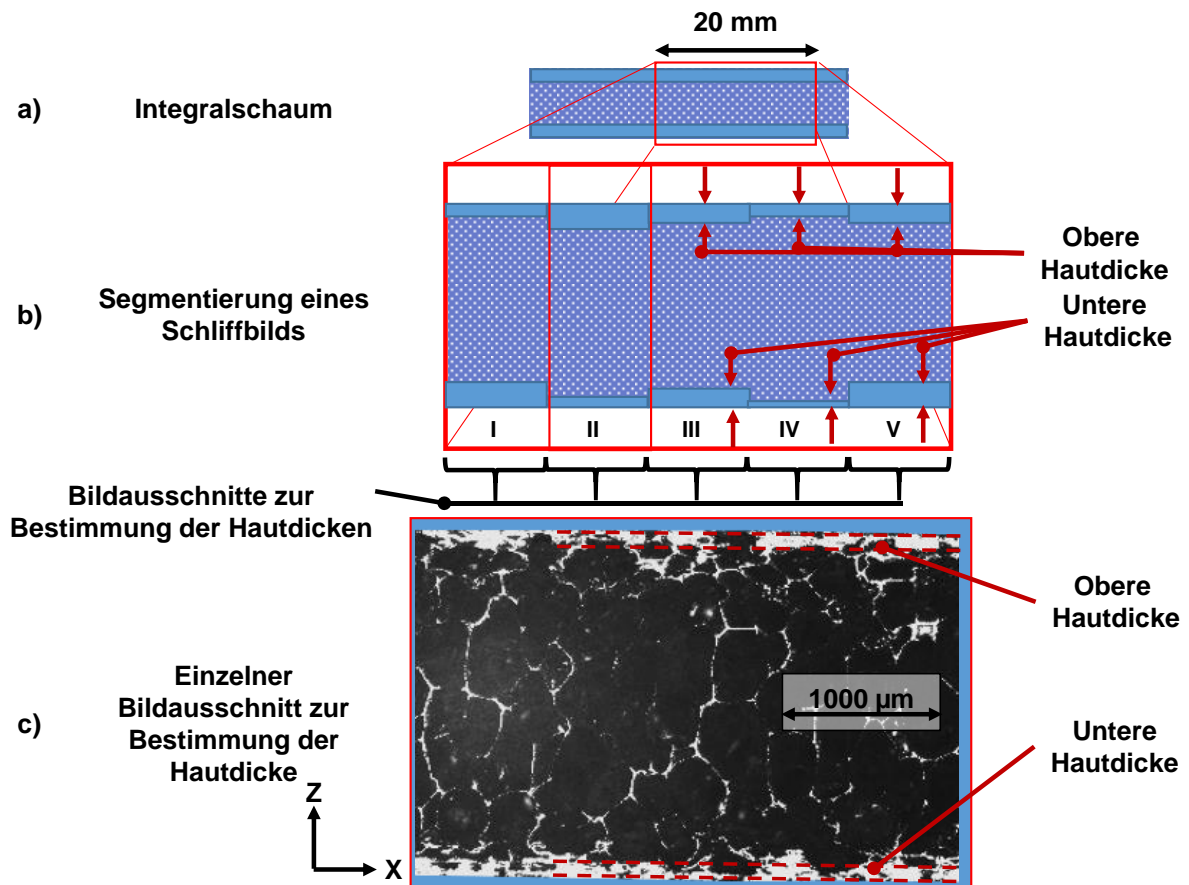


Abbildung 6.6: Schema der Untersuchung von Hautdicken an Probenschliffen

Abbildung 6.7 zeigt Ausschnitt von zwei Probenschliffen von Integralschäumen, die aus F50-5 mm und XP050-5,3 mm, mit einer Dicke von 2,17 mm bzw. 1,92 mm hergestellt wurden. Die Ausschnitte zeigen jeweils zwei Segmente an denen die individuelle Hautdicke in der oberen und unteren Verhautung untersucht wurde. Insbesondere bei Schäumen, als zelluläre Materialien mit einer regellosen dreidimensionalen Struktur, können belastbare quantifizierbare Hautdicken basierend auf einem solchen zweidimensionalen Ausschnitt nur mit einem sehr hohen Aufwand ermittelt werden.

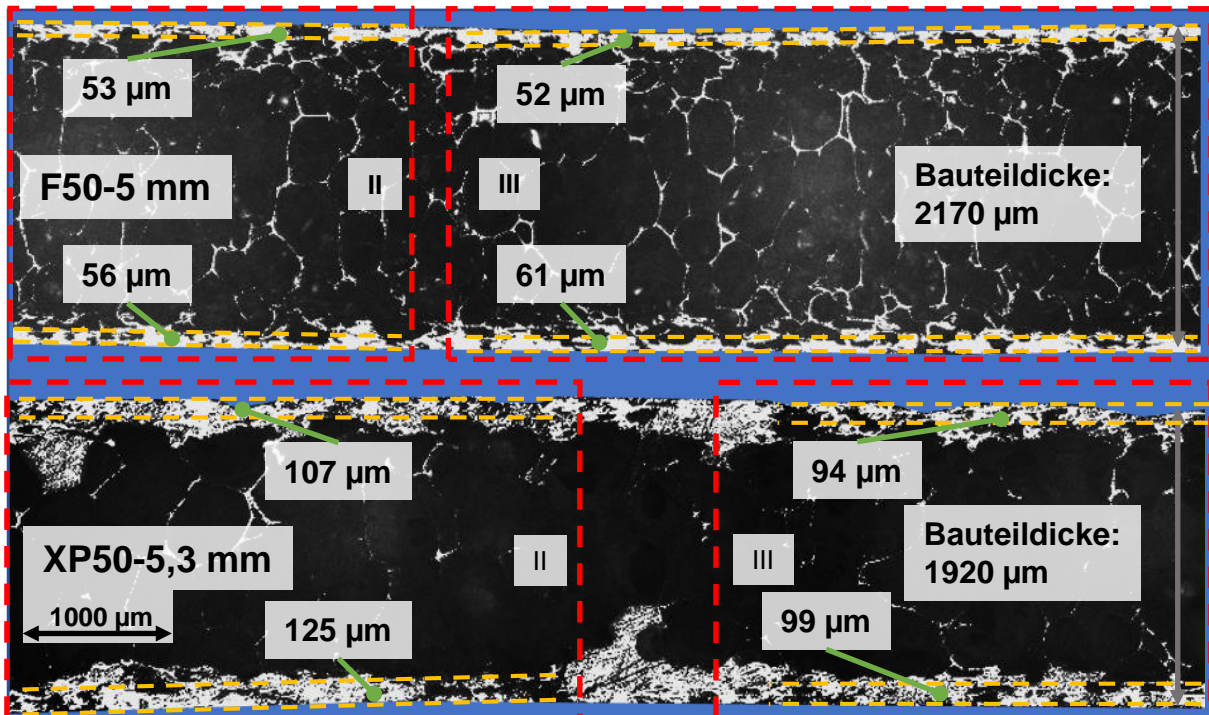


Abbildung 6.7: Probenschliffe von Integralschäumen aus F50-5 mm und XP050-5,3 mm mit Messbereichen für die Untersuchung der Hautdicken

Abbildung 6.8 zeigt einen Vergleich zwischen Schliffbildern von Integralschäumen unterschiedlicher Bauteildicke, die aus F50-5 mm bzw. XP050-5,3 mm hergestellt wurden. Der direkte Vergleich zeigt einen ersten Hinweis auf Unterschiede in der Hautbildung zwischen den Integralschäumen auf offen- und geschlossenzelligen. Bei beiden Schäumen kann eine zunehmende Hautdicke mit zunehmender Kompaktierung bzw. abnehmender Integralschaumdicke erkannt werden. Weiterhin zeigen die Integralschäume aus geschlossenzelligen Schaumhalbzeugen filigrane Verhautungen als homogene Decklagen an der Bauteiloberfläche. Die Integralschäume aus offenzelligem XP050-5,3 mm zeigen hingegen Verhautungen, die auf der kernzugewandten Seite stark zerklüftet ausgeprägt sind. Zwar werden die Verhautungen mit zunehmender Kompaktierung homogener, jedoch erscheinen die Verhautungen bei einer Integralschaumdicke von 2 mm noch weitaus dicker als bei Integralschäumen aus geschlossenzelligen Schaumhalbzeugen mit einer vergleichbaren relativen Dichte.

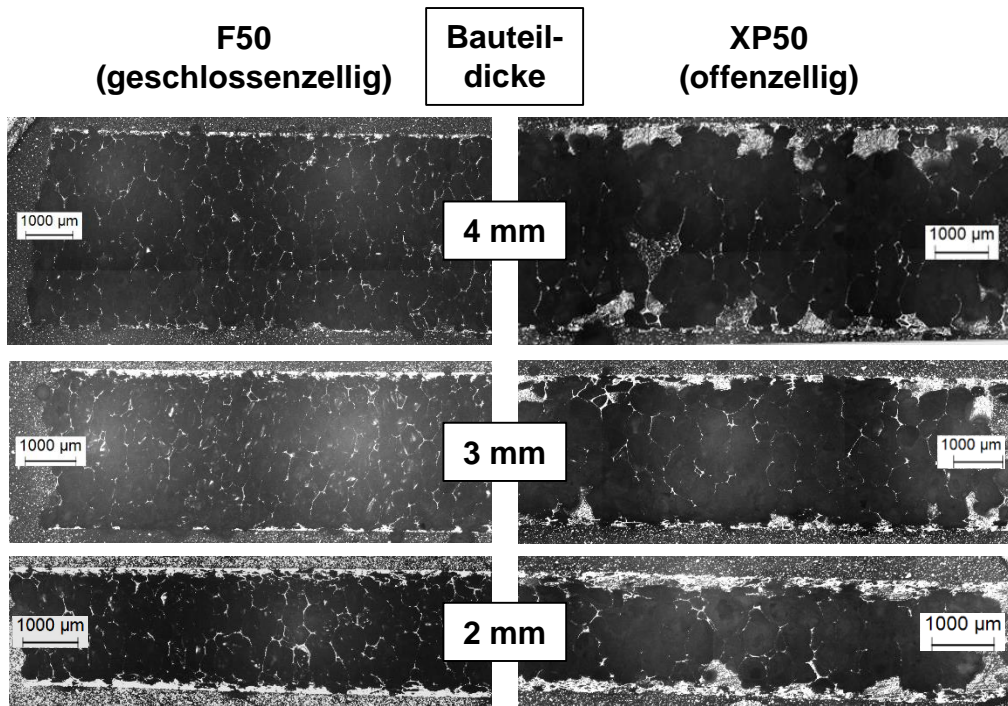


Abbildung 6.8: Vergleich zwischen Schlibbildern von Integralschäumen aus geschlossenzelligen DIVINYLCELL F50-5 mm (links) und offenzelligen SABIC ULTEM FOAM XP050-5,3 mm (rechts)

Dieses Verhalten kann mit dem in Abbildung 6.9 und Abbildung 6.10 angestellten Vergleich bestätigt werden. Die Abbildungen zeigen einen Vergleich zwischen der für die obere bzw. untere Verhautung im Probenschliff gemessenen Hautdicke für die Versuchsreihen, bei denen die Schaumhalbzeuge in zwei Prozessschritten bis auf eine Dicke von $d_{\text{Bauteil}} = 2,2 \text{ mm}$ (F50-5 mm) bzw. $d_{\text{Bauteil}} = 2 \text{ mm}$ (XP050-5,3 mm) kompaktiert wurden. Bei dieser Bauteildicke wurden für Integralschäume aus F50-5 mm eine mittlere Verhautungsdicke von $60,6 \pm 6,6 \mu\text{m}$ bei einer theoretischen Hautdicke von $68 \mu\text{m}$ gemessen. Für Integralschäume aus XP50-5,3 mm wurde eine mittlere Hautdicke von $120 \pm 25 \mu\text{m}$ bei einer theoretischen Verhautungsdicke von $66 \mu\text{m}$ gemessen.

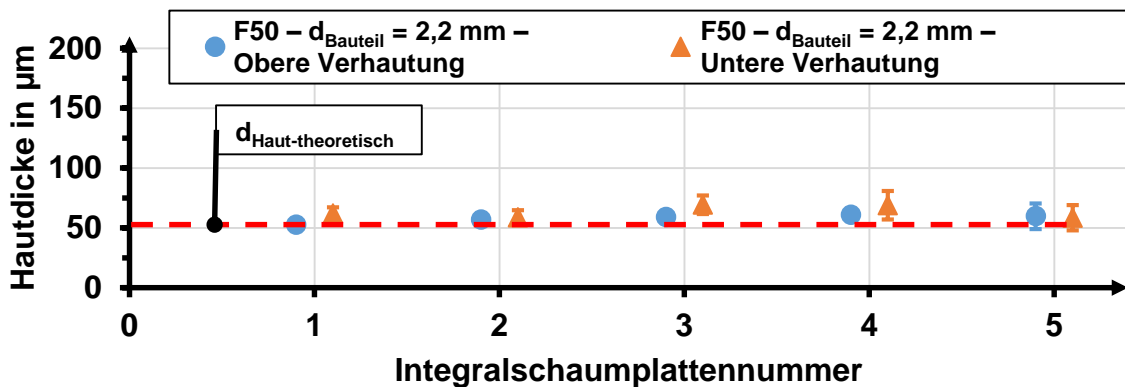


Abbildung 6.9: Vergleich zwischen der gemessenen und theoretischen Hautdicke innerhalb einer Versuchsreihe für Integralschaumplatten aus geschlossenzelligen F50-5 mm

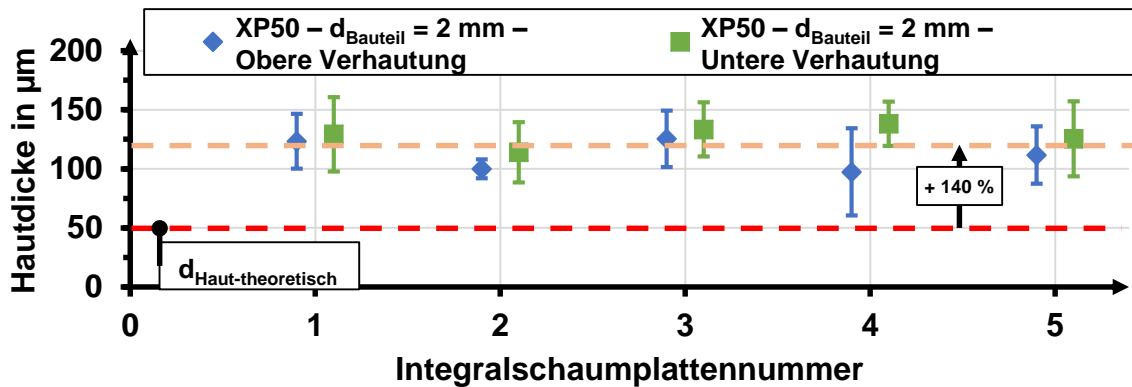


Abbildung 6.10: Vergleich zwischen der gemessenen und theoretischen Hautdicke innerhalb einer Versuchsreihe für Integralschaumplatten aus offenzelligen XP050-5,3 mm

Abbildung 6.11 und Abbildung 6.13 zeigen einen Vergleich zwischen den gemessenen Hautdicken für Integralschäume die aus geschlossenzelligen F40-9,7 mm und F50-5 mm bzw. offenzelligen XP050-5,3 mm und XP110-5 mm hergestellt wurden. Diese beiden Darstellungen unterstützen die Folgerungen, die aus den beiden vorherigen Abbildungen gezogen werden können. Die Hautdicken von Integralschäumen aus geschlossenzelligen Schaumhalbzeugen folgen dem berechneten theoretischen Verlauf. Die Hautdicken von Integralschäumen aus offenzelligen Schaumhalbzeugen – insbesondere für XP050 – scheinen weitestgehend unabhängig vom berechneten theoretischen Verlauf. Die gemessenen Hautdicken von Integralschäumen aus XP050-5,3 mm und XP110-5 mm liegen auf einem ähnlichen Niveau und scheinen unabhängig von der Kompaktierung. Zudem zeigen die Integralschäume aus offenzelligen Schaumhalbzeugen eine höhere Standardabweichung von durchschnittlich 26 µm gegenüber einer Standardabweichung von 12,5 µm für die Hautdicken von Integralschäumen aus geschlossenzelligen Schaumhalbzeugen. Die Eignung des Modells zur Berechnung der theoretischen Hautdicke kann mit Abbildung 6.12 und Abbildung 6.14 beurteilt werden. Hier wird das Verhältnis τ aus der theoretischen und der gemessenen Hautdicke in Abhängigkeit der Kompaktierung für die Integralschäume aus den unterschiedlichen Halbzeugen dargestellt. Im Idealfall erreicht dieses Verhältnis für eine ausreichende Kompaktierung den in grün markierten Bereich um den Wert von $\tau = 1 \pm 10 \%$. Dieser Bereich wird durch die Integralschäume aus geschlossenzelligen Schäumen bereits ab Kompaktierungen von 1 mm erreicht. Für Integralschäume aus offenzelligen Schäumen wird dieser Bereich nur Integralschäume aus XP110-5 mm erreicht.

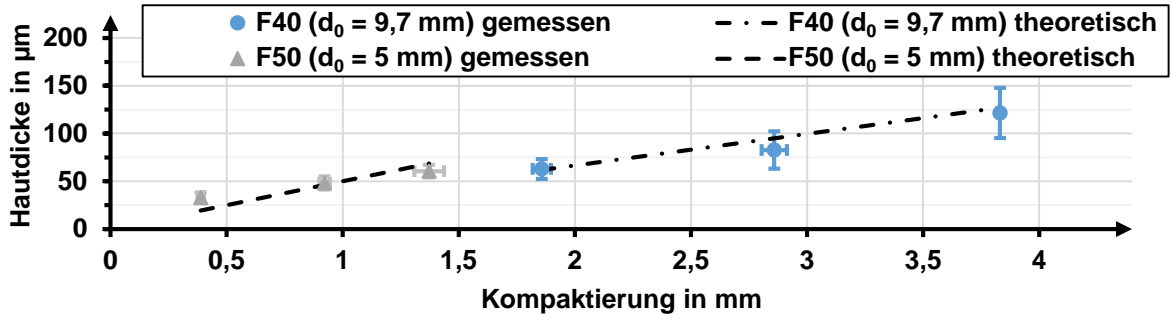


Abbildung 6.11: Vergleich zwischen gemessenen und theoretischen Hautdicken für Integralschäume auf geschlossenzelligen F40-9,7 mm und F50-5 mm

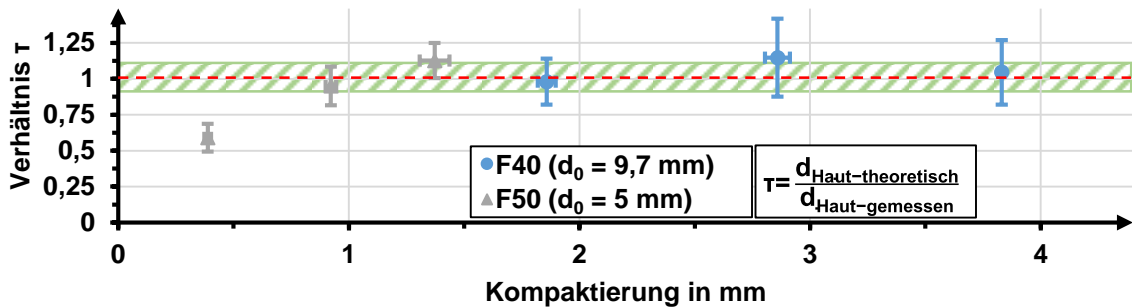


Abbildung 6.12: Verhältnis τ der theoretischen und gemessenen Hautdicke in Abhängigkeit der Kompaktierung für Integralschäume aus geschlossenzelligen F40-9,7 mm und F50-5 mm

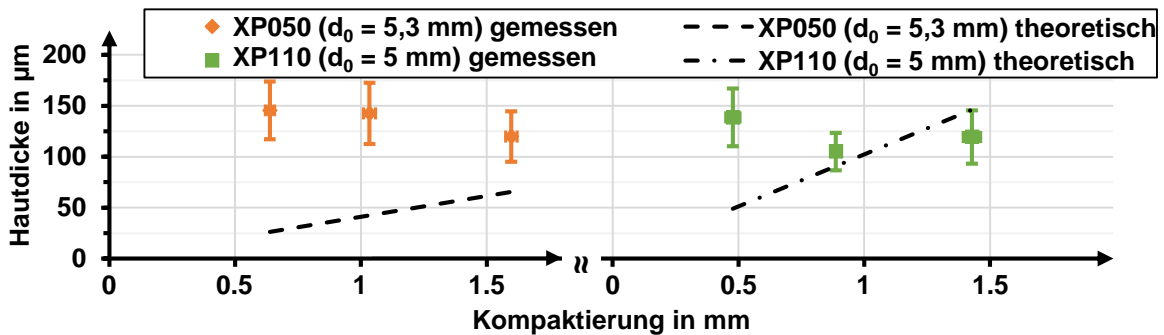


Abbildung 6.13: Vergleich zwischen gemessenen und theoretischen Hautdicken für Integralschäume auf offenzelligen XP050-5,3 mm und XP110-5 mm

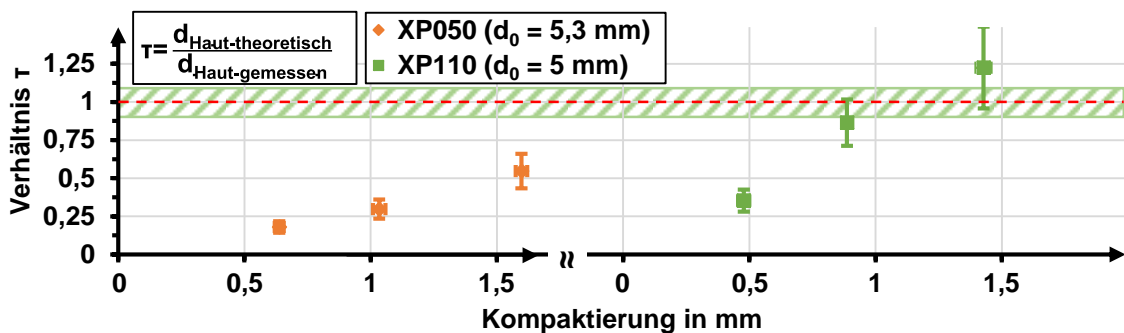


Abbildung 6.14: Verhältnis τ der theoretischen und gemessenen Hautdicke in Abhängigkeit der Kompaktierung für Integralschäume aus offenzelligen XP050-5,3 mm und XP110-5 mm

Die Verhautung ist auf der kernzugewandten Seite als säulenbogenartige Struktur ausgeprägt. Ihre inhomogene Ausbildung kann zudem durch die Verteilung des Materials in der Einheitszelle verstärkt werden. Insbesondere bei offenzelligen Schäumen liegt das für die Hautbildung verfügbare Material überwiegend in den Zellstreben vor. Bei solchen Schäumen mit einer niedrigen Dichte – wie es bei XP050 der Fall ist – kann dies dazu führen, dass in den Zellstreben dreimal so viel Material gebündelt ist, als in einem geschlossenzelligen Schaum identischer Dichte. Das übrige Material ist in den Zellmembranen verteilt, was zu einer homogeneren Materialverteilung in der Einheitszelle führt und die Verhautung begünstigt. Ein Vergleich zwischen den kubischen Einheitszellen, ihrem Verformungsverhalten bei der Kompaktierung und Verhautung sowie ein Aufnahme Probekörpern in einem Computertomographen ist in Abbildung 6.15 dargestellt. Im Prozess wird das Polymer lokal über die Glasübergangstemperatur erwärmt, wodurch es stärker verformt werden kann. Dabei kann jedoch davon ausgegangen werden, dass diese Erweichung nicht ausreicht um die Struktur über diese lokale Kompaktierung hinaus zu verändern, weshalb die Zellstreben vermutlich weiterhin als länglich ausgebildete Strukturen vorliegen und lediglich an Kreuzungspunkten miteinander verschweißt werden. Die Bildung einer homogenen Verhautung wird bei geschlossenzelligen Schäumen durch die homogenere Materialverteilung in den Membranen begünstigt.

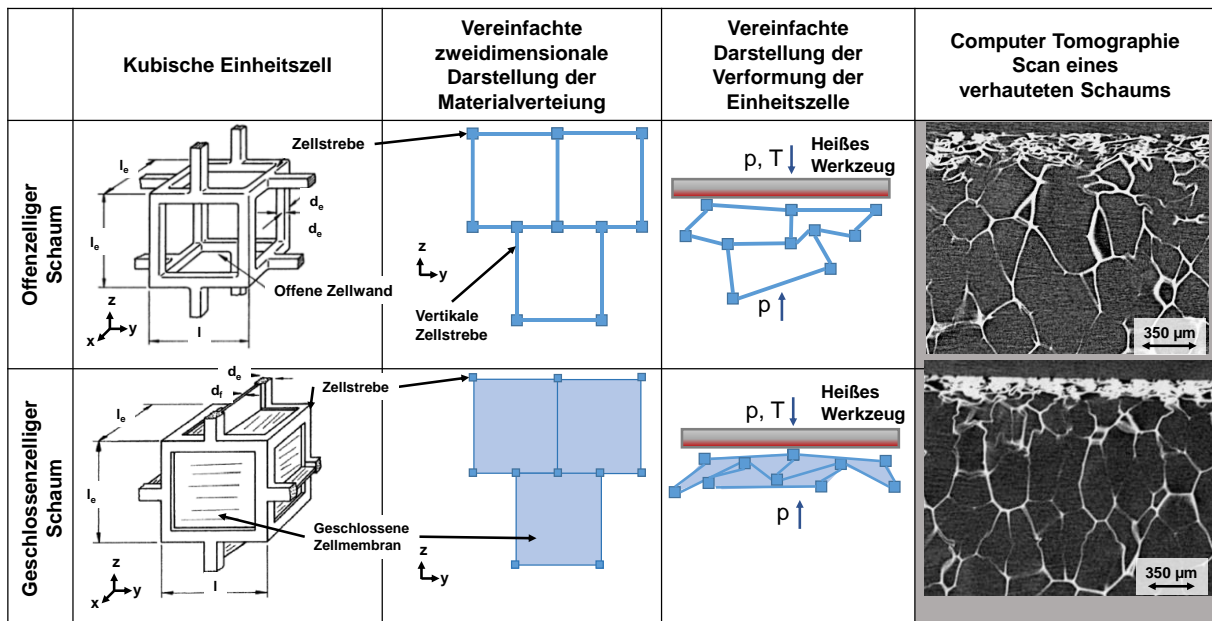


Abbildung 6.15: Schematische Betrachtung der Verformung von kubischen Einheitszellen bei der Verhautung von Schaumhalbzeugen sowie ein Vergleich mit μ -CT Aufnahmen von verhauteten Proben, mit Abbildungen aus [20]

Abbildung 6.16 zeigt eine Aufnahme eines Integralschaums der aus einem geschlossenzelligen F50-5 mm Schaumhalbzeug hergestellt wurde. Im oberen Abschnitt ist zunächst die Oberfläche des Integralschaums als uneben und lokal von Kratern geprägte Struktur zu erkennen. Im Querschnitt können die Verhautung, in der die Schaumzellen vollständig verschweißt vorliegen und ein Übergangsbereich, in dem Schaumzellen nur teilweise kompaktiert und nicht vollständig miteinander verbunden sind, erkannt werden. Der größte Bereich des Querschnitts wird durch den Schaumkern beansprucht, in dem die Schaumzellen weiterhin in großen, von Zellmembranen unterteilten, Volumen vorliegen.

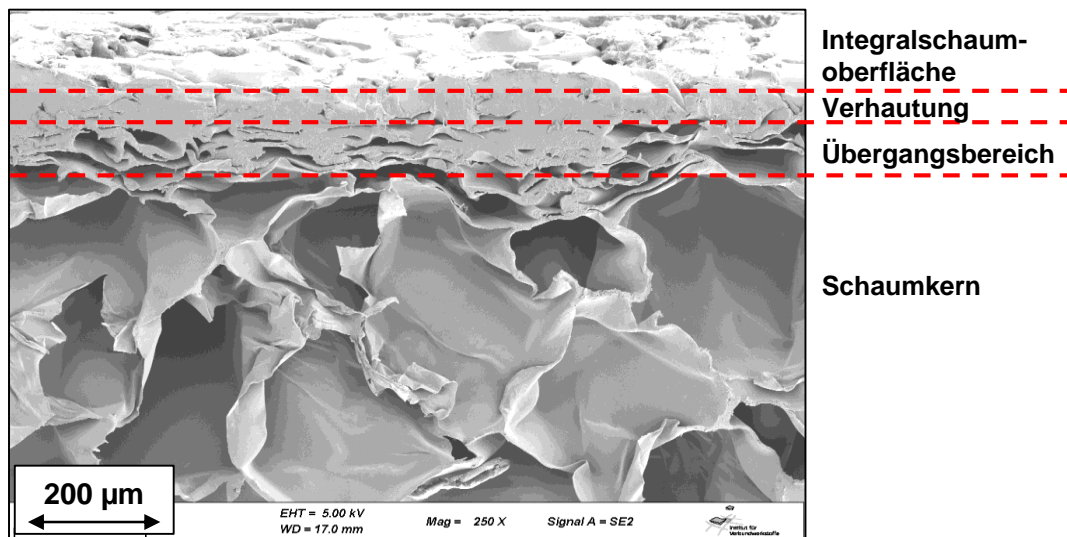


Abbildung 6.16: Aufnahme eines Integralschaums aus F50-5 mm im Rasterelektronenmikroskop

Aufgrund der Notwendigkeit ein Segment als Stichprobe aus der Integralschaumplatte zu entnehmen, der hohen Varianz in der Integralschaumstruktur und dem hohen Aufwand für die Präparation und Analyse von Probenschliffen ist eine vollumfängliche Untersuchung der Struktur nur begrenzt zielführend. Jedoch ermöglichte insbesondere der Vergleich zwischen den theoretischen Hautdicken für Integralschäume aus geschlossenzelligen Schaumhalbzeugen die Bestätigung, dass das beschriebene Modell für die Vorhersage der Strukturänderung durch die lokale Kompaktierung im Heißpressprozess geeignet ist. Die Beschreibung der Strukturänderung kann daher für Schaumhalbzeuge mit einer geschlossenzelligen Struktur als Grundlage für die Vorhersage der Integralschaumstruktur eingesetzt werden.

6.5. Untersuchung der Biegeeigenschaften

Die Biegeeigenschaften der hergestellten Integralschäume wurde in einer Dreipunkt-Biegeprüfung in Anlehnung an die DIN EN ISO 178 untersucht. Abbildung 6.17 zeigt exemplarisch den Einfluss der Verhautung auf den Verlauf von Spannungs-Dehnungs-

Kurven während der Dreipunkt-Biegeprüfung für Integralschäume aus F50-5 mm. Dabei kann beobachtet werden, dass gemessene Spannung mit zunehmender relativer Hautdicke ansteigt. Dieser Anstieg führt zu einem höheren Biegemodul und einer höheren Biegefestigkeit, wobei die dazugehörige Durchbiegung abnimmt. Gleichzeitig zeigen die Probekörper ein ausgeprägteres Versagensverhalten, mit einem abrupten Abfall der Spannung durch einen Riss in der auf Zug belasteten Haut.

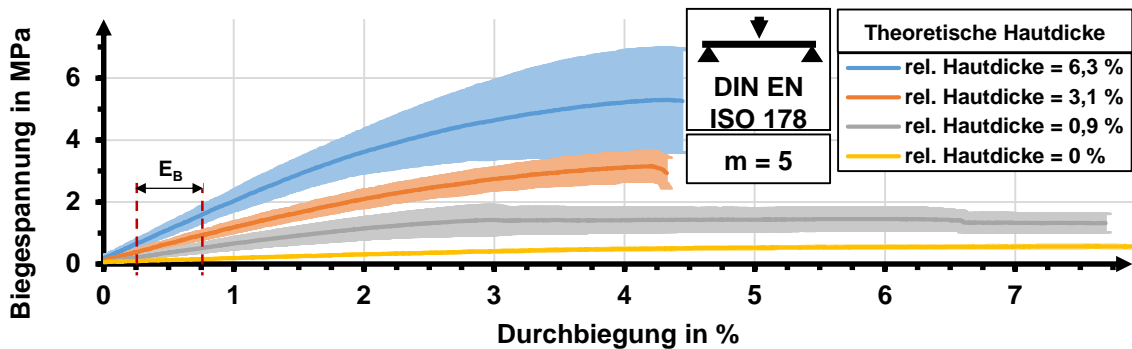


Abbildung 6.17: Einfluss der relativen Hautdicke auf den Verlauf von Spannungs-Dehnungs-Kurven bei der Dreipunkt-Biegeprüfung für Integralschäume aus F50-5 mm

Abbildung 6.18 zeigt einen Vergleich zwischen dem gemessenen Biegemodul für Integralschäume aus F50-5 mm Schaumhalbzeugen und dem theoretischen Biegemodul, der mit dem Satz von Steiner bzw. der linearen Mischungsregel mit einem Korrekturfaktor von $C_1 = 1$ berechnet wurden. Die ermittelten Kennwerte folgen dem Ansatz nach der linearen Mischungsregel und der theoretische Biegemodul nach dem Satz von Steiner überschätzt die gemessenen Werte, trotz der geringen relativen Hautdicke von nur 7,3 %, um bis zu 160 %.

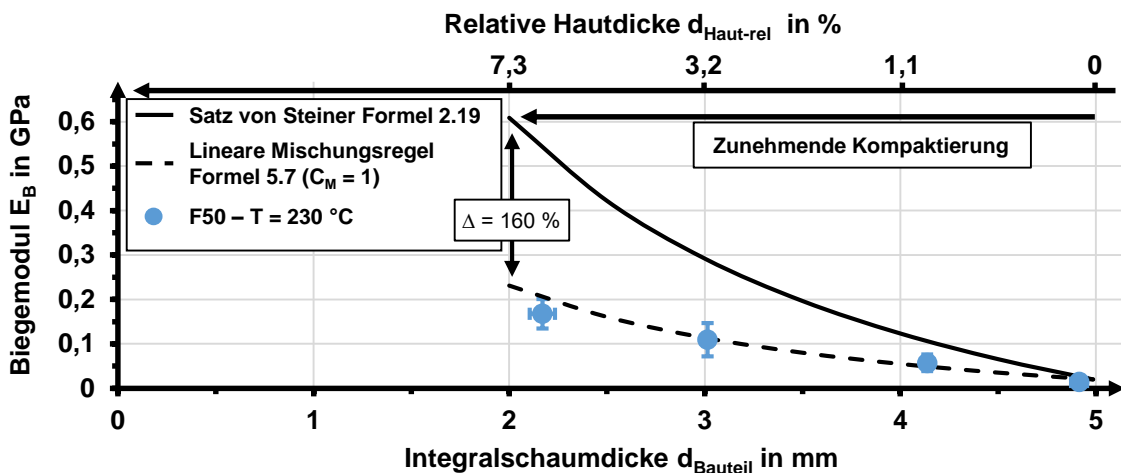


Abbildung 6.18: Vergleich zwischen gemessenen und theoretischen Biegemoduln für Integralschäume aus F50-5 mm

Ein Vorteil der Abschätzung der theoretischen Biegeeigenschaften basierend auf einer linearen Mischungsregel ist, dass die Formel durch einfache Anpassungen nicht nur für die Abschätzung des Biegemoduls, sondern auch für die Biegefestigkeit abzuschätzen. Ein Vergleich zwischen der gemessenen und theoretischen Biegefestigkeit für Integralschäume aus F50-5 mm-Schaumhalbzeugen ist in Abbildung 6.19 dargestellt. Hier werden die ermittelten Kennwerte zunächst mit den theoretischen Werten aus der Mischungsregel mit einem Korrekturfaktor von $C_F = 1$ verglichen. Dabei werden die gemessenen Werte jedoch überbewertet. Eine Anpassung auf $C_F = 0,6$ erlaubt eine bessere Übereinstimmung mit den Messwerten. Weiterhin ist zu bemerken, dass die Standardabweichung für die ermittelten Biegefestigkeiten mit steigender relativer Hautdicke Werte von bis zu 40 % des Mittelwerts zunimmt.

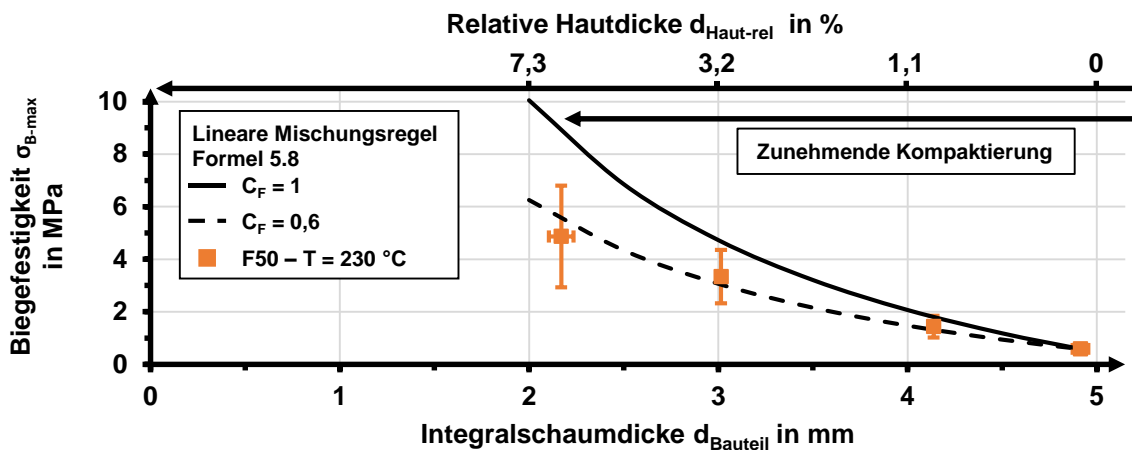


Abbildung 6.19: Vergleich zwischen gemessenen Biegefestigkeiten und theoretischen Kennwerten basierend auf der linearen Mischungsregel mit den Korrekturfaktoren $C_2 = 1$ und $C_2 = 0,6$

Die ermittelten Kennwerte für den Biegemodul und die Biegefestigkeit werden mit den theoretischen Werten, die mit dem Ansatz der linearen Mischungsregel berechnet wurden, verglichen. Dazu wird das Verhältnis aus Messwert und theoretischem Biegemodul β_B nach Formel 6.5 bzw. der theoretischen Biegefestigkeit $\beta_{\sigma-Bmax}$ nach Formel 6.6 berechnet. Für den Fall, dass ein Korrekturfaktor C_M oder C_F für die Anpassung des modellierten Verlaufs notwendig ist, wird dieser mit im Diagramm angegeben.

$$\beta_B = \frac{E_B}{E_{B-theo}} * 100 \% \quad 6.5$$

$$\beta_{\sigma-Bmax} = \frac{\sigma_{B-max}}{\sigma_{B-max-theo}} * 100 \% \quad 6.6$$

Beim Vergleich zwischen den ermittelten und theoretischen Kennwerten wird eine Abweichung von weniger als 10 % zum theoretischen Wert als ausreichend erachtet. Bei der Darstellung der Vergleichswerte β_B und $\beta_{\sigma_{B-max}}$ werden daher die Toleranzbereiche für $\beta = 100 \pm 10\%$ in grün, sowie die Bereiche bis 80 % in Gelb bzw. bis 70 % in rot markiert. Eine positive Abweichung wird generell als nicht kritisch betrachtet, da der theoretische Kennwert für eine optimale Prozessführung als Mindestwert betrachtet werden soll. Für die Bewertung einer optimalen Prozessführung werden zunächst Mittelwerte in Betracht gezogen. Weisen zwei Versuchsreihen identische Mittelwerte auf, so wird jener mit einer geringeren Standardabweichung höher bewertet.

Die lineare Mischungsregel stellt einen Modellierungsansatz zur adäquaten Abschätzung der Kennwerte dar, mit dem die Biegeeigenschaften von Integralschäumen aus verschiedenen Halbzeugen abgeschätzt werden können. Aus diesem Grund wird in den folgenden Diagrammen das Verhältnis zwischen den gemessenen und theoretischen Werten verglichen. Auf eine Darstellung der absoluten Kennwerte in Abhängigkeit von der Integralschaumdicke wird verzichtet. Abbildung 6.20 zeigt solche Vergleiche für die Biegeeigenschaften von Integralschäumen aus F50-5 mm.

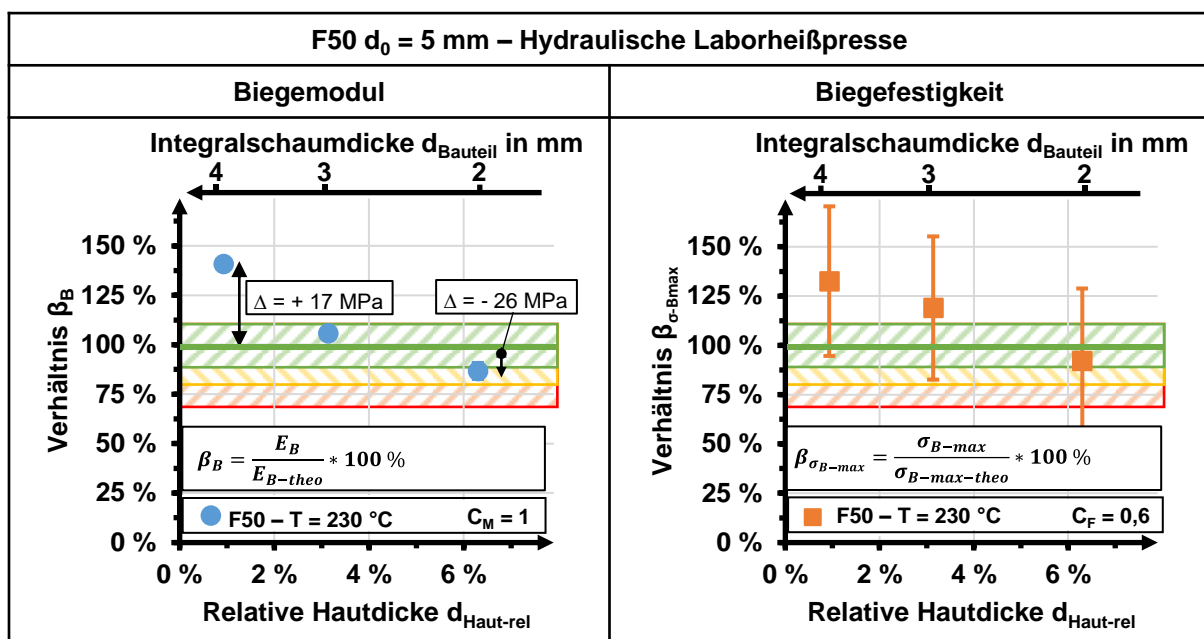


Abbildung 6.20: Verhältnis von gemessenen zu theoretischen Biegeeigenschaften von Integralschäumen aus F50-5 mm

In beiden Diagrammen zeigt sich ein ähnlicher Verlauf – mit der Zunahme der relativen Hautdicke nehmen die Verhältnisse β_B bzw. $\beta_{\sigma_{B-max}}$ ab und nähern sich asymptotisch einem Wert von 100 % an. Dabei muss jedoch beachtet werden, dass die Messwerte zwar zunächst größer sind als ihre theoretischen Gegenstücke, diese Erscheinung

jedoch durch die Normierung auf den theoretischen Wert verzerrt werden kann. Vergleicht man die Abweichungen für den ersten Punkt in Abbildung 6.20 ergibt sich eine relative Abweichung von + 40 % und eine absolute Abweichung von + 17 MPa zum theoretischen Wert. Für den letzten Datenpunkt führt jedoch eine absolute Abweichung von 26 MPa lediglich zu einer relativen Abweichung von 13 %. Nichtsdestotrotz liefern diese Vergleiche eine erste Bestätigung, dass sich die lineare Mischungsregel dazu eignet, die Biegeeigenschaften abzuschätzen.

Die Eignung des Ansatzes nach einer linearen Mischungsregel kann durch den Vergleich zwischen gemessenen und theoretischen Werten für Integralschäume aus F40-9,7 mm weiter bestätigt werden. Dieser Vergleich ist in Abbildung 6.21 dargestellt. Für die Biegemoduln führt die lineare Mischungsregel erneut ohne eine Anpassung des Korrekturfaktors ($C_M = 1$) zu einer guten Übereinstimmung. Für die Abschätzung der Biegefestigkeiten ist auch hier eine Anpassung des Korrekturfaktors auf $C_F = 0,55$ notwendig. Die Standardabweichungen um den Mittelwert sind mit weniger als 10 % geringer als bei Integralschäumen auf F50.

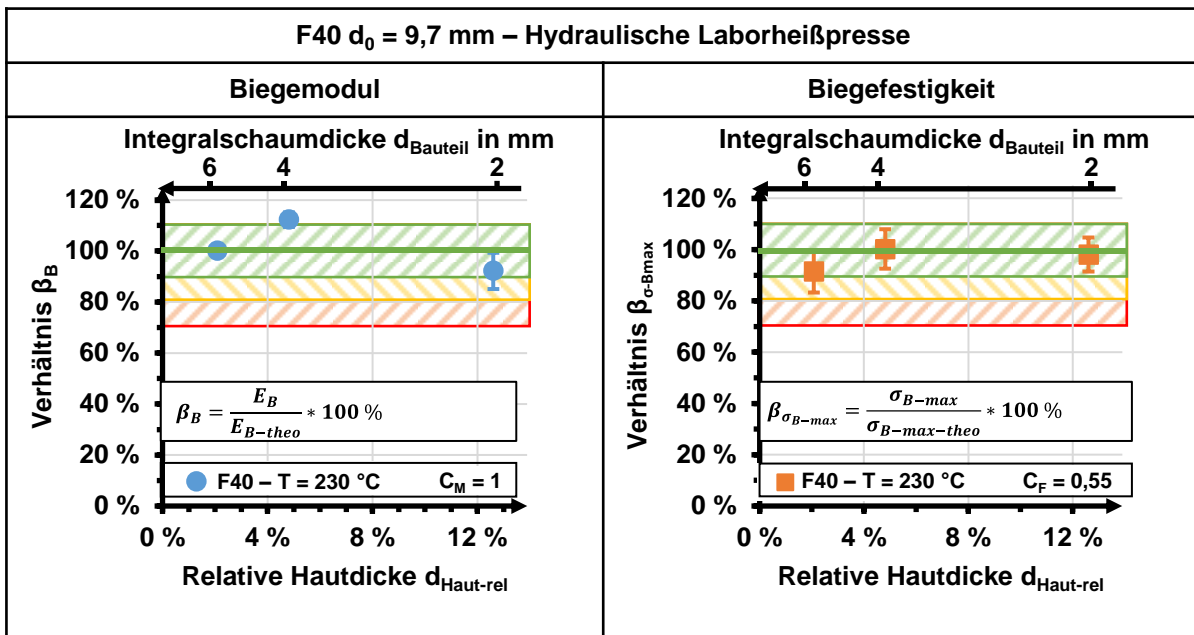


Abbildung 6.21: Verhältnis von gemessenen zu theoretischen Biegeeigenschaften von Integralschäumen aus F40-9,7 mm

Durch die Veränderung der Werkzeugtemperatur bei der Verhautung von XP050-5,3 mm und XP110-5 mm konnten erste Einflüsse der Prozessführung auf die Integralschaumeigenschaften untersucht werden. Insbesondere bei den Kennwerten für Integralschäume aus XP050-5,3 mm, dargestellt in Abbildung 6.22, können erste Prozesseinflüsse ab einer Integralschaumdicke von weniger als 3 mm erkannt werden.

Für Integralschäume mit einer Dicke $d_{\text{Bauteil}} = 2 \text{ mm}$ können die theoretische Biegemoduln bei einer Temperatur von 225 °C nicht erreicht werden und liegen auf einem Niveau von 60% . Durch eine Erhöhung der Temperatur auf 235 °C kann der theoretische Wert erreicht werden. Ein ähnliches Verhalten zeigt sich auch für die Biegefestigkeiten. Die theoretischen Werte wurden hierfür mit einem Korrekturfaktor von $C_2 = 0,4$ berechnet. Insbesondere bei einer Dicke von $d_{\text{Bauteil}} = 2 \text{ mm}$ wurden zwei unterschiedliche Kennwerte ermittelt. Für eine Temperatur von $T = 225 \text{ °C}$ erreichen die Messwerte lediglich ein Niveau das 77% des theoretischen Werts entspricht, wohingegen die Messwerte für eine Temperatur von 235 °C eine Erhöhung auf 130% des theoretischen Werts erlauben. Würde der theoretische Verlauf an diesen Wert angepasst, käme hier ein Korrekturfaktor von $C_2 = 0,55$ zum Einsatz.

Der Vergleich zwischen gemessenen und theoretischen Kennwerten für die Integralschäume aus XP110-5 mm, dargestellt in Abbildung 6.23, dient als eine weitere Bestätigung, dass der Ansatz nach der linearen Mischungsregel für die Abschätzung der Biegeeigenschaften geeignet ist.

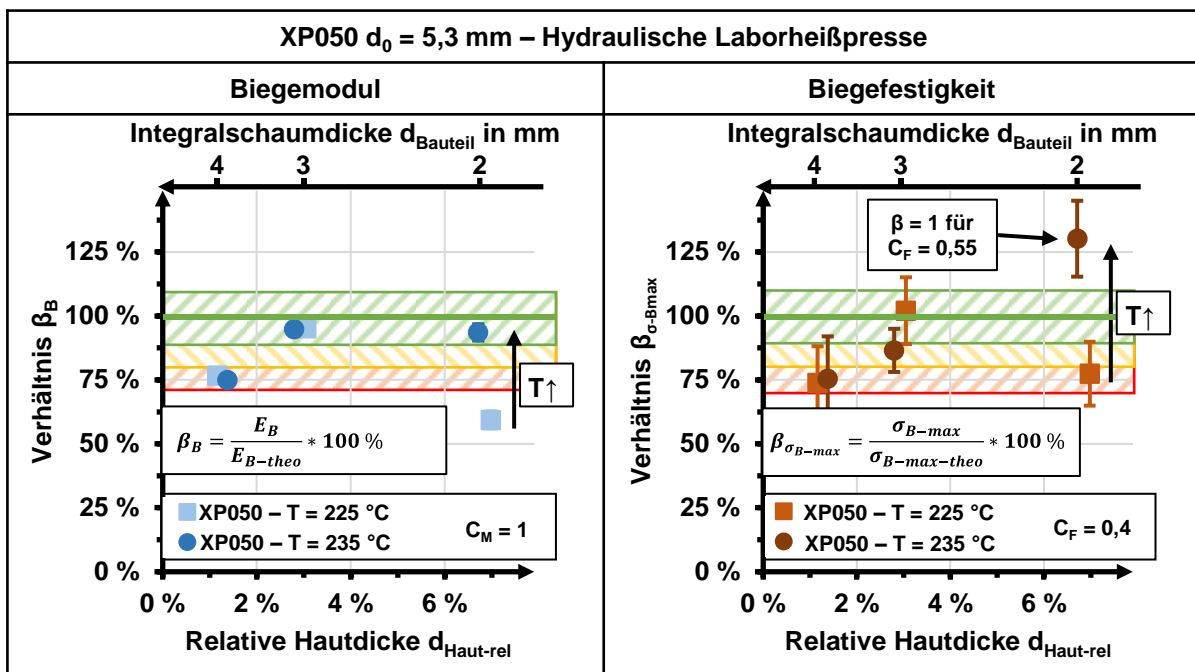


Abbildung 6.22: Einfluss der Werkzeugtemperatur auf das Verhältnis von gemessenen zu theoretischen Biegeeigenschaften von Integralschäumen aus XP050-5,3 mm

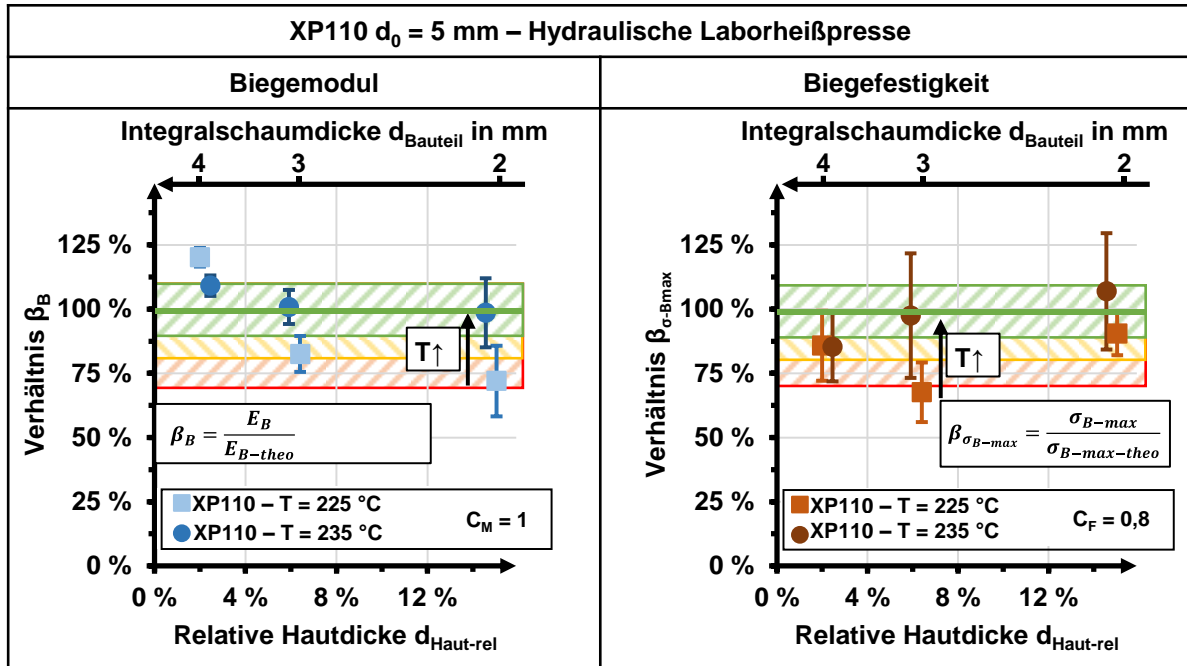


Abbildung 6.23: Verhältnis vom gemessenen zum theoretischen Kennwert für Biegemodul und Biegefestigkeit von Integralschäumen aus XP110-5 mm

Die Biegemoduln können auch hier ohne die Anpassung des Korrekturfaktors ($C_1 = 1$) abgeschätzt werden, wobei jedoch die Versuchsreihe mit einer Temperatur von $T = 225 \text{ °C}$ geringere Kennwerte als jene mit einer Temperatur von $T = 235 \text{ °C}$ zeigt. Zudem sinkt die Übereinstimmung mit den theoretischen Werten mit einer steigenden relativen Hautdicke. Durch die Erhöhung der Temperatur auf $T = 235 \text{ °C}$ können die theoretischen Werte erreicht werden, auch wenn die Standardabweichung mit der relativen Hautdicke zunimmt. Als Unterschied zu den Erkenntnissen aus den anderen Versuchsreihen kann die Anpassung der theoretischen Werte an die gemessenen Biegefestigkeiten mit einem Korrekturfaktor von $C_2 = 0,8$ erreicht werden. Dies legt die Vermutung nahe, dass die Festigkeiten auch durch die Kerneigenschaften – insbesondere die Druckeigenschaften – beeinflusst werden.

Der Vergleich der Biegeeigenschaften zwischen Integralschäumen aus offen- und geschlossenzelligen Schaumhalbzeugen zeigt zudem, dass die Kennwerte, die durch den Ansatz nach der linearen Mischungsregel abgeschätzt werden, trotz der unterschiedlichen Ausbildung der Verhautung erreicht werden können. Deshalb kann im Falle einer optimalen Prozessführung auf eine vollumfängliche optische Untersuchung der resultierenden Struktur verzichtet werden. Somit können Biegeeigenschaften auch für Integralschäume aus offenzelligen Schaumhalbzeugen hinreichend gut abgeschätzt werden.

6.6. Einfluss der Prozessführung auf die Biegeeigenschaften

Der Einfluss von Prozessparametern auf die Biegeeigenschaften von Integralschäumen wurde an Divinycell F50-5 mm und Ultem XP 50-5,3 mm Schaumhalbzeugen untersucht. Abbildung 6.24 zeigt einen Vergleich zwischen dem Verhältnis aus den gemessenen und theoretischen Kennwerten als Funktion der relativen Hautdicke von Integralschäumen aus F50-5 mm. In diesen Darstellungen sind Prozesseinflüsse ab einer Integralschaumdicke von weniger als $d_{\text{Bauteil}} = 3$ mm und theoretischen Hautdicken von mehr als 4 % zu erkennen. Insbesondere bei einer Werkzeugtemperatur von $T = 230$ °C zeigt sich ein hoher Einfluss der Prozessdauer. Prozessschritte mit einer Gesamtdauer von $t = 75$ s zeigen die niedrigsten Kennwerte, wobei eine Erhöhung des Prozessdrucks von $p_{\text{max}} = 80 \% \sigma_{pl}^*$ und $p_{\text{max}} = 120 \% \sigma_{pl}^*$ und die damit verbundene Erhöhung der Kompaktiergeschwindigkeit mit einer weiteren Verringerung der Kennwerte eingeht. Durch eine Erhöhung der Prozessdauer auf $t = 255$ s und $t = 615$ s können beide Kennwerte erhöht werden, wobei die längste Prozessdauer mit einer Steigerung der Kennwerte um mehr als 10 % gegenüber dem theoretischen Biegemodul bzw. der theoretischen Biegefestigkeit einhergeht. Der Vergleich zwischen dem Biegemodul aus Versuchsreihen die mit einem maximalen Druck von $p_{\text{max}} = 50 \% \sigma_{pl}^*$ und $p_{\text{max}} = 80 \% \sigma_{pl}^*$, bei einer Temperatur von $T = 230$ °C und einer Prozessdauer von $t = 255$ s durchgeführt wurden, zeigte keine signifikanten Unterschiede. Die Biegefestigkeit für die Versuchsreihe mit einem Druck von $p_{\text{max}} = 80 \% \sigma_{pl}^*$ zeigte eine verringerte Biegefestigkeit die 80 % des theoretischen Kennwerts entspricht. Eine Alternative zur Erhöhung der Prozessdauer stellt die Erhöhung der Werkzeugtemperatur dar. Dadurch ist es möglich, die theoretischen Kennwerte anzunähern ohne die Prozessdauer zu erhöhen. Anders als bei einer Werkzeugtemperatur von $T = 230$ °C geht mit einer Erhöhung der Prozessdauer von $t = 75$ s auf $t = 255$ s keine Erhöhung der Festigkeit einher. Bei einer Werkzeugtemperatur von $T = 240$ °C sinkt die Biegefestigkeit vom Niveau des theoretischen Kennwerts durch die längere Prozesszeit auf 80 %.

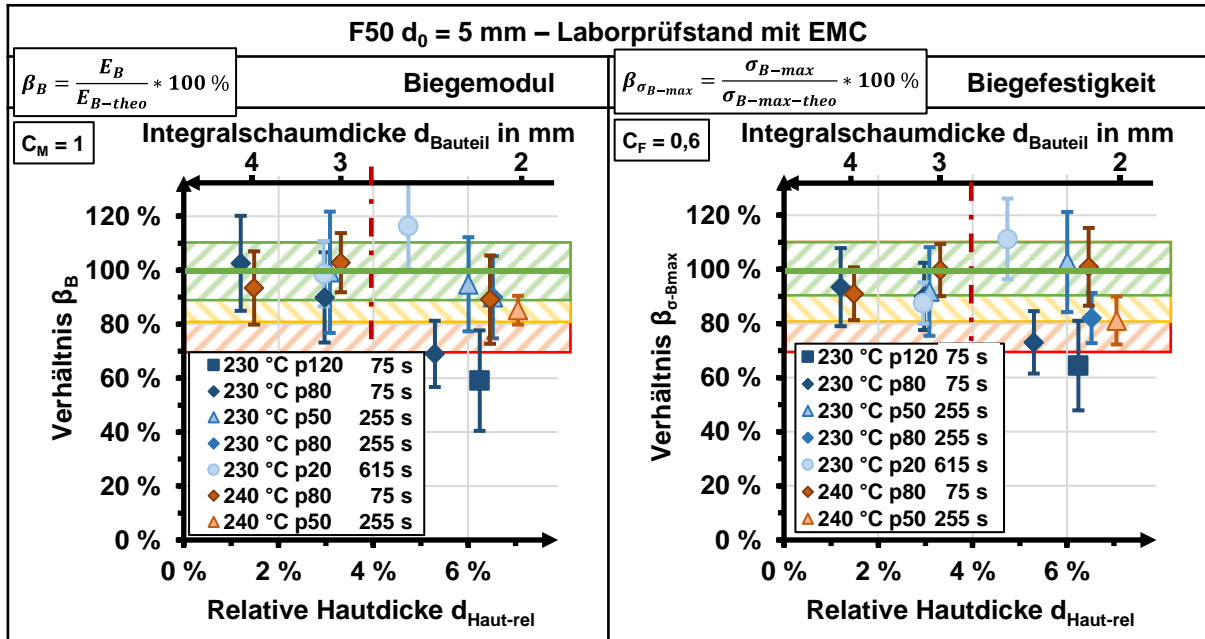


Abbildung 6.24: Einfluss von Prozessparametern auf das Verhältnis von gemessenen zu theoretischen Biegeeigenschaften (Integralschäume aus F50-5 mm)

Abbildung 6.25 zeigt einen Vergleich zwischen dem Biegemodul von Integralschäumen mit einer Dicke zwischen $d_{Bauteil} = 2,5$ mm und $d_{Bauteil} = 2$ mm und stellt Schliffbilder von ausgewählten Probekörpern nach der Dreipunkt-Biegeprüfung dar. Da die Einflüsse der Prozessführung auf den Biegemodul und die Biegefestigkeit qualitativ ähnlich sind, wurde für diesen Vergleich nur die Betrachtung der Biegemoduln gewählt. Eine vergrößerte Version dieser Abbildung ist im Anhang als Abbildung A 4 dargestellt. Für die Versuchsreihe mit $T = 230$ °C und einer Prozessdauer von $t = 615$ s – Schliffbild a) – können zwei Verhautungen erkannt werden, die sich als nahezu geschlossene Schicht auf der Oberfläche ausgebildet haben. Schliffbild b) zeigt den Querschnitt eines Integralschaums der bei gleicher Werkzeugtemperatur mit einer Prozessdauer von $t = 75$ s je Verhautung hergestellt wurde. Die Verhautung ist inhomogener und es können einzelne Ebenen erkannt werden, in denen Schaumzellen unvollständig kompaktiert wurden, wodurch eine fehlende Verbindung der Zellmembranen vermutet und die unzureichende mechanische Belastbarkeit erklärt werden kann. Schliffbild c) zeigt den Querschnitt eines Integralschaums aus einem Prozess mit einer Werkzeugtemperatur von $T = 240$ °C, einem maximalen Druck von $p_{max} = 80 \%$ σ_{pl}^* und einer Prozesszeit von $t = 75$ s. Die Verhautungen liegen homogener vor, jedoch sind insbesondere in der oberen Verhautung zwei Ebenen mit unvollständig kompaktierten Schaumzellen zu erkennen, wodurch ein Niveau das 90 % des theoretischen Kennwerts entspricht, begründet werden kann. Schliffbild d) zeigt eine ähnliche Ausprägung. Durch die

höhere Werkzeugtemperatur wurden die Schaumzellen zwar weiter kompaktiert als in Schliffbild b), jedoch liegt die Verhautung inhomogener vor als in Schliffbild c), und erreicht daher nur 85 % des theoretischen Kennwerts.

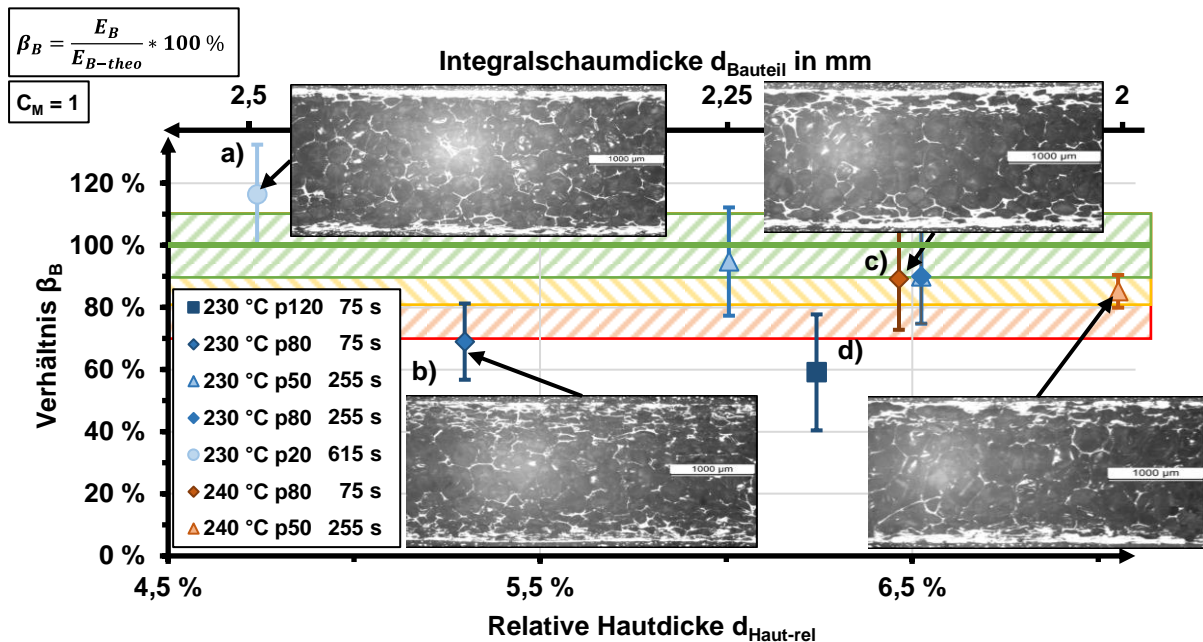


Abbildung 6.25: Untersuchung von Prozesseinflüssen auf die Integralschaumstruktur und das Verhältnis vom gemessenen zum theoretischen Biegemodul (Integralschäume aus F50-5 mm)

Die Untersuchung der Kompaktierungseigenschaften in isothermen quasi-statischen Druckprüfungen hat gezeigt, dass die F50-5 mm Schaumhalbzeuge bei einer Temperatur um T_g aber auch bei $T = 230 \text{ °C}$ ein geschwindigkeitsabhängiges Kompaktierverhalten zeigen. Diese Eigenschaft kann dazu führen, dass sich die Kompaktierung und die Verhautungsbildung insbesondere bei kurzen Prozesszeiten so ausgeprägt hat, wie es in Abbildung 6.25 zu erkennen ist. Dies muss für beide untersuchten Werkzeugtemperaturen berücksichtigt werden. Aufgrund der unterschiedlichen Temperaturen im Ober- und Unterwerkzeug stellt sich über den Halbzeugquerschnitt ein Temperaturgradient ein, weshalb Schaumzellen lokal unterschiedlich kompaktiert werden. Bei Versuchsreihen mit hohen Kompaktiergeschwindigkeiten und kurzen Prozessdauern von 75 s – bei $T = 230 \text{ °C}$ aber auch $T = 240 \text{ °C}$ – wird die Struktur eingefroren, bevor sich ein ausgeglichener Spannungszustand eingestellt hat und die kompaktierten Schaumzellen vollständig in die Verhautung integriert wurden. Für Versuchsreihen mit längeren Prozessdauern kann der Temperaturgradient dazu führen, dass im Bereich der Verhautung zwar eine Temperatur vorliegt, die eine adäquate Verbindung der Zellmembranen begünstigt, jedoch auch, dass die lokale Druckniveau nicht ausreicht um die Schaumzellen vollständig zu kompaktieren, weshalb sich

Strukturen einstellen können wie sie in Schliffbild c) zu erkennen sind. Die Versuchsreihen erlauben jedoch erste Schlüsse für eine Optimierung der Prozessführung für die Verarbeitung von DIVINYCELL F Schaumhalbzeugen zu ziehen. Basierend auf den Ergebnissen aus diesem Versuchsblock wurde für die weiteren Versuche eine Werkzeugtemperatur von mindestens $T = 240\text{ °C}$ und ein Prozessdruck von $p_{\max} = 80\% \sigma_{pl}^*$ eingestellt. Da der Laborprüfstand eine Limitierung der maximalen Kompaktiergeschwindigkeit erlaubt, wurden neben ihrem Einfluss auch der Einfluss der Prozessdauer untersucht. Abbildung 6.26 zeigt die Biegeeigenschaften von Integralschäumen aus F50-10 mm Schaumhalbzeugen die mit unterschiedlichen Prozessdauern und Kompaktiergeschwindigkeiten hergestellt wurden.

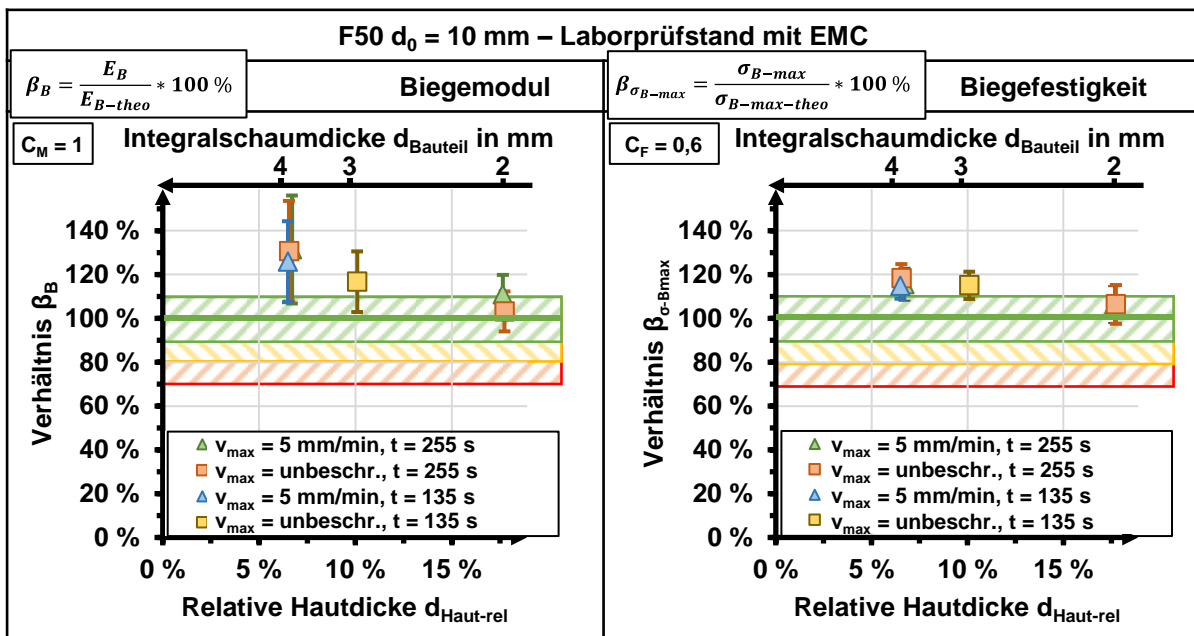


Abbildung 6.26: Einfluss der Kompaktiergeschwindigkeit und der Prozessdauer auf das Verhältnis von gemessenen zu theoretischen Biegeeigenschaften (Integralschäume aus F50-10 mm)

Die ermittelten Kennwerte sind für die Integralschäume mit $d_{Bauteil} = 4\text{ mm}$ und $d_{Bauteil} = 3\text{ mm}$ höher als ihre theoretischen Kennwerte nach dem Ansatz einer linearen Mischungsregel nähern die modellierten Werte jedoch mit zunehmender Kompaktierung an. Es ist kein signifikanter Einfluss der Kompaktiergeschwindigkeit oder der Prozessdauer auf die Kennwerte zu erkennen. Basierend auf diesen Ergebnissen kann gefolgert werden, dass die Kompaktiergeschwindigkeit bei dieser Werkzeugtemperatur nicht begrenzt werden muss und eine Prozessdauer von $t = 135\text{ s}$ für die Erreichung der optimalen Eigenschaften ausreicht. Die Versuchsreihen liefern daher eine erste Bestätigung, dass die aus dem vorherigen Versuchsblock abgeleitete Prozessführung für die Herstellung von Integralschäumen mit optimiertem Eigenschaftsprofil

geeignet ist. Abbildung 6.27 zeigt den Einfluss der Parameter Prozessdauer und der maximalen Kompaktiergeschwindigkeit auf die Biegeeigenschaften von Integralschäumen aus F50-20 mm Schaumhalbzeugen.

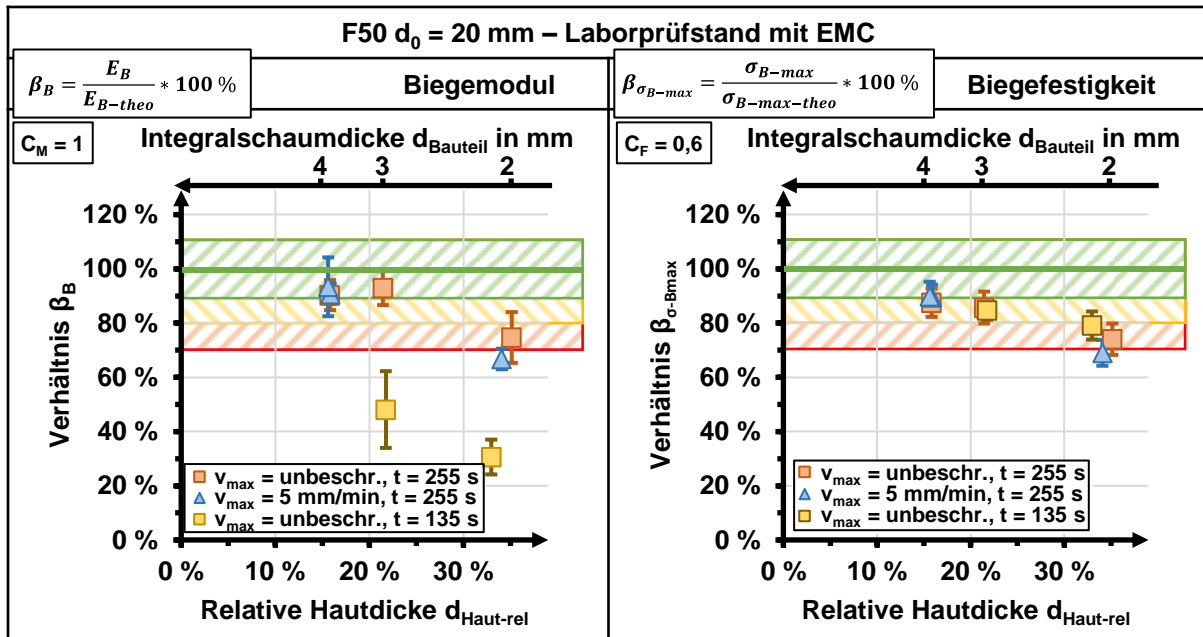


Abbildung 6.27: Einfluss der Kompaktiergeschwindigkeit und der Prozessdauer auf das Verhältnis von gemessenen zu theoretischen Biegeeigenschaften (Integralschäume aus F50-20 mm)

Insbesondere bei der Betrachtung des Biegemoduls zeigt sich hier der Einfluss der Prozessdauer. Bei einer Prozessgesamtdauer von $t = 135$ s wurde bei einer Zieldicke von $d_{Bauteil} = 3$ mm lediglich ein Niveau von 50 % des theoretischen Kennwerts erreicht. Eine weitere Kompaktierung auf $d_{Bauteil} = 2$ mm führt dazu, dass nur ein Niveau von 30 % des theoretischen Kennwerts erreicht wird. Durch eine Erhöhung der Prozessgesamtdauer auf $t = 255$ s, konnten die Biegemoduln für die Integralschaum-dicken $d_{Bauteil} = 4$ mm und $d_{Bauteil} = 3$ mm auf das Niveau der theoretischen Kennwerte angehoben werden. Der Biegemodul der Integralschäume mit einer Dicke von $d_{Bauteil} = 2$ mm erreichten bei dieser Prozessdauer lediglich ein Niveau von 70 % des theoretischen Kennwerts. Hier sollte untersucht werden, ob eine weitere Erhöhung der Prozessdauer zu einer Steigerung der Biegemoduln führt. Beim Vergleich der Biege-festigkeiten kann kein Einfluss der Prozessdauer auf den Kennwert erkannt werden. Es ist jedoch zu bemerken, dass die Biegefestigkeiten mit einer steigenden Kompak-tierung bzw. sinkenden Integralschaumdicke abnehmen. Bei der Interpretation der Biegefestigkeiten muss ein Phänomen berücksichtigt werden, das während der Drei-punkt-Biegeprüfung von Integralschäumen mit relativen Hautdicken von mehr als $d_{Haut-rel} = 15$ % auftritt. Während der Dreipunkt-Biegeprüfung kann direkt unter der

Druckfinne eine Einkerbung der oberen Hautdicke beobachtet werden. Dieses Verhalten ist beispielhaft in Abbildung 6.28 dargestellt.

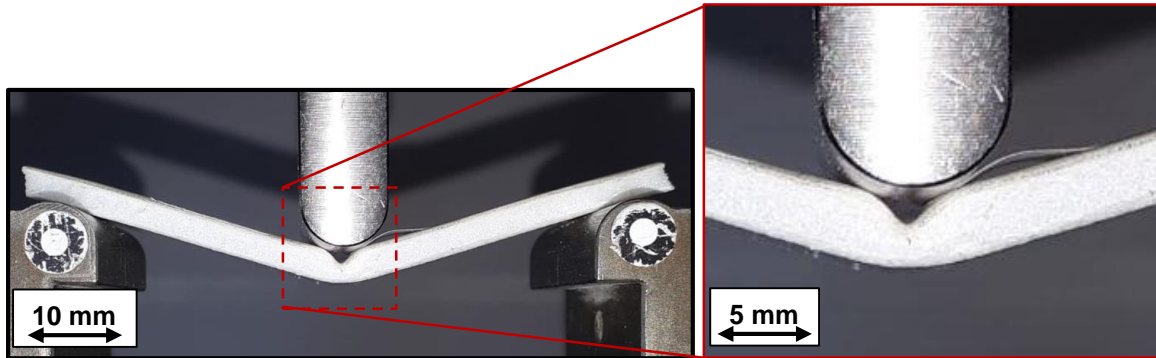


Abbildung 6.28: Einkerbung der oberen Verhautung während der Dreipunkt-Biegung

Die Einkerbung entspricht nicht dem durch STOKES ET AL. [136] beschriebenen Eindruck durch die Druckfinne, sondern weist einen Spalt zwischen der Druckfinne und der oberen Verhautung des Integralschaums auf. Die lokale Verringerung der Schaumdicke bewirkt, dass die gemessene Spannung nicht der tatsächlich vorliegenden Spannung entspricht. Probekörper die ein solches Verhalten aufwiesen, versagen nicht durch einen Riss der unteren Verhautung. Für künftige Untersuchungen sollte für Integralschäume mit relativen Hautdicke von mehr als 15 % ein Vergleich zwischen Kennwert aus Dreipunkt- und Vierpunkt-Biegeprüfungen erfolgen. Durch das Vorliegen einer reinen Biegespannung in der Vierpunkt-Biegeprüfung sollte dieses Verhalten unterbunden und ein tatsächlicher Kennwert für die Biegefestigkeit ermittelt werden können. Abbildung 6.29 zeigt die ermittelten Biegeeigenschaften von Integralschäumen die aus F90-15 mm und F90-20 mm Halbzeugen hergestellt wurden.

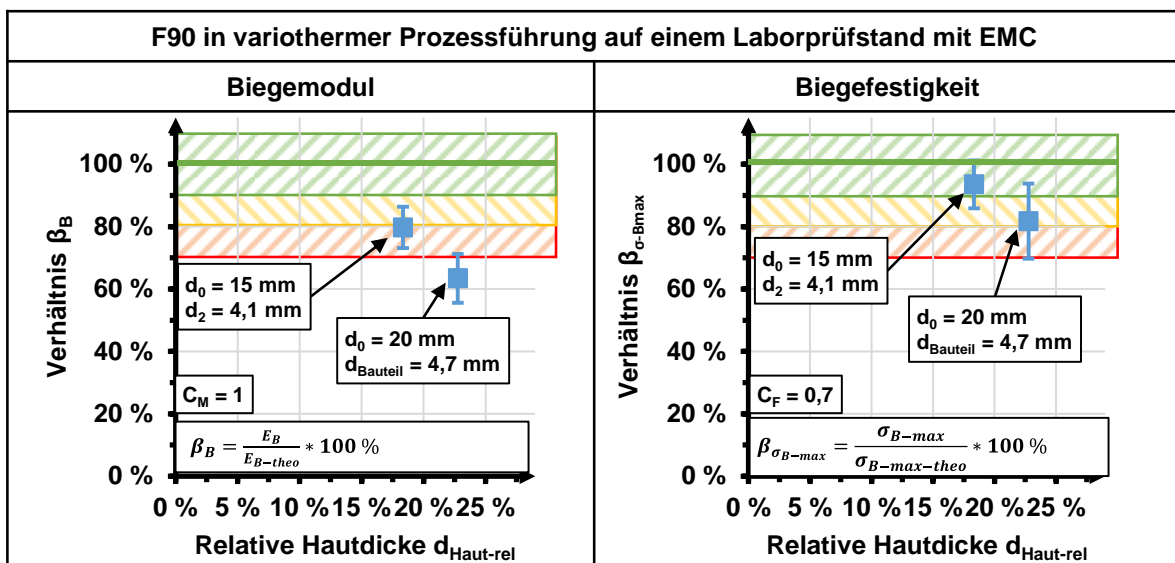


Abbildung 6.29: Einfluss der variothermen Prozessführung auf das Verhältnis von gemessenen zu theoretischen Biegeeigenschaften (Integralschäume aus F90-15 mm und F90-20 mm)

Im Vergleich mit den theoretischen Kennwerten, die mit dem Ansatz nach der linearen Mischungsregel berechnet wurden, sind Einflüsse zu erkennen, die auch für vorherige Versuchsreihen diskutiert wurden. Die Prozessführung war für beide Versuchsreihen identisch, weshalb die Verringerung der Kennwerte bei steigender relativer Hautdicke zwischen beiden Halbzeugen auf eine unzureichend lange Haltezeit zurückgeführt werden kann. Für künftige Versuche sollte die Haltephase auf eine Dauer von mehr als $t = 300$ s erhöht werden, um zu untersuchen ob der Biegemodul auf das Niveau des theoretischen Kennwerts erhöht werden kann. Ein Vergleich der Biegefestigkeiten zeigt ähnliche Einflüsse, insbesondere der Prozessdauer, jedoch wurde hier ein höheres Niveau – 94 % bzw. 82 % - im Verhältnis zu dem theoretischen Kennwert erreicht. Während der Dreipunkt-Biegeprüfung wurde jedoch teilweise eine Einkerbung der oberen Verhautung beobachtet, weshalb diese Versuchsreihe in weiteren Versuchsblöcken erneut betrachtet werden sollten. Die Ergebnisse sind jedoch dazu geeignet um die Eignung des Modellierungsansatzes mit einer linearen Mischungsregel weiter zu bestätigen. Abbildung 6.30 stellt den Einfluss der Prozessparameter Werkzeugtemperatur und Prozessdruck auf die Biegeeigenschaften von Integralschäumen aus XP50-5,3 mm dar.

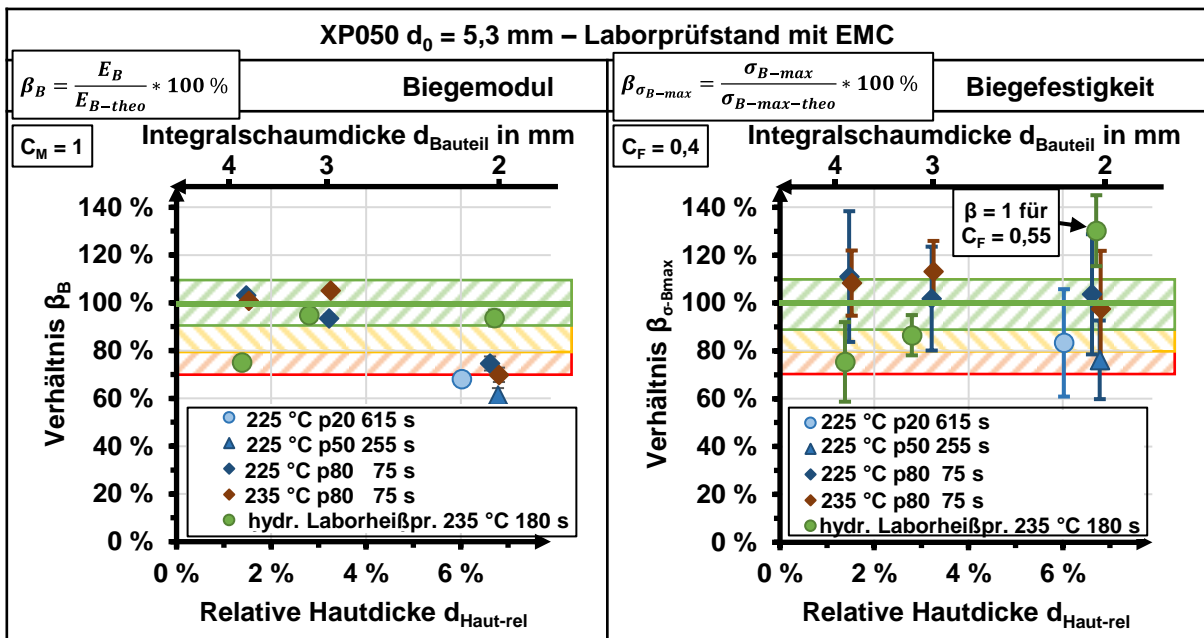


Abbildung 6.30: Einfluss des Drucks, der Werkzeugtemperatur und der Prozessdauer auf das Verhältnis von gemessenen zu theoretischen Biegeeigenschaften (Integralschäume aus XP50-5,3 mm)

Neben den Biegeeigenschaften der Integralschäume die auf dem Laborprüfstand mit EMC hergestellt wurden, sind Ergebnisse aus der Versuchsreihe mit einer Werkzeugtemperatur von $T = 235 \text{ °C}$ von der hydraulischen Laborheizpresse dargestellt. In den Versuchsreihen auf dem Laborprüfstand konnte kein signifikanter Einfluss der Prozessparameter Prozessdruck und Werkzeugtemperatur auf die Biegeeigenschaften der Integralschäume festgestellt werden. Es muss jedoch bemerkt werden, dass der Biegemodul der Integralschäume mit einer Dicke von $d_{\text{Bauteil}} = 2 \text{ mm}$ das Niveau der theoretischen Kennwerte nicht erreichen konnte. Dies steht im Gegensatz zu den Eigenschaften der Integralschäume die auf der hydraulischen Laborheizpresse hergestellt wurden. Bei einer Dicke von $d_{\text{Bauteil}} = 2 \text{ mm}$ konnte der gemessene Biegemodul durch den Ansatz nach der linearen Mischungsregel angenähert werden. Die gemessenen Biegefestigkeiten konnten den theoretischen Wert sogar übertreffen. Bei den Biegefestigkeiten zeigt sich ein geringfügiger Einfluss des Prozessdrucks. Die Versuchsreihen mit einem Prozessdruck von $p_{\text{max}} = 20 \% \sigma_{pl}^*$ und $p_{\text{max}} = 50 \% \sigma_{pl}^*$ zeigen geringere Mittelwerte, verglichen mit den Versuchsreihen mit einem Prozessdruck von $p_{\text{max}} = 80 \% \sigma_{pl}^*$. Aufgrund der großen Standardabweichung konnten hier jedoch keine signifikanten Unterschiede festgestellt werden. Für Integralschäume aus den Versuchsreihen mit $p_{\text{max}} = 80 \% \sigma_{pl}^*$ konnte unabhängig der Prozesstemperatur das Niveau der theoretischen Kennwerte mit einem Korrekturfaktor von $C_F = 0,4$ erreicht werden. Jedoch erreichen die Integralschäume nicht das Niveau der Biegefestigkeit, dass mit Integralschäumen auf der hydraulischen Laborheizpresse erreicht wurde – hier konnte der Korrekturfaktor auf $C_F = 0,55$ erhöht werden. Um den Ursprung der Unterschiede zwischen den Ergebnissen auf diesen Versuchsreihen zu ergründen, muss insbesondere der jeweilige Werkzeugaufbau berücksichtigt werden. Der wohl markanteste Unterschied sind die Abmessungen der Werkzeugoberflächen wobei die hydraulische Laborheizpresse mit $300 \cdot 300 \text{ mm}^2$ andere Rahmenbedingung bietet – insbesondere hinsichtlich der Durchwärmung und dem Temperaturgradienten zu den Werkzeugkanten – als die Werkzeugoberfläche von $140 \cdot 160 \text{ mm}^2$ auf dem Laborprüfstand mit EMC. Zwar wurde die Temperatur lokal mit Thermoelementen gemessen, jedoch muss berücksichtigt werden, dass die Temperaturverteilung über die gesamte Werkzeugoberfläche, insbesondere durch die Positionierung der Heizelemente und der Ausführung der Kühlkanäle, beeinflusst werden kann. Weiterhin muss berücksichtigt werden, dass die Versuchsreihe bei einer Werkzeugtemperatur von $T = 235 \text{ °C}$ nur mit einer Prozessdauer von $t = 75 \text{ s}$ durchgeführt wurde und die Steigerung der Kennwerte

durch die längere Temperatureinwirkung begründet sein kann. Jedoch können auch aus diesem Versuchsblock erste Hinweise auf eine optimierte Prozessführung abgeleitet werden. Zwar zeigten die ULTEM XP Schaumhalbzeuge in den quasi-statischen Druckversuchen kein so stark ausgeprägtes geschwindigkeitsabhängiges Kompaktierverhalten für Temperaturen um T_g , jedoch kann eine Temperatur von mindestens 18 K über $T = T_g + 18 \text{ K} = 235 \text{ °C}$ und ein Prozessdruck von $p_{\max} = 80 \% \sigma_{pl}^*$ empfohlen werden. Abbildung 6.31 zeigt einen Vergleich der Biegeeigenschaften von Integralschäumen aus XP110-5 mm die auf der hydraulischen Laborheißpresse und dem Laborprüfstand mit EMC hergestellt wurden. Beide Versuchsreihen wurden mit einer Werkzeugtemperatur von $T = 235 \text{ °C}$ ($T_g + 18 \text{ K}$) und einer Prozessdauer von $t = 195 \text{ s}$ hergestellt. Die ermittelten Biegemoduln weichen für geringe relative Hautdicke voneinander ab, sind jedoch im Bereich um eine Dicke von $d_{\text{Bauteil}} = 2 \text{ mm}$ nahezu identisch. Die Biegefestigkeiten zeigen ähnliche Abweichungen in den Mittelwerten, jedoch sind diese Abweichungen aufgrund der hohen Standardabweichungen nicht signifikant.

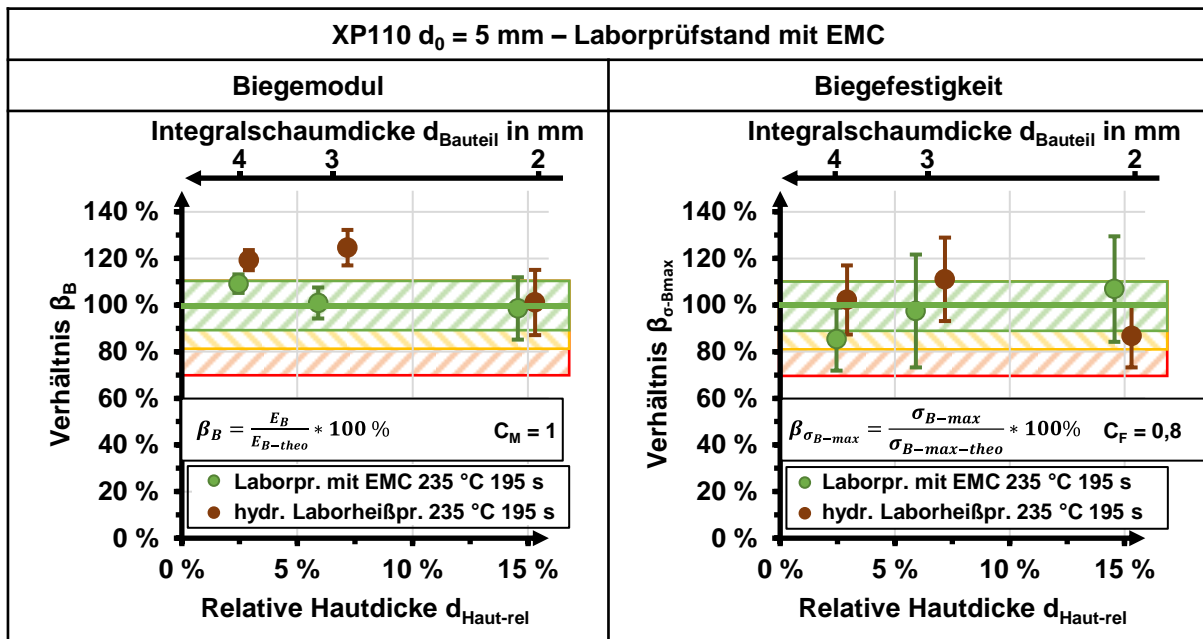


Abbildung 6.31: Vergleich des Verhältnisses von gemessenen zu theoretischen Biegeeigenschaften von Integralschäumen aus XP110-5 mm

Die ermittelten Kennwerte konnten durch den Ansatz nach der linearen Mischungsregel mit einer Abweichung von weniger als 10 % abgeschätzt werden. Durch die in diesem Kapitel angestellten Vergleiche, insbesondere im Hinblick auf die Korrekturfaktoren C_F für die Biegefestigkeit von Integralschäumen aus unterschiedlichen Schaumhalbzeugen, kann die zweite Arbeitshypothese, dass die Halbzeugeigenschaften –

insbesondere die relative Dichte im Schaumkern – einen direkten Einfluss auf die Integralschaumeigenschaften ausüben, bestätigt werden.

6.7. Untersuchung der Charpy-Schlagzähigkeit

Durch die Veränderung der Struktur von Schäumen mit einer homogenen Dichte hin zu Integralschäumen sollten nicht nur die Biegeeigenschaften verändert werden, sondern auch die Schlagzähigkeit. Abbildung 6.32 zeigt einen Vergleich zwischen der relativen Schlagzähigkeit und der relativen Dichte der Integralschäume die aus DIVINYCELL F und SABIC ULTEM XP Schaumhalbzeugen hergestellt wurden. Zunächst kann festgestellt werden, dass die Schlagzähigkeit durch die Erhöhung der relativen Dichte ansteigt. Anders als die Biegeeigenschaften ist diese Steigerung jedoch nicht von den Prozesseinflüssen und der Integralschaumstruktur abhängig. Die ermittelten Kennwerte folgen einem parabolischen Verlauf mit einem vermuteten Höhepunkt bei einer relativen Dichte von $\varphi = 0,6$. Die Untersuchung von Integralschäumen aus PEI und PES konnte zeigen, dass die Schlagzähigkeit gegenüber dem porenfreien Polymer gesteigert werden kann. Dabei war es möglich die Schlagzähigkeit von Integralschäumen aus DIVINYCELL F Schäumen um bis zu 50 % verglichen mit dem Ausgangsmaterial zu steigern. Der theoretische Verlauf legt nahe, dass eine Steigerung um bis zu 75 % möglich ist. Für SABIC ULTEM XP Schaumhalbzeuge war eine Steigerung um 140 % möglich. Der theoretische Verlauf legt hier eine maximale Steigerung der Schlagzähigkeit um 135 % nahe. Die Veränderung der relativen Schlagzähigkeit zeigt einen ähnlichen Verlauf zu dem von DOROUDIANI UND KORTSCHOT beschriebenen Verhalten von PS-Integralschäumen [162].

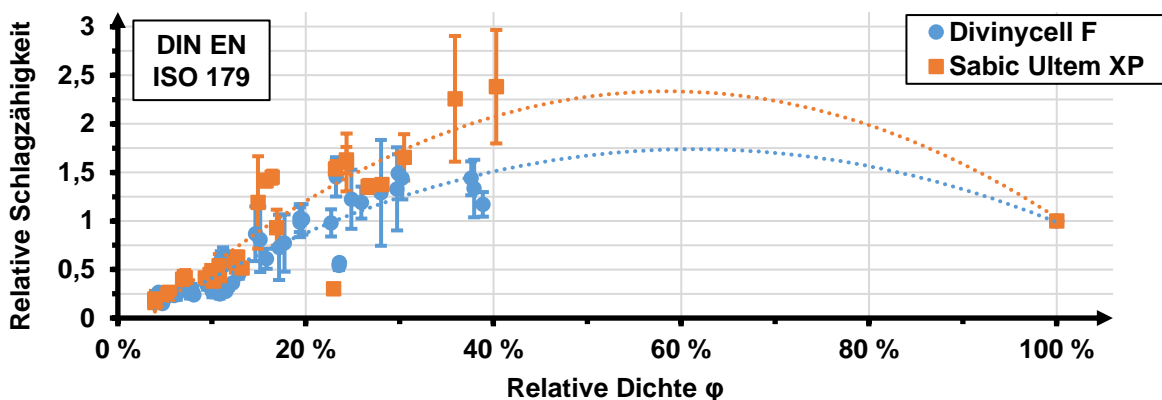


Abbildung 6.32: Vergleich zwischen der relativen Charpy-Schlagzähigkeit und relativen Dichte der hergestellten Integralschäume aus DIVINYCELL F und SABIC ULTEM XP Schaumhalbzeugen

6.8. Beschreibung einer optimierten Prozessführung für die Verhautung von thermoplastischen Schaumhalbzeugen

Basierend auf den Ergebnissen aus der Dreipunkt-Biegeprüfung können erste Richtlinien für die Gestaltung einer Prozessführung für die Herstellung von Integralschäumen aus Schaumhalbzeugen abgeleitet werden. Dabei muss jedoch die Kombination aus angestrebter Bauteildicke und der relativen Hautdicke berücksichtigt werden. Abbildung 6.33 zeigt einen Vergleich der ermittelten Biegemoduln für Integralschäume aus unterschiedlichen DIVINYCELL F50 Schaumhalbzeugen und legt den Fokus auf den Einfluss der Prozessdauer. Neben den Datenpunkten werden Trendverläufe zwischen den einzelnen Versuchsreihen dargestellt.

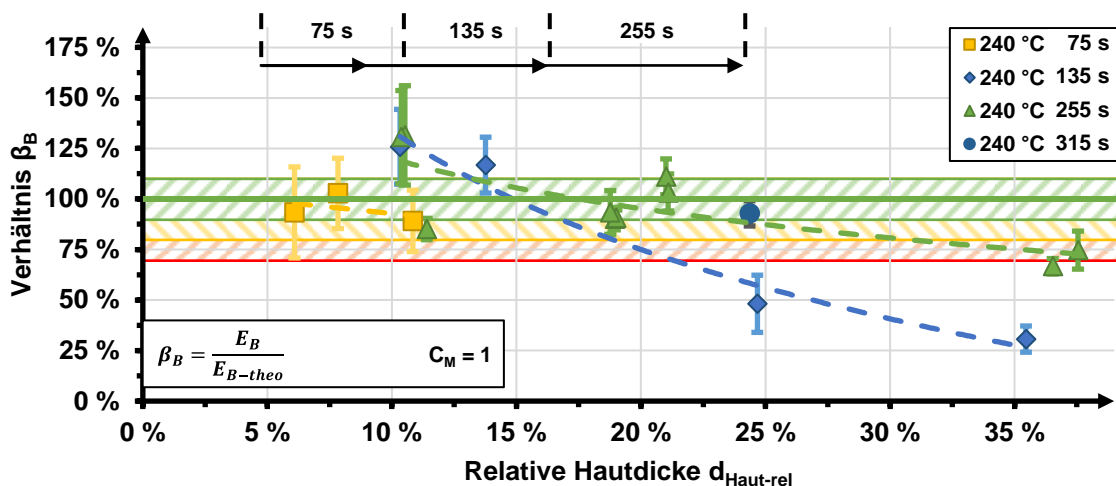


Abbildung 6.33: Einfluss der Prozessdauer auf die Biegemoduln von Integralschäumen aus F50 Schaumhalbzeugen verschiedener Ausgangsdicke ($T = 240 \text{ °C}$, $p_{\text{max}} = 80 \% \sigma_{pl}^*$)

Mit einer zunehmenden relativen Hautdicke muss eine längere Prozessdauer eingestellt werden um die vollständige Kompaktierung auf die Zieldicke aber auch eine vollständige Kompaktierung der Schaumzellen und ihrer Verbindung zu einer homogenen Verhautung zu gewährleisten. Basierend auf den ermittelten Kennwerten kann bspw. bei einem Integralschaum mit einer relativen Hautdicke von weniger als 25 % mindestens eine Prozessdauer von 255 s für die Erreichung eines optimalen Biegemoduls mit einem Niveau von mindestens 90 % des theoretischen Kennwerts empfohlen werden. Während dieser Dauer sollte mindestens eine Werkzeugtemperatur von $T = 235 \text{ °C}$ für PEI-basierte bzw. $T = 240 \text{ °C}$ für PES-basierte Schaumhalbzeuge vorliegen um die Kompaktierung auf den Bereich unmittelbar an der Bauteiloberfläche zu beschränken und das geschwindigkeitsabhängige Kompaktierverhalten zu minimieren. Weiterhin sollte die Abkühlung, Konsolidierung und Solidifikation unter Druck erfolgen, um eine

Bildung von Fehlstellen, wie bspw. Blasen oder Reliefs, auf der Halbzeugoberfläche zu vermeiden. Dadurch kann die dritte Arbeitshypothese, dass die Prozessführung, insbesondere die zeitabhängige Temperatureinwirkung, die Integralschaumeigenschaften direkt beeinflusst, bestätigt werden.

Abbildung 6.34 zeigt einen Vergleich zwischen den Biegefestigkeiten die für ebendiese Integralschäume ermittelt wurden. In diesem Vergleich ist kein ausgeprägter Einfluss der Prozessdauer auf die Biegefestigkeit zu erkennen, jedoch zeigt sich hier, dass die Biegefestigkeit mit zunehmender Hautdicke gegenüber dem theoretischen Kennwert, der bereits durch einen Korrekturfaktor auf ein niedrigeres Niveau herabgesetzt wurde, abfällt. Dabei muss das Einbeulen der oberen Verhautung berücksichtigt werden.

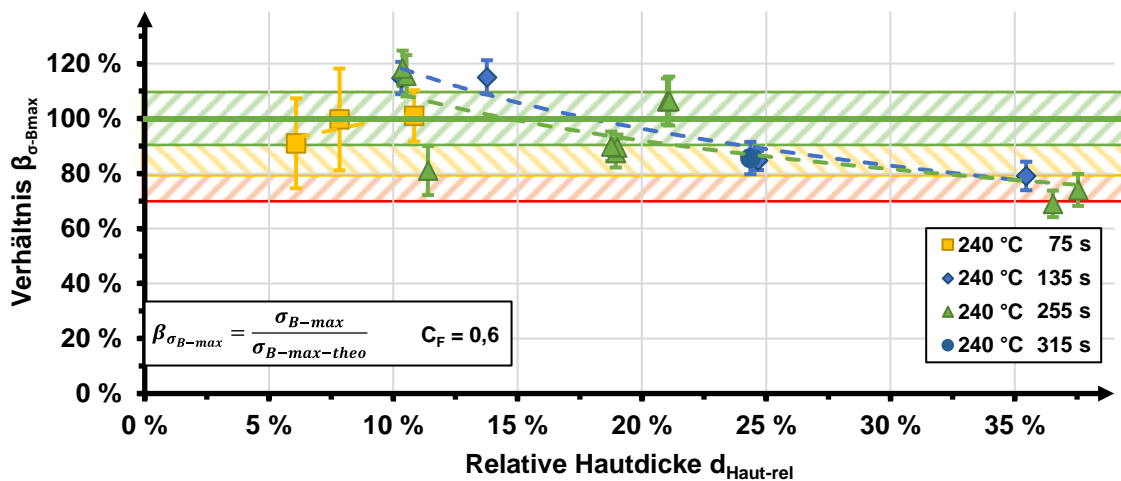


Abbildung 6.34: Einfluss der Prozessdauer auf die Biegefestigkeiten von Integralschäumen aus F50 Schaumhalbzeugen unterschiedlicher Ausgangsdicken

Während die Abschätzung des Biegemoduls für Integralschäume aus allen Schaumhalbzeugen nur mit der relativen Hautdicke und ohne Nutzung eines Korrekturfaktors erreicht werden kann, sind unterschiedliche Korrekturfaktoren für eine adäquate Abschätzung der Biegefestigkeit notwendig. Die Notwendigkeit des Korrekturfaktors für eine adäquate Abschätzung der theoretischen Biegefestigkeit gibt einen ersten Hinweis auf den Einfluss der Dichte Schaumhalbzeugs auf die resultierende Biegefestigkeit der Integralschäume. Insbesondere bei den ULTEM XP Schaumhalbzeugen zeigt sich ein signifikanter Unterschied, wobei ein Korrekturfaktor von $C_F = 0,4$ die Abschätzung der Biegefestigkeit von Integralschäume aus XP050-5,3 mm mit einer Dichte von $\rho_0 = 50 \text{ kg/m}^3$ erlaubt und für jene aus XP110-5 mm und einer Dichte von $\rho_0 = 118 \text{ kg/m}^3$ ein Anheben dieses Korrekturfaktors auf $C_F = 0,8$ notwendig ist.

Für Integralschäume aus geschlossenzelligen DIVINYCELL F Schaumhalbzeugen ist eine Anpassung dieses Korrekturfaktors nötig, jedoch unterscheiden sich die Werte von $C_F = 0,55$ für eine Ausgangsdichte von $\rho_0 = 45 \text{ kg/m}^3$ hin zu $C_F = 0,7$ für $\rho_0 = 90 \text{ kg/m}^3$.

6.9. Vergleich der entwickelten Integralschäume mit etablierten Prozessen und Methoden aus dem Stand der Technik

Abbildung 6.35 zeigt die Veränderung des Exponenten n der als Maß für die Ausnutzung des im Schaumhalbzeug verfügbaren Materials betrachtet werden kann. Durch die Kompaktierung und Verhautung kann dieser Exponent verringert und an einen Wert von $n = 1$ angenähert werden. Das bedeutet, dass die Effizienz der Materialausnutzung im Schaumhalbzeug durch die Transformation hin zu einem Integralschaum gegenüber dem Schaumhalbzeug homogener Dichte erhöht werden kann. Die erste Arbeitshypothese, dass die Ausnutzung des verfügbaren Materials durch die Transformation in einen Integralschaum effizienter erfolgt, wurde somit bestätigt.

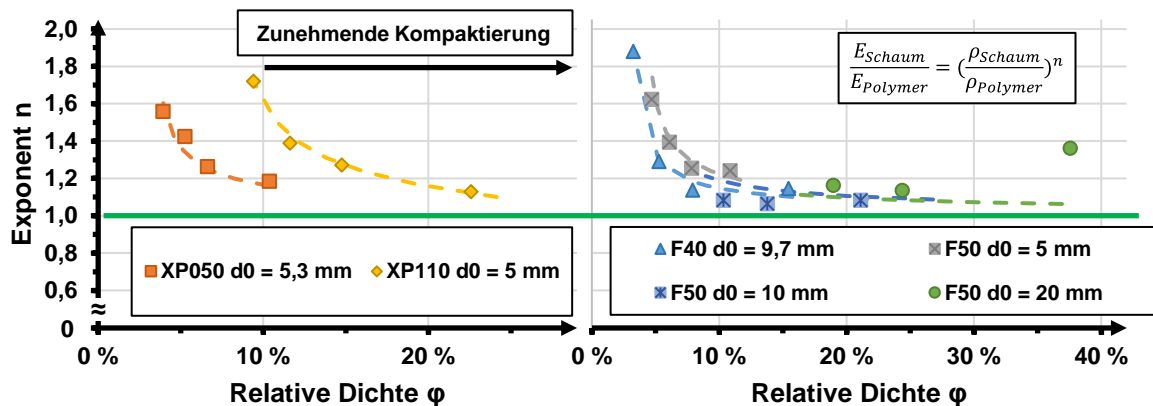


Abbildung 6.35: Veränderung des Exponenten n durch die Kompaktierung und Verhautung

Wie in Kapitel 2.7 beschrieben existiert eine Vielzahl an Prozessen für die Herstellung von Integralschäumen. Jedoch existieren Limitierungen für jede Prozessart die einen Bereich von weniger als $\varphi = 40 \%$ relativer Dichte für Integralschaumbauteile nur schwer zugänglich macht. Abbildung 6.36 setzt die relativen Dichten und die theoretischen relativen Hautdicken der Integralschäume, die im Rahmen dieser Arbeit hergestellt und untersucht wurden, in den Kontext der in der Literatur beschriebenen Eigenschaften von Integralschäumen aus Abbildung 2.22. Der im Rahmen dieser Arbeit entwickelte und beschriebene Heißpressprozess erlaubt nun die Erschließung des Bereichs durch die Verhautung von extrudierten Schaumhalbzeugen. Dadurch können

großflächige Bauteile, wie beispielsweise Seitenwandpaneele, aus Integralschaumhalbzeugen mit niedrigeren Gewichten, als es bisher möglich war, hergestellt werden. Die Veränderung der relativen Dichte aufgrund des Zusammenhangs zwischen der Kompaktierung und der Dichteerhöhung verläuft nahezu linear, weshalb die im Diagramm dargestellten Datenpunkte als obere Grenze angesehen werden können. Der Bereich unterhalb dieser Geraden kann durch die Kompaktierung und Verhautung von Schaumhalbzeugen mit einer höheren Ausgangsdichte, bspw. Divinycell F130, erschlossen werden, um die Validität des Modellierungsansatzes weiter zu bestätigen.

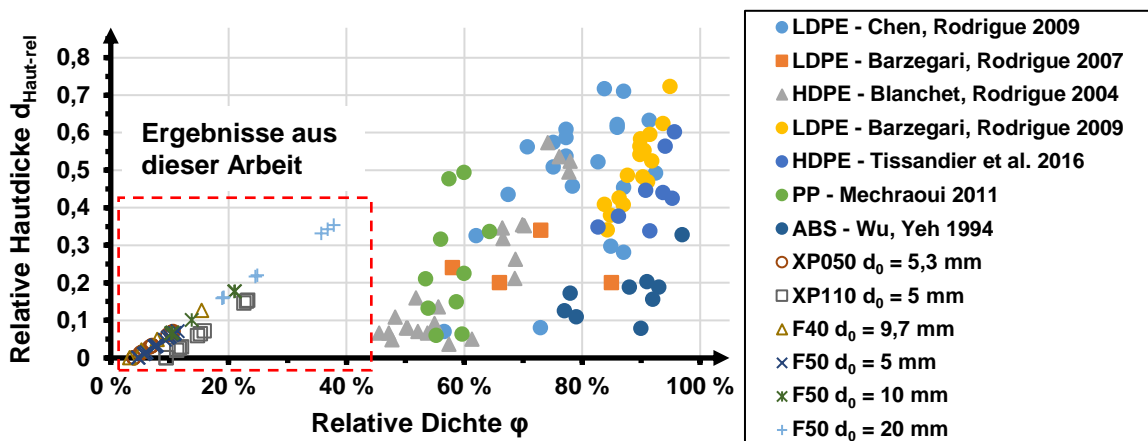


Abbildung 6.36: Vergleich zwischen den relativen Dichten und Hautdicken der entwickelten Integralschäume und Daten aus dem Stand der Technik [122,140,145,147,148,200,201]

6.10. Potenziale und Herausforderungen für die entwickelten Integralschäume im industrienahen Maßstab

Die Überführung der Prozessführung aus statischen Prozessen im Labormaßstab hin zu (semi-)kontinuierlichen Prozessen im industriellen Maßstab ist ein wichtiger Schritt um die entwickelten Integralschäume als Halbzeuge für die Verarbeitung hin zu schalenförmigen Bauteilen verfügbar zu machen. Die Transformation von Schaumhalbzeug hin zu Integralschaumplatten stellt lediglich eine Zwischenstufe für die Herstellung von schalenförmigen Bauteilen dar. Auf die Halbzeugherstellung im kontinuierlichen Prozess folgt daher die Überführung in die finale Bauteilgeometrie im Thermoformprozess wobei infrarote Strahlung als Wärmequelle eingesetzt werden kann.

Da die Werkzeuge in kontinuierlichen und semi-kontinuierlichen Heißpressen aus individuell temperierbaren Werkzeugzonen aufgebaut sind, erfährt das Halbzeug auf solchen Anlagen einen variothermen Temperatureinfluss und eine Kompaktierung und Verhautung mit aktivem Abkühlschritt. Basierend auf den Erkenntnissen aus den sta-

tischen Pressprozessen wurde die Kombination der Temperaturen für die Werkzeugzonen und der Vorschubgeschwindigkeiten so gewählt, dass die Verweildauer im Bereich mit der höchsten Temperatur für Halbzeuge mit einer Ausgangsdicke von $d_0 < 5,3$ mm einer Dauer von 180 Sekunden ($v_{\text{Vorschub}} = 10$ m/h) und bei einer Ausgangsdicke von $d_0 > 5,3$ mm einer Dauer von 300 Sekunden ($v_{\text{Vorschub}} = 5,5$ m/h) entspricht. Dadurch sollte eine ausreichende Dauer für die Kompaktierung und Verhautung gewährleistet werden. Abbildung 6.37 zeigt das Hauptwerkzeug der Intervallheißpresse, eine exemplarische Temperaturverteilung über die verschiedenen Werkzeugzonen sowie einen Temperatur- und Druckverlauf, das Schaumhalbzeug am Werkzeugeingang im offenen und geschlossenen Werkzeug und eine verhautete Integralschaumplatte.

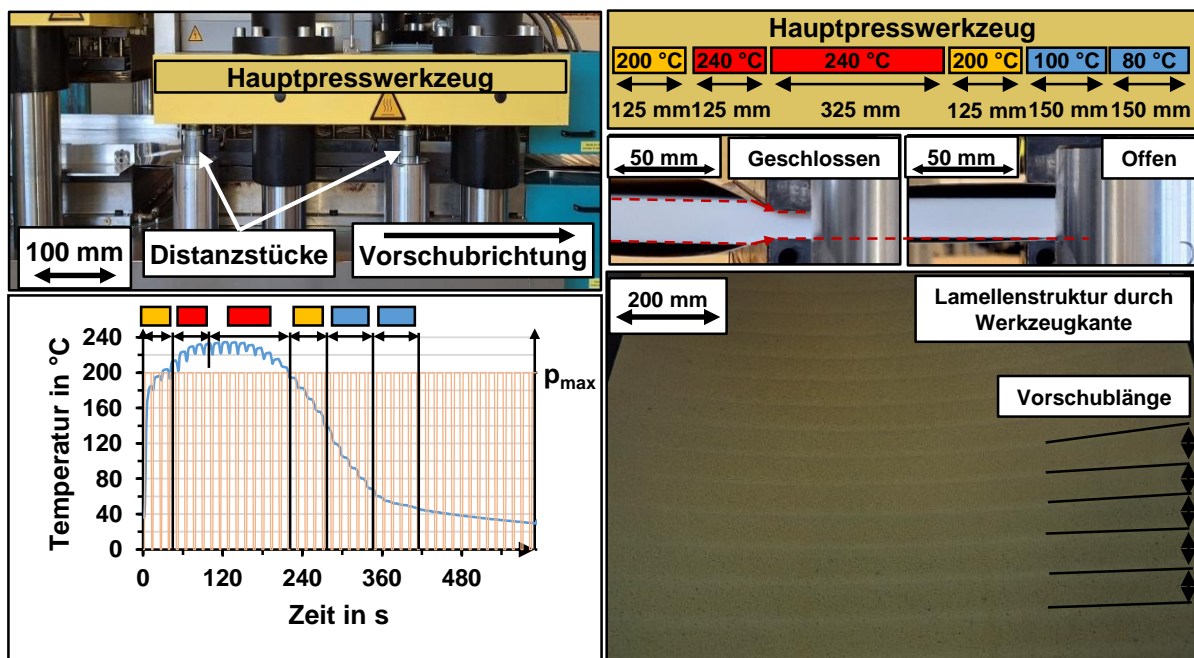


Abbildung 6.37: Intervallheißpresse mit Temperaturzoneneinstellung, Schaumhalbzeug beim Einzug in das Presswerkzeug (geöffneter und geschlossener Werkzeugstand) und Integralschaumhalbzeug mit Lamellenstruktur

Wie in Kapitel 2.5 beschrieben wird das Material auf einem Transportmedium, hier zwei Stahlbänder, durch sechs Werkzeugzonen transportiert und erfährt dabei eine definierte Temperaturveränderung. Die Verweildauer in der jeweiligen Werkzeugzone wird durch die Vorschubgeschwindigkeit eingestellt. Der Bereich mit der höchsten Werkzeugtemperatur wird als Referenz für die Einstellung der Prozessdauer und der notwendigen Vorschubgeschwindigkeit genutzt. Der Pressprozess auf einer Intervallheißpresse besteht aus der Wiederholung von zwei Prozessschritten. Im Pressschritt ist das Werkzeug für eine definierte Haltezeit geschlossen, die hydraulische Vorschubeinheit wird geöffnet und verfährt entgegen der Vorschubrichtung um die

Vorschublänge und schließt wieder. Im zweiten Schritt wird das Presswerkzeug geöffnet und die geschlossene Vorschubeinheit fährt in Vorschubrichtung auf die Ausgangsposition wodurch die Stahlbänder und das Halbzeug um die Vorschublänge durch das Werkzeug transportiert werden. Durch diese Bewegung entsteht ein Übergangsbereich am Werkzeugeingang, in dem das Schaumhalbzeug kompaktiert im Werkzeug verweilt und unmittelbar vor der Werkzeugkante unkompaktiert vorliegt. Durch diesen Zustand entsteht auf der Verhautung des Integralschaums ein charakteristisches Lamellenmuster, deren Abstand der Vorschublänge im Prozess entspricht. Die Ausprägung dieser Lamellen ist abhängig von der Ausgangsdicke des Halbzeugs und sie sind mit zunehmender Ausgangsdicke und der dadurch resultierenden Kompaktierung und Quetschung im Pressschritt stärker ausgeprägt. In der Abbildung kann erkannt werden, dass das Halbzeug an der Ober- und Unterseite am Werkzeugeingang kompaktiert wird. Dieses Verhalten sollte in künftigen Untersuchungen durch eine Werkzeuganpassung unterbunden werden. Abbildung 6.38 zeigt ein thermogeformtes Integralschaumbauteil auf Couponebene aus zwei unterschiedlichen Perspektiven um die Potenziale der Halbzeuge im Prozess aufzuzeigen.

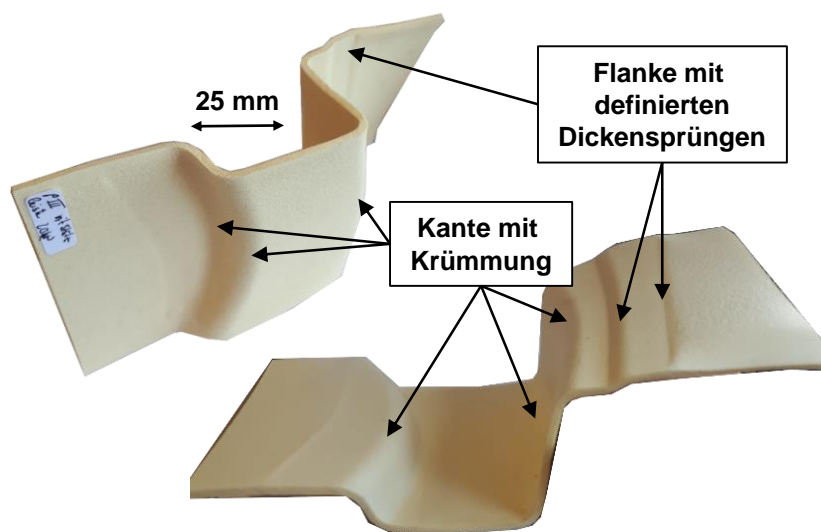


Abbildung 6.38: Thermogeformtes Integralschaumbauteil auf Couponebene

Die flächigen Integralschaumplatten können analog zu existierenden Halbzeugtechnologien, bspw. Organoblechen oder Tapepreforms, in einem Infratorstrahlerfeld erwärmt werden und anschließend in einer hydraulischen Umformpresse in die finale Bauteilgeometrie überführt werden. Nach der Erwärmung im IR-Strahlerfeld auf die Prozesstemperatur wird das Halbzeug in das kalte Umformwerkzeug transportiert und durch das Schließen des Presswerkzeugs mit einer hohen Geschwindigkeit wird die Werkzeuggeometrie abgeformt bevor das Material erstarrt. Das Presswerkzeug sollte

mit Distanzleisten ausgestattet sein, um eine definierte Kavität zu bieten und zu verhindern, dass die verbleibende zelluläre Struktur im Kern plastisch verformt wird. In künftigen Untersuchungen sollte der Zusammenhang zwischen den Prozessbedingungen und den mechanischen Eigenschaften des finalen Bauteils untersucht werden. Die umgeformten Bauteile weisen verschiedene Merkmale auf, die einen Vorteil gegenüber etablierten flächigen Halbzeugen bieten können. Beispielsweise können gekrümmte Strukturen einfach umgeformt werden. Die zelluläre Kernstruktur der Integralschaumhalbzeuge ermöglicht die lokale Verformung im Umformschritt und somit durch die Werkzeugkontur eingeprägte Dickensprünge.

Die in dieser Arbeit durchgeführten Untersuchungen stellen lediglich einen ersten Anstoß dar. Um die Eignung des Ansatzes nach einer linearen Mischungsregel weiter zu bestätigen, sollten Integralschäume aus weiteren Schaumhalbzeugen aus unterschiedlichen Polymeren (bspw. PMI oder PPSU), unterschiedlichen Ausgangsdichten im gesamten Bereich der extrudierten Schaumhalbzeuge aber auch weiteren Ausgangsdichten hergestellt werden um den gesamten Bereich der relativen Dichte und relativen Hautdicke abzudecken. Die Entwicklung einer geeigneten Prozessführung und die Anpassung bestehender Prozessumgebungen für eine (semi-)kontinuierliche Prozessführung, ist für den Erfolg dieses Ansatzes unabdingbar um die beschriebenen Herausforderungen zu überwinden. Nur dann können Integralschaumhalbzeuge mit den Abmessungen der angestrebten Seitenwandpaneele von 1300 mm · 1000 mm in einem kontinuierlichen Prozess hergestellt werden. Eine Untersuchung der Einflüsse im Thermoformprozess und die Beschreibung von Prozess-Eigenschafts-Beziehungen müssen durchgeführt werden, um Bauteile aus diesen Integralschaumhalbzeugen herzustellen, die das theoretisch optimale Eigenschaftsprofil erfüllen.

7. Zusammenfassung

Für die Beschreibung der Eigenschaftsveränderung durch ein theoretisches Modell und die Entwicklung eines Heißpressprozesses für die Herstellung von Integralschäumen aus thermoplastischen Schaumhalbzeugen wurden im Rahmen dieser Arbeit verschiedene Forschungsziele verfolgt. Das erste Forschungsziel war die Beschreibung eines theoretischen Modells, das die Abschätzung der Integralschaumeigenschaften basierend auf den Eigenschaften des Schaumhalbzeugs und des Ausgangspolymers ermöglicht. Dieses Ziel konnte durch die Beschreibung von zwei Modellen erreicht werden, die auf einem Ansatz nach einer linearen Mischungsregel basieren. Die Integralschaumstruktur kann mit der Ausgangs- und Zieldicke sowie der relativen Schaumdichte vorhergesagt werden. Die daraus abgeleitete relative Hautdicke, als Verhältnis der Verhautungsdicke zur Bauteildicke, kann als Faktor für die Abschätzung des Biegemoduls und der Biegefestigkeit des Integralschaumbauteils genutzt werden. Für die Abschätzung des Biegemoduls ist keine Modifikation der Berechnungsvorschrift durch einen Korrekturfaktor notwendig. Für die Abschätzung der Biegefestigkeit muss ein Korrekturfaktor C_F genutzt werden, um den Anteil der relativen Hautdicke anzupassen. Ein Vergleich der Biegefestigkeiten von Integralschäumen aus Schaumhalbzeugen unterschiedlicher Ausgangsdichte legt nahe, dass dieser Korrekturfaktor C_F von der Halbzeugdichte abhängt und mit ihr ansteigt. Das zweite Forschungsziel war die Entwicklung eines Heißpressprozesses zur Herstellung von flächigen thermoplastischen Integralschäumen mit einem optimalen Eigenschaftsprofil, die in einem Thermoformprozess zu schalenförmigen Bauteilen umgeformt werden können. Dieses Ziel konnte durch die Nutzung einer isochoren Prozessführung in zwei Prozessschritten erreicht werden. Je Prozessschritt wurde eine Oberfläche des Schaumhalbzeugs verhautet. Jedoch musste die Werkzeugtemperierung aufgrund von Fehlbildungen an Halbzeugen mit theoretischen Hautdicken von mehr als $d_{\text{Haut-theo}} = 250 \mu\text{m}$ in einer einzelnen Verhautung von einer isothermen in eine variotherme Temperaturführung überführt werden. Durch diese variotherme Werkzeugtemperierung war es möglich, DIVINYCELL F90 Schaumhalbzeug mit Ausgangsdicken von $d_0 = 15 \text{ mm}$ und $d_0 = 20 \text{ mm}$ auf eine Dicke von $d_{\text{Bauteil}} = 4,6 \text{ mm}$ und $d_{\text{Bauteil}} = 4,1 \text{ mm}$ in zwei Prozessschritten zu kompaktieren und zu verhauten. Eine Überführung der Prozessführung aus dem statischen Pressprozess im Labormaßstab in einen semi-kontinuierlichen Prozess im industrienahe Maßstab war möglich, jedoch wurde aufgrund des scharfen Übergangs am Werkzeugeingang ein Lamellenmuster, deren Abstand der Vorschublänge entspricht,

in die Verhautung eingepreßt. Dieser Effekt ist umso stärker ausgeprägt, je höher die Ausgangsdicke des Schaumhalbzeugs und die Kompaktierung auf die Zieldicke in einem Prozessschritt war. Durch die Entwicklung der beiden theoretischen Modelle können optimale theoretische Biegeeigenschaften abgeschätzt werden, die es zusammen mit empirisch bestimmten Biegeeigenschaften ermöglichen, eine optimierte Prozessführung zu definieren. Dazu gilt zu erwähnen, dass die Werkzeugtemperatur über die Glasübergangstemperatur der amorphen Polymere mit einem hinreichenden Abstand von mindestens 18 K liegen sollte, um ein geschwindigkeitsabhängiges Kompaktierverhalten zu unterdrücken und eine vollständige Integrierung der kompaktierten Schaumzellen in die Verhautung zu erlauben. Für die untersuchten DIVINYCELL F Schaumhalbzeuge mit einem T_g von $222\text{ °C} < T_g < 225\text{ °C}$ sollte eine Werkzeugtemperatur von mindestens 240 °C eingestellt werden. Für SABIC ULTEM FOAM XP Schaumhalbzeuge mit $T_g = 217\text{ °C}$ sollte eine Werkzeugtemperatur von mindestens 235 °C eingestellt werden. Als Prozessdruck kann ein Wert eingestellt werden, der $p_{\max} = 80\% \sigma_{pl}^*$ der Druckfestigkeit entspricht, um die Kompaktierung auf die Zieldicke zu ermöglichen und zu vermeiden, dass der verbleibende Schaumkern plastisch verformt wird. Die Betrachtung von Schaumhalbzeugen mit unterschiedlichen Eigenschaften erlaubte die Bestätigung der zweiten Arbeitshypothese. Dabei konnte gezeigt werden, dass sowohl Ausgangsdicke aber auch die Ausgangsdichte einen Einfluss auf die Verhautungsdicke bei gleicher Bauteildicke ausübt. Die Zellstruktur (offen- oder geschlossenzellig) übt einen Einfluss auf die Verteilung des Materials innerhalb einer Einheitszelle aus und beeinflusst somit die Ausprägung der Verhautung in Proben-schliffen. Es wurde festgestellt, dass die Ausgangsdichte und somit die Kerndichte im Integralschaum einen Einfluss auf die Biegefestigkeit ausübt und deshalb bei der Bauteilauslegung und Halbzeugauswahl berücksichtigt werden muss. Weiterhin wurde die dritte Hypothese bestätigt und gezeigt, dass die Prozessführung und dabei insbesondere die Kombination aus der Werkzeugtemperatur und der Prozessdauer für die Erreichung eines optimierten Eigenschaftsprofils berücksichtigt werden müssen. Durch die Kompaktierung und Verhautung steigt auch die Schaumdichte. Es konnte gezeigt werden, dass durch die Transformation von Schäumen mit einer homogenen Dichte hin zu Integralschäumen auch die Effizienz der Materialausnutzung zunimmt, wodurch die erste Hypothese bestätigt werden kann. Dieses Verhalten wurde basierend auf dem Exponenten n der das Verhältnis aus der relativen Dichte und den relativen mechanischen Eigenschaften beschrieben.

Literaturverzeichnis

- [1] B.G. Falzon, R.S. Pierce, Thermosetting Composite Materials in Aerostructures, in: S. Pantelakis, K. Tserpes (Eds.), *Revolutionizing Aircraft Materials and Processes*, Springer International Publishing, Cham, 2020: pp. 57–86. https://doi.org/10.1007/978-3-030-35346-9_3.
- [2] P.J. Mistry, M.S. Johnson, U.I.K. Galappaththi, Selection and ranking of rail vehicle components for optimal lightweighting using composite materials, *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part F: Journal of Rail and Rapid Transit* (2020). <https://doi.org/10.1177/0954409720925685>.
- [3] G. Marsh, Elsevier, Can trains be half plastic? (Part 1) - *Materials Today*, (2021). <https://www.materialstoday.com/composite-processing/features/can-trains-be-half-plastic-part-1/>.
- [4] C.V. dos Santos, D.R. Leiva, F.R. Costa, J.A.R. Gregolin, Materials Selection for Sustainable Executive Aircraft Interiors, *Mat. Res.* 19 (2016) 339–352. <https://doi.org/10.1590/1980-5373-MR-2015-0290>.
- [5] Phenoplaste (PF) | Alles was Sie über die Duroplasten wissen sollten, *Kunststoffe: Nachrichten, Stellenmarkt, Produkte Für Die Kunststoffindustrie | Kunststoffe.De* (n.d.). <https://www.kunststoffe.de/a/grundlagenartikel/phenoplaste-pf-285582> (accessed March 3, 2023).
- [6] L.D. McGarva, B.T. Åström, Experimental investigation of compression moulding of glass/PA12-PMI foam core sandwich components, *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 30 (1999) 1171–1185. [https://doi.org/10.1016/S1359-835X\(99\)00028-7](https://doi.org/10.1016/S1359-835X(99)00028-7).
- [7] H.F. Seibert, Applications for PMI foams in aerospace sandwich structures, *Reinforced Plastics* 50 (2006) 44–48. [https://doi.org/10.1016/S0034-3617\(06\)70873-6](https://doi.org/10.1016/S0034-3617(06)70873-6).
- [8] M. Barile, L. Lecce, M. Iannone, S. Pappadà, P. Roberti, Thermoplastic Composites for Aerospace Applications, in: S. Pantelakis, K. Tserpes (Eds.), *Revolutionizing Aircraft Materials and Processes*, Springer International Publishing, Cham, 2020: pp. 87–114. https://doi.org/10.1007/978-3-030-35346-9_4.
- [9] D.R. Moore, J.C. Seferis, Intrinsic characterization of continuous fibre reinforced thermoplastic composites-I: Toughness characterization of carbon fibre/polyether ether ketone (CF/PEEK) laminates, *Pure and Applied Chemistry* 63 (1991) 1609–1625. <https://doi.org/10.1351/pac199163111609>.
- [10] V. Altstädt, F. Diedrichs, T. Lenz, H. Bardenhagen, D. Jarnot, Polymer Foams as Core Materials in Sandwich Laminates (Comparison with Honeycomb), *Polymers and Polymer Composites* 6 (1998) 295–304. <https://doi.org/10.1177/147823919800600506>.
- [11] H. Martens, D. Goldmann, Recycling von Kunststoffen, in: H. Martens, D. Goldmann (Eds.), *Recyclingtechnik: Fachbuch für Lehre und Praxis*, Springer Fachmedien, Wiesbaden, 2016: pp. 271–324. https://doi.org/10.1007/978-3-658-02786-5_7.
- [12] P. Orth, J. Bruder, M. Rink, Verwertung von Kunststoffabfällen, in: P. Orth, J. Bruder, M. Rink (Eds.), *Kunststoffe im Kreislauf: Vom Recycling zur Rohstoffwende*, Springer Fachmedien, Wiesbaden, 2022: pp. 103–122. https://doi.org/10.1007/978-3-658-37814-1_9.
- [13] J. Woidasky, E. Seiler, F. Henning, M.-A. Wolf, M. Harsch, Kunststoffe und Bauteile – Umwelt und Recycling, in: P. Eyerer, H. Schüle, P. Elsner (Eds.), *Polymer Engineering 3: Werkstoff- und Bauteilprüfung, Recycling, Entwicklung*, Springer,

- Berlin, Heidelberg, 2020: pp. 89–139. https://doi.org/10.1007/978-3-662-59839-9_2.
- [14] O. Skawinski, C. Binetruy, P. Krawczak, J. Grando, E. Bonneau, All-Thermoplastic Composite Sandwich Panels – Part I: Manufacturing and Improvement of Surface Quality, *Jnl of Sandwich Structures & Materials* 6 (2004) 399–421. <https://doi.org/10.1177/1099636204040094>.
- [15] J. Nowacki, P. Mitschang, M. Neitzel, E.A. Lehner, F. Hoecker, Potenzial für Serienfertigung: Thermoplastische Sandwich-Strukturbauteile in einem Schritt geformt, *Kunststoffe* (2001) 92–95.
- [16] M. Neitzel, P. Mitschang, U. Breuer, *Handbuch Verbundwerkstoffe: Werkstoffe, Verarbeitung, Anwendung*, Carl Hanser Fachbuchverlag, 2014.
- [17] A.R. Offringa, Thermoplastic composites—rapid processing applications, *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 27 (1996) 329–336. [https://doi.org/10.1016/1359-835X\(95\)00048-7](https://doi.org/10.1016/1359-835X(95)00048-7).
- [18] M.-Y. Lyu, T.G. Choi, Research trends in polymer materials for use in lightweight vehicles, *Int. J. Precis. Eng. Manuf.* 16 (2015) 213–220. <https://doi.org/10.1007/s12541-015-0029-x>.
- [19] J. Grünewald, P. Parlevliet, V. Altstädt, Manufacturing of thermoplastic composite sandwich structures: A review of literature, *Journal of Thermoplastic Composite Materials* 30 (2017) 437–464. <https://doi.org/10.1177/0892705715604681>.
- [20] L.J. Gibson, M.F. Ashby, *Cellular solids: Structure and properties*, Second edition, Cambridge University Press, Cambridge, 1997. <https://doi.org/10.1017/CBO9781139878326>.
- [21] H. Weber, I. De Grave, E. Röhrli, V. Altstädt, Foamed Plastics, in: Wiley-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA (Ed.), *Ullmann's Encyclopedia of Industrial Chemistry*, Wiley-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, Weinheim, Germany, 2016: pp. 1–54. https://doi.org/10.1002/14356007.a11_435.pub2.
- [22] O. Rozant, P.-E. Bourban, J.-A.E. Manson, Manufacturing of three dimensional sandwich parts by direct thermoforming, *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 32 (2001) 1593–1601. [https://doi.org/10.1016/S1359-835X\(00\)00184-6](https://doi.org/10.1016/S1359-835X(00)00184-6).
- [23] O. Rozant, P.-E. Bourban, J.-A.E. Manson, J.-M. Drezet, Pre-Heating of Thermoplastic Sandwich Materials for Rapid Thermoforming, *Journal of Thermoplastic Composite Materials* 13 (2000) 510–523. <https://doi.org/10.1106/55B0-K757-FJA4-L1NK>.
- [24] L. Sorrentino, M. Aurilia, S. Iannace, Polymeric foams from high-performance thermoplastics, *Advances in Polymer Technology* 30 (2011) 234–243. <https://doi.org/10.1002/adv.20219>.
- [25] H. Sun, G.S. Sur, J.E. Mark, Microcellular foams from polyethersulfone and polyphenylsulfone: Preparation and mechanical properties, *European Polymer Journal* 38 (2002) 2373–2381. [https://doi.org/10.1016/S0014-3057\(02\)00149-0](https://doi.org/10.1016/S0014-3057(02)00149-0).
- [26] J. Li, Z. Chen, X. Wang, T. Liu, Y. Zhou, S. Luo, Cell morphology and mechanical properties of microcellular mucell® injection molded polyetherimide and polyetherimide/fillers composite foams, *J. Appl. Polym. Sci.* 130 (2013) 4171–4181. <https://doi.org/10.1002/app.39698>.
- [27] D. Miller, P. Chatchaisucha, V. Kumar, Microcellular and nanocellular solid-state polyetherimide (PEI) foams using sub-critical carbon dioxide I. Processing and structure, *Polymer* 50 (2009) 5576–5584. <https://doi.org/10.1016/j.polymer.2009.09.020>.

- [28] L. Cafiero, O. Alfano, M. Iannone, F. Esposito, S. Iannace, L. Sorrentino, Microcellular foams from PEEK/PEI miscible blends, in: Author(s), 2016: p. 090009. <https://doi.org/10.1063/1.4965568>.
- [29] L. Sorrentino, L. Cafiero, S. Iannace, Foams from high performance thermoplastic PEN/PES blends with expanded graphite, in: American Institute of Physics, 2014: pp. 358–361. <https://doi.org/10.1063/1.4873800>.
- [30] A. Aghili, M.R. Kamrani, Preparation of polyethersulfone / graphene oxide microcellular foam using supercritical CO₂, in: A.D. Pogrebnyak (Ed.), Proceedings of the 2017 IEEE 7th International Conference on Nanomaterials: Applications & Properties (NAP-2017): Zatoka, Ukraine, September 10-15, 2017, IEEE, Piscataway, NJ, 2017: pp. 0307-1-0307–4. <https://doi.org/10.1109/NAP.2017.8190256>.
- [31] E.E. Saenz, L.A. Carlsson, A.M. Karlsson, In situ analysis of fatigue crack propagation in polymer foams, *Engineering Fracture Mechanics* 101 (2013) 23–32. <https://doi.org/10.1016/j.engfracmech.2012.10.009>.
- [32] E.E. Saenz, L.A. Carlsson, G.C. Salivar, A.M. Karlsson, Fatigue crack propagation in polyvinylchloride and polyethersulfone polymer foams, *Jnl of Sandwich Structures & Materials* 16 (2014) 42–65. <https://doi.org/10.1177/1099636213505304>.
- [33] K. Vanden Bosche, Y. Mosleh, B. Depreitere, J. Vander Sloten, I. Verpoest, J. Ivens, Anisotropic polyethersulfone foam for bicycle helmet liners to reduce rotational acceleration during oblique impact, *Proc Inst Mech Eng H* 231 (2017) 851–861. <https://doi.org/10.1177/0954411917711201>.
- [34] F. Henning, E. Moeller, *Handbuch Leichtbau: Methoden, Werkstoffe, Fertigung*, Hanser, München, 2011. <https://doi.org/10.3139/9783446428911>.
- [35] C. Trassl, V. Altstädt, P. Schreier, Concepts for particle foam based ultralight automotive interior parts, in: American Institute of Physics, 2014: pp. 354–357. <https://doi.org/10.1063/1.4873799>.
- [36] A. Petras, *Design of Sandwich Structures*, Thesis, University of Cambridge, 1999. <https://doi.org/10.17863/CAM.13989>.
- [37] G. Lampeas, *Cellular and Sandwich Materials*, in: S. Pantelakis, K. Tserpes (Eds.), *Revolutionizing Aircraft Materials and Processes*, Springer International Publishing, Cham, 2020: pp. 137–162. https://doi.org/10.1007/978-3-030-35346-9_6.
- [38] W. Ma, *Sandwich Structural Composites: Theory and Practice*, Taylor & Francis Group, Milton, 2022. <https://doi.org/10.1201/9781003035374>.
- [39] D. Zenkert, *An Introduction to Sandwich Structures*, Engineering Materials Advisory Services, 1995.
- [40] 4.8mm Cell 48kg/m³ Nomex Honeycomb Core; 5mm, 10mm - Easy Composites, (n.d.). <https://www.easycomposites.eu/5mm-48kg-nomex-honeycomb> (accessed February 20, 2024).
- [41] fskvsv, *Materialeigenschaften von Melaminharzschaum*, Melaminharzschaum - Schaumstoff aus Melaminharz (n.d.). <https://www.melaminharzschaum.de/materialeigenschaften-von-melaminharzschaum/> (accessed February 20, 2024).
- [42] M. Sauceau, J. Fages, A. Common, C. Nikitine, E. Rodier, New challenges in polymer foaming: A review of extrusion processes assisted by supercritical carbon dioxide, *Progress in Polymer Science* 36 (2011) 749–766. <https://doi.org/10.1016/j.progpolymsci.2010.12.004>.
- [43] N.C. Hilyard, A. Cunningham, *Low density cellular plastics: physical basis of behaviour*, Chapman and Hall, London Glasgow Weinheim [etc.], 1994.

- [44] D. Klempner, K.C. Frisch, eds., *Handbook of polymeric foams and foam technology*, Hanser ; Distributed in U.S.A. and Canada by Oxford University Press, Munich ; New York : New York, 1991.
- [45] J. Meuchelböck, D. Raps, A. Brückner, V. Altstädt, H. Ruckdäschel, Flexural fatigue behaviour and damage mechanism of polystyrene bead foams—Influence of the foam density, *International Journal of Fatigue* 180 (2024) 108095. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2023.108095>.
- [46] C. Okolieocha, D. Raps, K. Subramaniam, V. Altstädt, Microcellular to nanocellular polymer foams: Progress (2004–2015) and future directions – A review, *European Polymer Journal* 73 (2015) 500–519. <https://doi.org/10.1016/j.eurpolymj.2015.11.001>.
- [47] B.C. Wendle, New Developments In Structural Foam, *Journal of Cellular Plastics* 6 (1970) 119–124. <https://doi.org/10.1177/0021955X7000600303>.
- [48] G.C. Kiessling, Extruded Structural Foam, *Journal of Cellular Plastics* 12 (1976) 337–341. <https://doi.org/10.1177/0021955X7601200607>.
- [49] A.H. Landrock, THERMOPLASTIC FOAMS, in: *Handbook of Plastic Foams*, Elsevier, 1995: pp. 221–245. <https://doi.org/10.1016/B978-081551357-5.50005-X>.
- [50] P.R. Hornsby, Thermoplastics structural foams Part 1, *Materials & Design* 3 (1982) 354–362. [https://doi.org/10.1016/0261-3069\(82\)90098-X](https://doi.org/10.1016/0261-3069(82)90098-X).
- [51] S.-T. Lee, N.S. Ramesh, eds., *Polymeric foams: mechanisms and materials*, CRC Press, Boca Raton, 2004.
- [52] S.-T. Lee, C.B. Park, *Foam Extrusion: Principles and Practice*, Second Edition, CRC Press, 2014.
- [53] V. Altstädt, A. Mantey, *Thermoplast-Schaumspritzgießen*, Hanser, München, 2011.
- [54] R. Banerjee, S.S. Ray, Foamability and Special Applications of Microcellular Thermoplastic Polymers: A Review on Recent Advances and Future Direction, *Macromol. Mater. Eng.* 305 (2020) 2000366. <https://doi.org/10.1002/mame.202000366>.
- [55] F.J. LaVoie, Structural Foam in the Transportation Industry, *Journal of Cellular Plastics* 12 (1976) 320–321. <https://doi.org/10.1177/0021955X7601200602>.
- [56] B. Simond, Rigid Foam Markets in Europe, *Journal of Cellular Plastics* 1 (1965) 229–233. <https://doi.org/10.1177/0021955X6500100129>.
- [57] VDI-Gesellschaft Kunststofftechnik, ed., *Thermoplastische Partikelschaumstoffe: aktueller Stand und Perspektiven*, VDI-Verl, Düsseldorf, 1996.
- [58] J.L. Throne, *The Newer Structural Foam Techniques*, (1975). <https://doi.org/10.1177/0021955X7601200502>.
- [59] R.K. Traeger, Physical Properties of Rigid Polyurethane Foams, *Journal of Cellular Plastics* 3 (1967) 405–418. <https://doi.org/10.1177/0021955X6700300906>.
- [60] J.L. Throne, R.G. Griskey, Structural thermoplastic foam? A low energy processed material, *Polym Eng Sci* 15 (1975) 747–756. <https://doi.org/10.1002/pen.760151007>.
- [61] R.G. Angell, The Structural Foam Molding Process, *Journal of Cellular Plastics* 3 (1967) 490–496. <https://doi.org/10.1177/0021955X6700301102>.
- [62] E.A. Egli, Design Properties of Structural Foam, *Journal of Cellular Plastics* 8 (1972) 245–249. <https://doi.org/10.1177/0021955X7200800504>.
- [63] D.R. Moore, M.J. Iremonger, The Prediction of the Flexural Rigidity of Sandwich Foam Mouldings, *Journal of Cellular Plastics* 10 (1974) 230–236. <https://doi.org/10.1177/0021955X7401000505>.

- [64] ROHACELL® - Evonik Industries, (n.d.). <https://history.evonik.com/en/inventions/rohacell> (accessed July 9, 2023).
- [65] ROHACELL® PMI foam for your application and process - Evonik Industries, (n.d.). <https://performance-foams.evonik.com/en/products-and-solutions/rohacell> (accessed July 9, 2023).
- [66] S. Costeux, L. Zhu, Low density thermoplastic nanofoams nucleated by nanoparticles, *Polymer* 54 (2013) 2785–2795. <https://doi.org/10.1016/j.polymer.2013.03.052>.
- [67] S.K. Goel, E.J. Beckman, Generation of microcellular polymeric foams using supercritical carbon dioxide. I: Effect of pressure and temperature on nucleation, *Polym. Eng. Sci.* 34 (1994) 1137–1147. <https://doi.org/10.1002/pen.760341407>.
- [68] S.K. Goel, E.J. Beckman, Generation of microcellular polymeric foams using supercritical carbon dioxide. II: Cell growth and skin formation, *Polym. Eng. Sci.* 34 (1994) 1148–1156. <https://doi.org/10.1002/pen.760341408>.
- [69] V. Kumar, J.E. Weller, A model for the unfoamed skin on microcellular foams, *Polym Eng Sci* 34 (1994) 169–173. <https://doi.org/10.1002/pen.760340302>.
- [70] B. Notario, J. Pinto, M.A. Rodríguez-Pérez, Towards a new generation of polymeric foams: PMMA nanocellular foams with enhanced physical properties, *Polymer* 63 (2015) 116–126. <https://doi.org/10.1016/j.polymer.2015.03.003>.
- [71] M. Altan, Thermoplastic Foams: Processing, Manufacturing, and Characterization, in: N. Cankaya (Ed.), *Recent Research in Polymerization*, InTech, 2018. <https://doi.org/10.5772/intechopen.71083>.
- [72] J. Hausen, *Chemie und Chemie-Bedarf. auf der Technischen Messe Hannover 1954*, *Chemie Ingenieur Technik* 26 (1954) 357–379. <https://doi.org/10.1002/cite.330260702>.
- [73] D. Raps, N. Hossieny, C.B. Park, V. Altstädt, Past and present developments in polymer bead foams and bead foaming technology, *Polymer* 56 (2015) 5–19. <https://doi.org/10.1016/j.polymer.2014.10.078>.
- [74] J. Kuhnigk, T. Standau, D. Dörr, C. Brütting, V. Altstädt, H. Ruckdäschel, Progress in the development of bead foams – A review, *Journal of Cellular Plastics* 58 (2022) 707–735. <https://doi.org/10.1177/0021955X221087603>.
- [75] D.J. Fossey, C.H. Smith, K.B. Wischmann, A New Potting Material — Expandable Polystyrene Bead Foam, *Journal of Cellular Plastics* 13 (1977) 347–353. <https://doi.org/10.1177/0021955X7701300510>.
- [76] M. Weinbrenner, R. Weber, T. Neumeyer, V. Altstädt, Influence of foam density on burning behavior of polymer bead foams, *Journal of Applied Polymer Science* 139 (2022) 51558. <https://doi.org/10.1002/app.51558>.
- [77] Sandwichkonzepte auf Basis thermoplastischer Partikelschäume, *PLASTVERARBEITER* (n.d.). <https://www.plastverarbeiter.de/verarbeitungsverfahren/sandwichkonzepte-auf-basis-thermoplastischer-partikelschaeume.html> (accessed February 8, 2024).
- [78] BASF entwickelt Ultramid® Partikelschaum für breites Anwendungsspektrum, (2019). <https://www.basf.com/at/de/products/plastics-rubber/fairs/basf---k-2019-empowering-the-future-together-/news/basf-develops-ultramid--particle-foam-for-a-wide-range-of-applic.html> (accessed March 3, 2023).
- [79] U. Biernat, BASF entwickelt weltweit ersten Partikelschaumstoff auf Basis von Polyethersulfon, Ludwigshafen, 2018. <https://www.basf.com/global/de/media/news-releases/2018/09/p-18-312.html>.
- [80] H. Muller-Tamm, The Manufacture and Use of Polystyrene Foams, *Journal of Cellular Plastics* 1 (1965) 58–61. <https://doi.org/10.1177/0021955X6500100109>.

- [81] K. Schneider, C. Ott, D. Drummer, Simulative study of polymeric core–shell foam particles for the enlargement of the material portfolio in 3-D high-frequency welding, *Polymer Engineering & Science* 62 (2022) 486–496. <https://doi.org/10.1002/pen.25861>.
- [82] K. Schneider, T. Kleffel, D. Drummer, RF Welding of Dielectric Lossless Foam Particles by the Application of a Dielectric Heatable Coating with High Recycling Potential, *Polymers* 15 (2023) 3950. <https://doi.org/10.3390/polym15193950>.
- [83] K. Schneider, B. Gothe, M. Drexler, J. Siltamaeki, H. Weiger, A. Seefried, D. Drummer, The effect of dielectric and thermal properties of plastic mold materials on the high frequency welding of three-dimensional foam components, *Polymer Engineering & Science* 62 (2022) 3400–3411. <https://doi.org/10.1002/pen.26112>.
- [84] M. Dippold, C. Töpfer, H. Ruckdäschel, Influence of dielectric properties of polybutylene terephthalate and respective foam beads on process behavior in radio-frequency welding, *Journal of Applied Polymer Science* 141 (2024) e54988. <https://doi.org/10.1002/app.54988>.
- [85] C. Fan, C. Wan, F. Gao, C. Huang, Z. Xi, Z. Xu, L. Zhao, T. Liu, Extrusion foaming of poly(ethylene terephthalate) with carbon dioxide based on rheology analysis, *Journal of Cellular Plastics* 52 (2016) 277–298. <https://doi.org/10.1177/0021955X14566085>.
- [86] K.W. Suh, C.P. Park, M.J. Maurer, M.H. Tusim, R. Genova, R. Broos, D.P. Sophiaea, Lightweight Cellular Plastics, *Adv. Mater.* 12 (2000) 1779–1789. [https://doi.org/10.1002/1521-4095\(200012\)12:23<1779::AID-ADMA1779>3.0.CO;2-3](https://doi.org/10.1002/1521-4095(200012)12:23<1779::AID-ADMA1779>3.0.CO;2-3).
- [87] Schaumextrusionsanlagen, (n.d.). <https://www.kraussmaffei.com/de/unsere-produkte> (accessed July 9, 2023).
- [88] K.S. Hyun, H.N. Patel, Structural Foam Extrusion I. High Density Polystyrene Foam Process, *Journal of Cellular Plastics* 11 (1975) 203–206. <https://doi.org/10.1177/0021955X7501100403>.
- [89] Francois Brard and George C. Kiessling, F. Brard, G.C. Kiessling, Extruded Structural Foam Profiles: Structure vs Properties, *Journal of Cellular Plastics* 13 (1977) 388–392. <https://doi.org/10.1177/0021955X7701300602>.
- [90] F.A. Shutov, *Integral/Structural Polymer Foams: Technology, Properties and Applications*, Springer Berlin Heidelberg, Berlin, Heidelberg, 1986. <https://doi.org/10.1007/978-3-662-02486-7>.
- [91] C.D. Han, Y.W. Kim, K.D. Malhotra, A study of foam extrusion using a chemical blowing agent, *Journal of Applied Polymer Science* 20 (1976) 1583–1595. <https://doi.org/10.1002/app.1976.070200615>.
- [92] L.M. Zwolinski, Advances in the Extrusion of Thermoplastic Foams, *Journal of Cellular Plastics* 12 (1976) 34–40. <https://doi.org/10.1177/0021955X7601200104>.
- [93] C.P. Parky, G.A. Garcia, Development of Polypropylene Plank Foam Products, *Journal of Cellular Plastics* 38 (2002) 219–228. <https://doi.org/10.1177/0021955X02038003268>.
- [94] S. Semerdjiev, New Structural Foam Molding Process offers Improved Surface Appearance, *Journal of Cellular Plastics* 12 (1976) 118–123. <https://doi.org/10.1177/0021955X7601200207>.
- [95] H. Traut, H. Wobbe, *Physikalischer Schaumspritzguss: Grundlagen für den industriellen Leichtbau*, Hanser, München, 2023.
- [96] J.W.S. Lee, *Investigation of Foaming Behaviors in Injection Molding Using Mold Pressure Profile*, University of Toronto, 2009.

- [97] M. Tromm, Controlling cellular structure in thermoplastic foam injection molding – influence of processing and mold technologies, Universität Kassel, 2020. <https://doi.org/10.17170/kobra-202008261646>.
- [98] J.F. Zappala, Structural Foam ABS, *Journal of Cellular Plastics* 7 (1971) 309–312. <https://doi.org/10.1177/0021955X7100700604>.
- [99] H. MacMillan, High Pressure Structural Foam, *Journal of Cellular Plastics* 15 (1979) 223–226. <https://doi.org/10.1177/0021955X7901500406>.
- [100] J.L. Throne, Structural Foam Molding Parameters, (1975). <https://doi.org/10.1177/0021955X7601200306>.
- [101] P.R. Hornsby, Thermoplastics Structural Foams Part 2, *Materials & Design* 3 (1982). [https://doi.org/10.1016/0261-3069\(82\)90110-8](https://doi.org/10.1016/0261-3069(82)90110-8).
- [102] H. Eckardt, K. Alex, Structural and coinjection foam molding, *Adv. Polym. Technol.* 1 (1981) 40–49. <https://doi.org/10.1002/adv.1981.060010207>.
- [103] W. Meyer, New Structural Foam Developments in Europe, *Journal of Cellular Plastics* 15 (1979) 91–98. <https://doi.org/10.1177/0021955x7901500203>.
- [104] A.K. Bledzki, H. Kirschling, M. Rohleder, A. Chate, Correlation between injection moulding processing parameters and mechanical properties of microcellular polycarbonate, *Journal of Cellular Plastics* 48 (2012) 301–340. <https://doi.org/10.1177/0021955X12441193>.
- [105] N. Turner, G. Koski, New Developments in Structural Foam Processing, *Journal of Cellular Plastics* 17 (1981) 89–93. <https://doi.org/10.1177/0021955X8101700202>.
- [106] J.R. Thomas, The Farrel High Pressure Structural Foam Process: Advances in Large Part Technology, *Journal of Cellular Plastics* 17 (1981) 148–151. <https://doi.org/10.1177/0021955X8101700303>.
- [107] S. Wong, J.W.S. Lee, H.E. Naguib, C.B. Park, Effect of Processing Parameters on the Mechanical Properties of Injection Molded Thermoplastic Polyolefin (TPO) Cellular Foams, *Macromolecular Materials and Engineering* 293 (2008) 605–613. <https://doi.org/10.1002/mame.200700362>.
- [108] Y. Ding, M.H. Hassan, O. Bakker, S. Hinduja, P. Bártolo, A Review on Microcellular Injection Moulding, *Materials* 14 (2021) 4209. <https://doi.org/10.3390/ma14154209>.
- [109] A Guide to the Mucell Microcellular Foam Injection Molding Process - T Series, (2015).
- [110] MuCell® Technology, Trexel Inc. (n.d.). <https://trexel.com/technology-solutions/mucell/> (accessed August 3, 2023).
- [111] L.J. Hyde, L.A. Kishbaugh, J.A. Katterman, How Microcellular Foam Molding Changes the Cost Structure of Injection Molded Automotive Components: A Review of the Process and Automotive Applications, *SAE Transactions* (2002) 463–474.
- [112] R. Shetty, C.D. Han, A study of sandwich foam coextrusion, *Journal of Applied Polymer Science* 22 (1978) 2573–2584. <https://doi.org/10.1002/app.1978.070220915>.
- [113] J.G. Burt, The Elements of Expansion of Thermoplastics Part II, *Journal of Cellular Plastics* 14 (1978) 341–345. <https://doi.org/10.1177/0021955X7801400605>.
- [114] C.L. Tice, Design Properties of Foamed Crystalline Engineering Resins, *Journal of Cellular Plastics* 26 (1990) 411–422. <https://doi.org/10.1177/0021955X9002600502>.
- [115] S.-C. Chen, W.-H. Liao, R.-D. Chien, Structure and mechanical properties of polystyrene foams made through microcellular injection molding via control mecha-

- nisms of gas counter pressure and mold temperature, *International Communications in Heat and Mass Transfer* 39 (2012) 1125–1131. <https://doi.org/10.1016/j.icheatmasstransfer.2012.06.015>.
- [116] C.J. Benning, Modified PE Foam Systems—Part I, *Journal of Cellular Plastics* 3 (1967) 62–72. <https://doi.org/10.1177/0021955X6700300201>.
- [117] J.D. Wasserstrass, J.L. Throne, Flexure and Cantilever Bending of Structural Foam Beams, *Journal of Cellular Plastics* 12 (1976) 98–103. <https://doi.org/10.1177/0021955X7601200204>.
- [118] J.G. Burt, The Elements of Expansion of Thermoplastics: Part I, *Journal of Cellular Plastics* 15 (1979) 158–162. <https://doi.org/10.1177/0021955X7901500305>.
- [119] C. Tovar-Cisneros, R. González-Núñez, D. Rodrigue, Effect of Mold Temperature on Morphology and Mechanical Properties of Injection Molded HDPE Structural Foams, *Journal of Cellular Plastics* 44 (2008) 223–237. <https://doi.org/10.1177/0021955X07088044>.
- [120] A.N.J. Spörrer, V. Altstädt, Controlling Morphology of Injection Molded Structural Foams by Mold Design and Processing Parameters, *Journal of Cellular Plastics* 43 (2007) 313–330. <https://doi.org/10.1177/0021955X07079043>.
- [121] G.M. Fehn, Extrusion Behavior of Cellular High-Density Polyethylene, *Journal of Cellular Plastics* 3 (1967) 456–462. <https://doi.org/10.1177/0021955X6700301004>.
- [122] M.R. Barzegari, D. Rodrigue, The effect of injection molding conditions on the morphology of polymer structural foams, *Polym. Eng. Sci.* 49 (2009) 949–959. <https://doi.org/10.1002/pen.21283>.
- [123] A. Mohyeddin, Theoretical evaluation of tensile and flexural moduli of structural polymer foams, *Journal of Cellular Plastics* 50 (2014) 221–239. <https://doi.org/10.1177/0021955X14524082>.
- [124] S.Y. Hobbs, The application of structure—Property studies to structural foams, *Polymer Engineering & Science* 15 (1975) 854–862. <https://doi.org/10.1002/pen.760151207>.
- [125] M.J. Iremonger, J.P. Lawler, Relationship between modulus and density for high-density closed-cell thermoplastic foams, *J. Appl. Polym. Sci.* 25 (1980) 809–819. <https://doi.org/10.1002/app.1980.070250509>.
- [126] R.Q. Albuquerque, J. Meuchelböck, H. Ruckdäschel, A unified approach for evaluating mechanical compression tests for polymer bead foams, *Journal of Polymer Science* (n.d.). <https://doi.org/10.1002/pol.20230704>.
- [127] D.R. Moore, K.H. Couzens, M.J. Iremonger, The Deformational Behaviour of Foamed Thermoplastics, *Journal of Cellular Plastics* 10 (1974) 135–139. <https://doi.org/10.1177/0021955X7401000307>.
- [128] S.Y. Hobbs, Predicting the Flexural Rigidity of Thermoplastic Structural Foams, *Journal of Cellular Plastics* 12 (1976) 258–263. <https://doi.org/10.1177/0021955X7601200501>.
- [129] J.M. Lifshitz, Some mechanical properties of rigid polyurethane structural foam, *Polym Eng Sci* 23 (1983) 144–154. <https://doi.org/10.1002/pen.760230308>.
- [130] R.C. Progelhof, J.L. Throne, Young's modulus of uniform density thermoplastic foam, *Polym Eng Sci* 19 (1979) 493–499. <https://doi.org/10.1002/pen.760190706>.
- [131] M. Iida, M. Gotoh, H. Yokono, Y. Miyano, Flexural properties of moldings of rigid polyurethane made by reaction injection molding, *Polym Eng Sci* 26 (1986) 701–707. <https://doi.org/10.1002/pen.760261009>.

- [132] N. Müller, G.W. Ehrenstein, Evaluation and Modeling of Injection-Molded Rigid Polypropylene Integral Foam, *Journal of Cellular Plastics* 40 (2004) 45–59. <https://doi.org/10.1177/0021955X04040280>.
- [133] H. Gonzalez, Efficiency of Foams in Stiffness Applications, *Journal of Cellular Plastics* 12 (1976) 49–58. <https://doi.org/10.1177/0021955X7601200106>.
- [134] J.L. Throne, Stiffness Models for Thermoplastic Structural Foams: An Observation, (1978). <https://journals.sagepub.com/doi/pdf/10.1177/0021955X7801400102>.
- [135] J.L. Throne, Mechanical Strength of Self-Skinning Foams, *Journal of Cellular Plastics* 8 (1972) 208–210. <https://doi.org/10.1177/0021955X7200800407>.
- [136] V.K. Stokes, R.P. Nimmer, D.A. Ysseldyke, Mechanical properties of rigid thermoplastic foams? Part I: Experimental considerations, *Polym Eng Sci* 28 (1988) 1491–1500. <https://doi.org/10.1002/pen.760282210>.
- [137] R.K.S. Chan, W.M. Lee, M. Nakamura, Mechanical Properties of Plastic Foams. II. The Modulus of Elasticity and Indentation of Bead Type Foams, *Journal of Cellular Plastics* 7 (1971) 302–308. <https://doi.org/10.1177/0021955X7100700603>.
- [138] R.K. Traeger, R.D. Hermansen, Properties of Structural Foams, *Journal of Cellular Plastics* 7 (1971) 189–194. <https://doi.org/10.1177/0021955X7100700404>.
- [139] B.S. Mehta, E.A. Colombo, Mechanical Properties of Foamed Thermoplastics, *Journal of Cellular Plastics* 12 (1976) 59–66. <https://doi.org/10.1177/0021955X7601200107>.
- [140] J.-S. Wu, T.-M. Yeh, Studies on the flexural modulus of structural foams, *J Polym Res* 1 (1994) 61–68. <https://doi.org/10.1007/BF01378595>.
- [141] D.V. Khakhar, K.V. Joseph, Optimization of the structure of integral skin foams for maximal flexural properties, *Polymer Engineering and Science* (1994) 726–733. <https://doi.org/10.1002/pen.760340905>.
- [142] T. Sadik, C. Pillon, C. Carrot, J.A. Reglero Ruiz, M. Vincent, N. Billon, Polypropylene structural foams: Measurements of the core, skin, and overall mechanical properties with evaluation of predictive models, *Journal of Cellular Plastics* 53 (2017) 25–44. <https://doi.org/10.1177/0021955X16633643>.
- [143] R.P. Nimmer, V.K. Stokes, D.A. Ysseldyke, Mechanical properties of rigid thermoplastic foams? Part II: Stiffness and strength data for modified polyphenylene oxide foams, *Polym Eng Sci* 28 (1988) 1501–1508. <https://doi.org/10.1002/pen.760282211>.
- [144] Y. Zhang, D. Rodrigue, A. Ait-Kadi, High density polyethylene foams. 4. Flexural and tensile moduli of structural foams, *J. Appl. Polym. Sci.* 90 (2003) 2139–2149. <https://doi.org/10.1002/app.12824>.
- [145] J.-F. Blanchet, D. Rodrigue, The Effect of Skin Thickness on the Mechanical Properties of Structural Foams, *Cellular Polymers* 23 (2004) 193–210. <https://doi.org/10.1177/026248930402300401>.
- [146] D. Rodrigue, Using Density Profiles to Predict the Flexural Modulus of Structural Polymer Foams, *Journal of Cellular Plastics* 44 (2008) 381–389. <https://doi.org/10.1177/0021955X08090986>.
- [147] M.R. Barzegari, D. Rodrigue, The effect of density profile on the flexural properties of structural foams, *Polym. Eng. Sci.* 47 (2007) 1459–1468. <https://doi.org/10.1002/pen.20844>.
- [148] X. Chen, D. Rodrigue, Flexural Modulus of Symmetric and Asymmetric Structural Foams, *Journal of Cellular Plastics* 45 (2009) 405–418. <https://doi.org/10.1177/0021955X09104472>.

- [149] M.R. Barzegari, D. Rodrigue, Flexural behavior of asymmetric structural foams, *J. Appl. Polym. Sci.* 113 (2009) 3103–3112. <https://doi.org/10.1002/app.30335>.
- [150] J. Kunz, Ein Steifigkeitsmodell für Strukturschaumstoffe, *Konstruktion* (n.d.) 60–64.
- [151] M.N. Bureau, R. Gendron, Mechanical-Morphology Relationship of PS Foams, *Journal of Cellular Plastics* 39 (2003) 353–367. <https://doi.org/10.1177/0021955X03032452>.
- [152] R.P. Juntunen, V. Kumar, J.E. Weller, W.P. Bezubic, Impact strength of high density microcellular poly(vinyl chloride) foams, *J Vinyl Addit Technol* 6 (2000) 93–99. <https://doi.org/10.1002/vnl.10230>.
- [153] J.L. Throne, R.C. Progelhof, S. Kumar, Closed-Cell Foam Behavior Under Dynamic Loading-III. Impact Loading of High. Density Foams, *Journal of Cellular Plastics* 21 (1985) 123–140. <https://doi.org/10.1177/0021955X8502100207>.
- [154] D.M. Schwaber, Impact Behavior of Polymeric Foams: A Review, *Polymer-Plastics Technology and Engineering* 2 (1973) 231–249. <https://doi.org/10.1080/03602557308545019>.
- [155] M. Avalle, G. Belingardi, R. Montanini, Characterization of polymeric structural foams under compressive impact loading by means of energy-absorption diagram, *International Journal of Impact Engineering* 25 (2001) 455–472. [https://doi.org/10.1016/S0734-743X\(00\)00060-9](https://doi.org/10.1016/S0734-743X(00)00060-9).
- [156] R.C. Progelhof, S. Kumar, J.L. Throne, High speed puncture impact studies of three low pressure styrene thermoplastic structural foam plaques, *Adv. Polym. Technol.* 3 (1983) 15–22. <https://doi.org/10.1002/adv.1983.060030103>.
- [157] O. Ahlhaus, G. Goldhan, *Verpackung mit Kunststoffen: mit 91 Tabellen*, Hanser, München, 1997.
- [158] A. Castiglioni, L. Castellani, G. Cuder, S. Comba, Relevant materials parameters in cushioning for EPS foams, *Colloids and Surfaces A: Physicochemical and Engineering Aspects* 534 (2017) 71–77. <https://doi.org/10.1016/j.colsurfa.2017.03.049>.
- [159] DIN EN ISO 179-1: Bestimmung der Charpy-Schlageigenschaften: Teil 1: Nicht instrumentierte Schlagzähigkeitsprüfung, (2010).
- [160] BS EN ISO 180 - 2023-06-16, (n.d.). <https://www.beuth.de/de/norm/bs-en-iso-180/370736736> (accessed December 19, 2023).
- [161] F. Waldman Abbott, *The Processing of Microcellular Foam*, Massachusetts Institute of Technology, 1980.
- [162] S. Doroudiani, M.T. Kortschot, Polystyrene foams. II. Structure–impact properties relationships // Polystyrene foams. II. Structure-impact properties relationships, *J. Appl. Polym. Sci.* 90 (2003) 1421–1426. <https://doi.org/10.1002/app.12805>.
- [163] S. Doroudiani, M.T. Kortschot, Polystyrene foams. I. Processing-structure relationships // Polystyrene foams. I. Processing-structure relationships, *J. Appl. Polym. Sci.* 90 (2003) 1412–1420. <https://doi.org/10.1002/app.12804>.
- [164] A.K. Bledzki, H. Kirschling, G. Steinbichler, P. Egger, Polycarbonate Microfoams with a Smooth Surface and Higher Notched Impact Strength, *Journal of Cellular Plastics* 40 (2004) 489–496. <https://doi.org/10.1177/0021955X04048423>.
- [165] Downloads - Teubert Maschinenbau GmbH, (2021). <https://teubert.de/en/downloads> (accessed February 22, 2024).
- [166] Modulare Doppelbandpresse - flexibel, Berndorf Band Group (n.d.). <https://www.berndorfband-group.com/de/produkte/modulare-doppelbandpresse/> (accessed February 22, 2024).

- [167] R.W. Chute, D.A. Walker, G.C. DeWitz, Thermoforming of Polystyrene Foam Sheet, *Journal of Cellular Plastics* 3 (1967) 419–422. <https://doi.org/10.1177/0021955X6700300907>.
- [168] U. Breuer, M. Ostgathe, M. Neitzel, Manufacturing of all-thermoplastic sandwich systems by a one-step forming technique, *Polym. Compos.* 19 (1998) 275–279. <https://doi.org/10.1002/pc.10100>.
- [169] Y. Chen, R. Das, A review on manufacture of polymeric foam cores for sandwich structures of complex shape in automotive applications, *Jnl of Sandwich Structures & Materials* 24 (2022) 789–819. <https://doi.org/10.1177/10996362211030564>.
- [170] PC2 Polycarbonate Honeycomb, (n.d.). <https://www.plascore.com/honeycomb/honeycomb-cores/thermoplastic/pc2-polycarbonate-honeycomb/> (accessed April 9, 2023).
- [171] Polyetherimidwaben - PEI - CEL Components, (n.d.). <https://www.aluminiumwabe.com/de/produkte/wabenkerne/polyetherimidwaben-pei> (accessed April 9, 2023).
- [172] Thermhex Thermoplastic Honeycomb Cores, (n.d.).
- [173] Martin de Groot, Rolf van Woerkom, The FITS AIR System: Radical innovation for Aircraft Interiors, n.d.
- [174] Rolf van Woerkom, The FITS AIR System: Two Pager, n.d.
- [175] Home | Fits Technology, (n.d.). http://www.fits-technology.com/FITS_PEI.html (accessed October 19, 2023).
- [176] R. Stewart, Sandwich structures deliver core benefits, *Reinforced Plastics* 54 (2010) 32–37. [https://doi.org/10.1016/S0034-3617\(10\)70142-9](https://doi.org/10.1016/S0034-3617(10)70142-9).
- [177] Diab's Divinycell F, (2023). <https://www.diabgroup.com/products-services/divinycell-pes/divinycell-f/> (accessed July 8, 2023).
- [178] Diab Divinycell U, (2023). <https://www.diabgroup.com/products-services/divinycell-pei/divinycell-u/> (accessed July 9, 2023).
- [179] R. Stewart, At the core of lightweight composites, *Reinforced Plastics* 53 (2009) 30–35. [https://doi.org/10.1016/S0034-3617\(09\)70112-2](https://doi.org/10.1016/S0034-3617(09)70112-2).
- [180] Foam core targets aircraft interiors, *Reinforced Plastics* 52 (2008) 13. [https://doi.org/10.1016/S0034-3617\(08\)70394-1](https://doi.org/10.1016/S0034-3617(08)70394-1).
- [181] M. Holmes, Aerospace looks to composites for solutions, *Reinforced Plastics* 61 (2017) 237–241. <https://doi.org/10.1016/j.repl.2017.06.079>.
- [182] V.P. McConnell, Rail – an evolving market for FRP components, *Reinforced Plastics* 52 (2008) 24–29. [https://doi.org/10.1016/S0034-3617\(08\)70404-1](https://doi.org/10.1016/S0034-3617(08)70404-1).
- [183] G. Nehls, Diab acquires SABIC's ULTEM foam production line, 2021. <https://www.compositesworld.com/news/diab-acquires-sabics-ultem-foam-production-line>.
- [184] 3A, AIREX R82 fire resistant dielectric foam | 3A, (2020). <https://www.3accorematerials.com/en/products/airex-foam/airex-r82-resistant-dielectric-foam>.
- [185] A. Ledesma, Ultrason All Thermoplastic Panel, n.d. <https://aerospace.basf.com/ultrason-atp.html> (accessed December 5, 2022).
- [186] Diab, Press release New and award-winning 100% Thermoplastic and Recyclable Panel for Cabin interiors, 2022. <https://www.diabgroup.com/about/news-press/pr-new-and-award-winning-100-thermoplastic-and-recyclable-panel-for-cabin-interiors/>.
- [187] Technical Data Sheet -AIREX-C70-, n.d. https://www.3accorematerials.com/uploads/documents/TDS-AIREX-C70-E_1106.pdf (accessed February 23, 2024).
- [188] Safety Data Sheet -AIREX-C70-, n.d. <https://www.metyx.com/wp-content/uploads/2020/10/SDS-AIREX-C70-E-01.2017.pdf> (accessed February 23, 2024).

- [189] Safety Data Sheet -AIREX-R82-, n.d. <https://www.metyx.com/wp-content/uploads/2020/10/SDS-AIREX-R82-E-01.2017.pdf> (accessed February 23, 2024).
- [190] AIREX T90 PET foam, n.d. <https://www.3accorematerials.com/en/markets-and-products/airex-foam/airex-t90-fire-resistant-foam> (accessed March 5, 2023).
- [191] Safety Data Sheet -Airex T90-, n.d. <https://www.3accorematerials.com/zh/uploads/documents/SDS-AIREX-T90-T92-E-10.2020.PDF> (accessed February 23, 2024).
- [192] Technical Data Sheet ArmaPET Struct GR, n.d. https://local.armacell.com/fileadmin/cms/pet-foams/ArmaPET_website/Product_Flyer/ArmaPET_Struct_GR (accessed February 23, 2024).
- [193] Sabic, ULTEM™ Foam_XP050: Technical Data Sheet, 2018.
- [194] Sabic, ULTEM™ Foam_XP110: Technical Data Sheet, 2018.
- [195] Sabic, ULTEM™ Resin 1000, (2018). <https://www.picoplast.nl/uploads/e74ffda8292bb3d07bcad9d243e0338aUtem%201000%20-%20MDS%20-%20EN.pdf>.
- [196] SABIC ULTEM Foam XP080 PEI, (n.d.). <https://www.matweb.com/search/datasheet.aspx?matguid=a63df2dc131c4d8b8b0dc83070a7390a&n=1&ckck=1> (accessed April 4, 2023).
- [197] Diab Group, Divinycell F: Technical Data, (2020). <https://www.diabgroup.com/products-services/divinycell-pes/divinycell-f/>.
- [198] Diab Group, Divinycell P: High Performance PET Sandwich Core, 2016. <https://www.vonderlinden.de/pic/upload/P-Feb-2016-GER-rev26-SI.pdf>.
- [199] Diab Group, Divinycell PN: High Performance PET Sandwich Core / Minimale Harzaufnahmen, 2016. <https://www.vonderlinden.de/pic/upload/PN-Oct-2016-GER-rev5-SI.pdf>.
- [200] C. Tissandier, R. González-Núñez, D. Rodrigue, Asymmetric microcellular composites: Mechanical properties and modulus prediction, *Journal of Cellular Plastics* 52 (2016) 365–398. <https://doi.org/10.1177/0021955X14566208>.
- [201] A. Mechraoui, B. Riedl, D. Rodrigue, Mechanical properties of polypropylene structural foams with fiber-reinforced skins, *Journal of Cellular Plastics* 47 (2011) 115–132. <https://doi.org/10.1177/0021955X10395374>.
- [202] BASF, MatWeb, Ultrason® E 2010 PES, (2021). <http://www.matweb.com/search/datasheet.aspx?matguid=3e87e38ed37b4c7dabda1002a2aa5840&ckck=1>.
- [203] Material Data Center, Ultrason E 2010 NAT PESU BASF, (2021). <https://www.materialdatacenter.com/mb/material/pdf/50618/50618/UltrasonE2010NAT>.
- [204] M-Base Engineering + Software GmbH, Datasheet Ultrason® E 1010 NAT, (2021). <https://www.materialdatacenter.com/ms/en/Ultrason%20E/BASF+SE/Ultrason%C2%AE+E+1010+NAT/44891dfd/2631>.
- [205] Material Data Center, Utem Resin 1000, (2021). <https://www.materialdatacenter.com/mb/material/pdf/363741/363741/ULTEMResin1000>.
- [206] ISO 1209-1:2007: Rigid cellular plastics - Determination of flexural properties, 2007.
- [207] ISO 1209-02:2007: Rigid cellular plastics - Determination of flexural properties, 2007.
- [208] DIN EN ISO 178:2019-08, Kunststoffe_ - Bestimmung der Biegeeigenschaften (ISO_178:2019); Deutsche Fassung EN_ISO_178:2019, Beuth Verlag GmbH, Berlin, 2013. <https://doi.org/10.31030/3030985>.

Anhang

TECHNICAL CHARACTERISTICS DIVINYCELL® F

FIRE, SMOKE & TOXICITY CHARACTERISTICS

Characteristic	Standard	Test method	F40	F50	F90	F130
Vertical Burn, 60 sec	FAR / CS 25.1853 Appendix F Part II (09/4)	Part IV	Pass	Pass	Pass	Pass
Heat Release, Peak / Total	FAR / CS 25.1853 Appendix F Part IV	Part IV	<25 / <20	<25 / <20	<25 / <20	<25 / <20
	Airbus A380 0031	ATM 2.00066				
	Boeing BSS 7322	ASTM E906				
Smoke Density*, D54, D61.5	FAR / CS 25.1853 Appendix F Part IV	Part IV	<1	<1	2	2
	Airbus A380 0031	ATM 2.00007				
	Boeing BSS 7238	ASTM E662				
Combustion Toxicity*	Airbus A380 0031	ATM 3.00005	Pass	Pass	Pass	Pass
	Boeing BSS 7239	ASTM E662				

1. Flaming mode

ELECTRICAL AND THERMAL CHARACTERISTICS

Characteristic	Standard	Test method	F40	F50	F90	F130
Dielectric Factor	ASTM D 2520	Method A	0.0011	0.0009	0.0022	0.0070
Dielectric Constant			1.06	1.06	1.13	1.17
Thermal Conductivity, W/(m *K) at 23°C	ASTM C177	-	0.039	-	0.037	0.035
	ASTM C318	-	-	0.036	-	-

TECHNICAL CHARACTERISTICS

Characteristic	Standard	Result
Coefficient of Linear Expansion	ASTM D 696	36x10 ⁻⁶ /°C
Onset Tg	-	203°C
Tg	-	222°C

Maximum temperature is dependent on time, pressure and process conditions. Therefore users are advised to contact Diab Technical Services to confirm that Divynycell F is compatible with their particular processing parameters.

PHYSICAL CHARACTERISTICS

Format	Unit	F40	F50	F90	F130
Length	mm	2440	2440	2440	2440
Width	mm	1220	1220	1066	1016



TECHNICAL DATA

Divynycell

THE HIGH PERFORMANCE SANDWICH CORE

Divynycell F foam is a recyclable, prepreg compatible sandwich core offering excellent Fire, Smoke and Toxicity (FST) properties, good mechanical and processing characteristics. It meets the US and European regulatory requirements for commercial aircraft interiors. Other key features include vacuum bag processing up to 220°C and matched tooling and press processing up to 220°C.

exceptional fatigue life, good chemical ageing at 180°C. Divynycell F is a aerospace composite manufacturing Divynycell F is now available in wide finish.

MECHANICAL PROPERTIES DIVINYCELL® F

Property	Test Procedure	Unit	F40	F50	F90	F130
Compressive Strength	ASTM D 1621	MPa	Nominal	0.35	0.6	1.2
Compressive Modulus	ASTM C 365	MPa	Nominal	9	18	34
Tensile Strength ¹	ASTM D 1623	MPa	Nominal	1.5	1.9	2.8
Shear Strength	ASTM C 273	MPa	Nominal	0.6	0.8	1.4
Shear Modulus ²	ASTM C 273	MPa	Nominal	8.5	13.5	24
Shear Strain	ASTM C 273	%	Nominal	80	80	80
Density ³	ASTM D 1622	kg/m ³	Nominal	40	50	90

1. Type B specimen, flexure tension, equivalent to ASTM C 297
2. Tension mode
3. Tolerance ±10%

For optimal design of applications used in high operating temperatures in combination with continuous load, please contact Diab Technical Services for detailed design instructions.

Abbildung A 1: Auszug aus DIVINYCELL F Datenblatt [177]

ULTEM™ FOAM XP110
REGION AMERICAS

ULTEM™ FOAM XP050

DESCRIPTION

ULTEM foam is a polyetherimide based thermoplastic foam with excellent flame, smoke and toxicity performance. The material combines a high strength to weight ratio with low moisture absorption. The foam also possesses excellent dielectric properties. ULTEM foam is targeted at applications where structural fire performance, radar transparency, or extreme hot or cold environments are required. ULTEM foam is thermoflexible and compatible with phenolic pre-pregs. Information on processing or secondary operations is available upon request.

DESCRIPTION

ULTEM foam is a polyetherimide based thermoplastic foam with excellent flame, smoke and toxicity performance. The material combines a high strength to weight ratio with low moisture absorption. The foam also possesses excellent dielectric properties. ULTEM foam is targeted at applications where structural fire performance, radar transparency, or extreme hot or cold environments are required. ULTEM foam is thermoflexible and compatible with phenolic pre-pregs. Information on processing or secondary operations is available upon request.

TYPICAL PROPERTY VALUES

Revision 20181012

PROPERTIES	TYPICAL VALUES	UNITS	TEST METHODS
MECHANICAL			
Compressive Strength perpendicular to plane	1.7	MPa	ASTM D 1621
Compressive Modulus perpendicular to plane	1.03	MPa	ASTM D 1621
Tensile Strength in plane	2.1	MPa	ASTM D 638
Tensile Modulus in plane	40	MPa	ASTM D 638
Shear Strength	1.4	MPa	ASTM C 273
Shear Modulus	24	MPa	ASTM C 273
Impact Strength	0.9	kJ/m²	ISO R179
THERMAL			
Coefficient of Thermal Conductivity	0.04	W/m·K	ASTM C 518
PHYSICAL			
Density	1.10	kg/m³	ASTM D 1622
FLAME CHARACTERISTICS			
OSU total heat release (2 minute test)	<55	kJ/m²	PAR 25.853
OSU peak heat release rate (5 minute test)	<10	Ds	PAR 25.853
Smoke Toxicity	PASSES	-	CEM B53
Smoke Toxicity	PASSES	-	CEM ABD
Insulation Radiant Panel	PASSES	-	PAR 25.856
Flame Spread at 1" Thick	<25	-	ASTM E 84
Smoke Developed at 1" Thick	<50	-	ASTM E 84
Vertical Burn at 60 seconds	PASSES	-	PAR 25.853

Revision 20181012

TYPICAL PROPERTY VALUES

PROPERTIES	TYPICAL VALUES	UNITS	TEST METHODS
MECHANICAL			
Compressive Strength perpendicular to plane	0.5	MPa	ASTM D 1621
Compressive Modulus perpendicular to plane	22	MPa	ASTM D 1621
Tensile Strength in plane	1	MPa	ASTM D 638
Tensile Modulus in plane	17	MPa	ASTM D 638
Shear Strength	0.6	MPa	ASTM C 273
Shear Modulus	13	MPa	ASTM C 273
Impact Strength	0.11	kJ/m²	ISO R179
THERMAL			
Coefficient of Thermal Conductivity	0.036	W/m·K	ASTM C 518
PHYSICAL			
Density	50	kg/m³	ASTM D 1622
FLAME CHARACTERISTICS			
OSU total heat release (2 minute test)	<55	kJ/m²	PAR 25.853
OSU peak heat release rate (5 minute test)	<55	kJ/m²	PAR 25.853
Smoke Density	<10	Ds	PAR 25.853
Smoke Toxicity	PASSES	-	CEM B53
Smoke Toxicity	PASSES	-	CEM ABD
Insulation Radiant Panel	PASSES	-	PAR 25.856
Flame Spread at 1" Thick	<25	-	ASTM E 84
Smoke Developed at 1" Thick	<50	-	ASTM E 84
Vertical Burn at 60 seconds	PASSES	-	PAR 25.853

Abbildung A 2: Auszug aus SABIC ULTEM FOAM XP050 und XP110 [193,194]

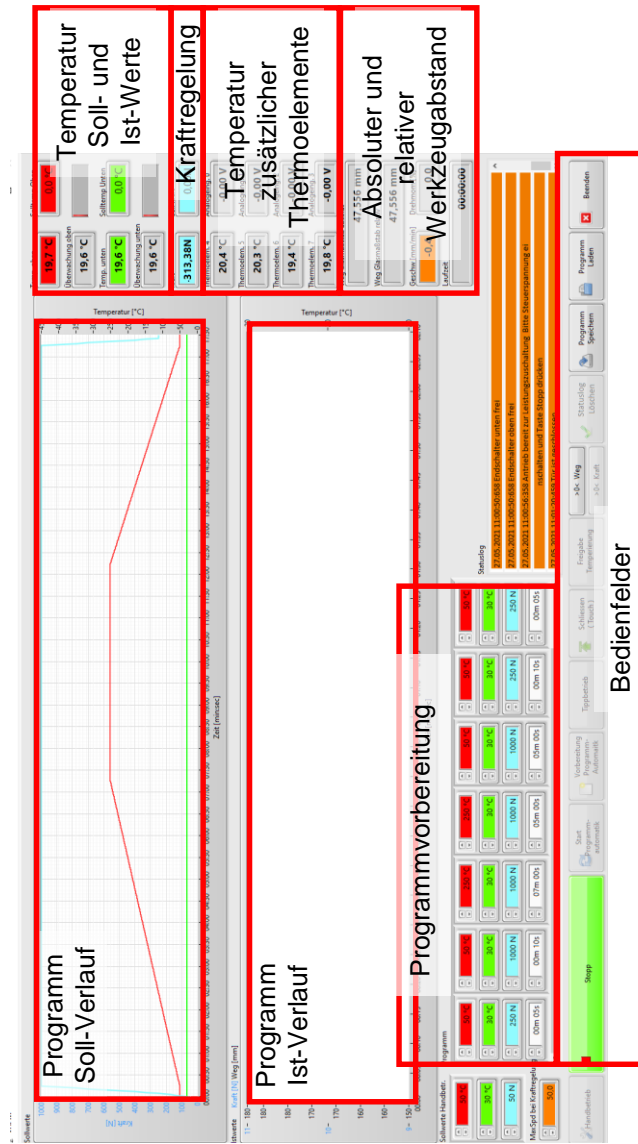


Abbildung A 3: LabView-basierte Bedienoberfläche des Laborprüfstands mit EMC

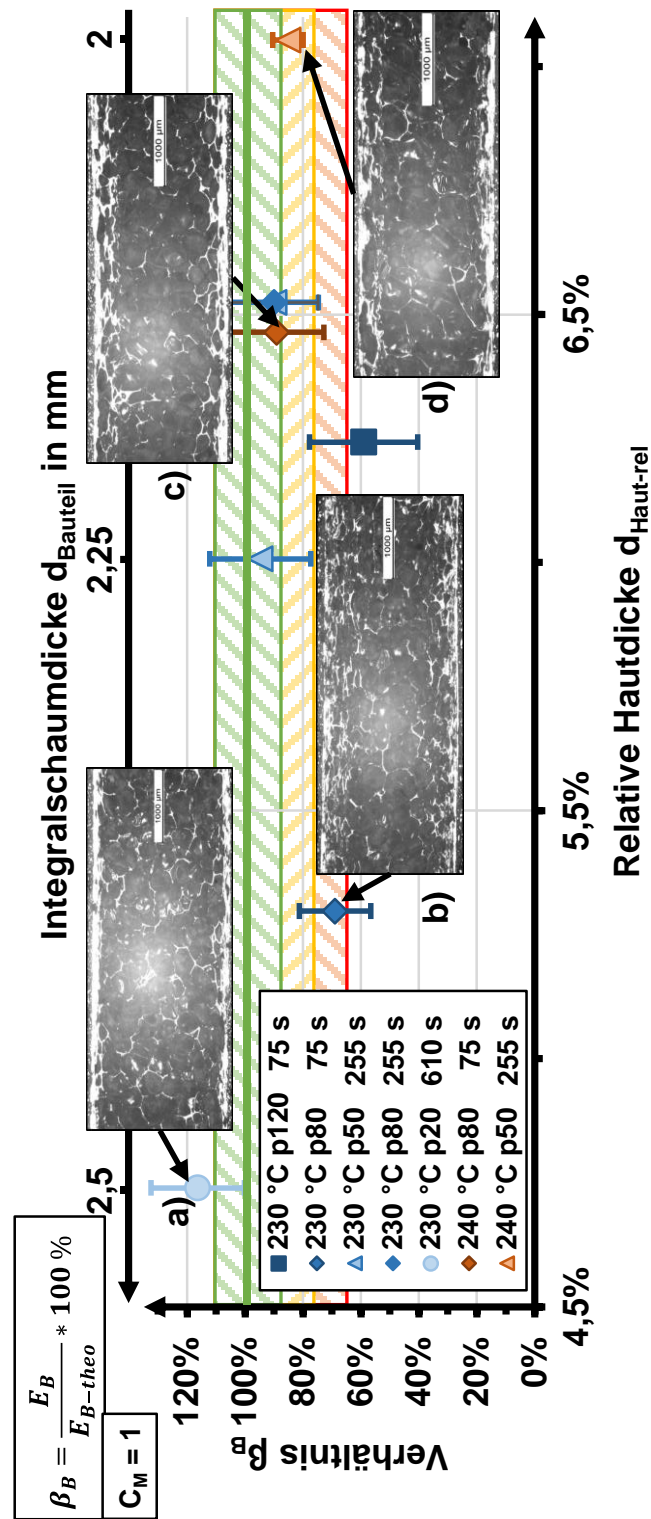


Abbildung A 4: Vergrößerte Darstellung von Abbildung 6.25

Betreute studentische Arbeiten

Senol, Batuhan: „Herstellung und Untersuchung von Mikrosandwichstrukturen aus offenporigen Polymerschäumen“, IVW-Bericht 20 – 014, 2020

Musa, Polis: „Untersuchung des Verhaltens von thermoplastischen Schäumen im Heißpressprozess“, IVW-Bericht 21 – 035, 2021

Mathei, Lea: „Herstellung von thermoplastischen Integralschäumen im Heißpressprozess und Untersuchung der Bauteileigenschaften“, IVW-Bericht 22-029, 2022

Wiederhold, Timo: „Herstellung von naturfaserverstärkten Kunststoffhalbzeugen und Untersuchung ihrer Eigenschaften“, IVW Bericht 22 – 030, 2022

Domengie, Valentine: „Herstellung von naturfaserverstärkten Kunststoffhalbzeugen und Untersuchung ihrer Eigenschaften“, IVW Bericht 22 – 031, 2022

Domengie, Valentine: „Untersuchung des Herstellprozesses und der Eigenschaften von naturfaserverstärkten Organoblechen“, IVW Bericht 23 – 029, 2023

Mathei, Lea: „Untersuchung der Halbzeugeinflüsse auf die Herstellung von thermoplastischen Integralschäumen“, IVW Bericht 23 – 030, 2023

Publikationen

Fachzeitschriften (mit wissenschaftlicher Qualitätssicherung)

Maximilian Salmins & Peter Mitschang (2022) Bending properties of structural foams manufactured in a hot press process, *Advanced Manufacturing: Polymer & Composites Science*, 8:3, 117-133, DOI: 10.1080/20550340.2022.2077277

M. Salmins & P. Mitschang (2023) Investigation of an optimized hot press process design for manufacturing structural polyethersulfone foams, *Advanced Manufacturing: Polymer & Composites Science*, 9:1, DOI: 10.1080/20550340.2023.2269021

Salmins, M.; Gortner, F.; Mitschang, P. Challenges in Manufacturing of Hemp Fiber-Reinforced Organo Sheets with a Recycled PLA Matrix. *Polymers* 2023, 15, 4357. <https://doi.org/10.3390/polym15224357>

Konferenzbeiträge

Proceedings

M. Salmins und P. Mitschang, "Density Influence on the Formation of Skin Layers in Integral Sandwich Structures based on open porous PESU Foams", 5th International Conference and Exhibition on Thermoplastic Composites (ITHEC) 2020

M. Salmins und P. Mitschang, „Manufacturing of Lightweight Sandwich Foam with Optimized Bending Properties for Interior Aircraft Application“, Deutscher Luft- und Raumfahrtkongress 2021, DOI: 10.25967/550106

M. Salmins und P. Mitschang, „Manufacturing of Lightweight Sandwich Foam with Optimized Bending Properties in a hot press process“, Sampe Europe Conference 2021

M. Salmins und P. Mitschang, „Influence of Process Parameters on Properties of Thermoplastic Structural Foams Manufactured through Hot Press Processing“, 6th International Conference and Exhibition on Thermoplastic Composites (ITHEC) 2022

M. Salmins und P. Mitschang, „Influence of Compressive Behavior on Skin Formation in Thermoplastic Structural Foams Manufactured in a hot press process“, Sampe Europe Conference 2022

M. Salmins und P. Mitschang, „Optimized Process Design for the Production of Bio-Based rPLA-Organosheets with Bast Fiber Reinforcement“, Sampe Europe Conference 2023

S. Cassola, M. Duhovic, M. Salmins, P. Mitschang, "Simulating the hot press processing of structural thermoplastic foams", 14th European LS-DYNA Conference 2023, Baden-Baden, Germany

Vorträge

M. Salmins und P. Mitschang, „Manufacturing of Lightweight Sandwich Foam with Optimized Bending Properties for Interior Aircraft Application“, Deutscher Luft- und Raumfahrtkongress 2021, 01. – 02.08.2021, virtuelle Veranstaltung

M. Salmins, "Production of Thermoplastic Structural Foam Parts", Young Researchers Symposium, 22.07.2022, Kaiserslautern

M. Salmins und P. Mitschang, „Influence of Compressive Behavior on Skin Formation in Thermoplastic Structural Foams Manufactured in a hot press process“, Sampe Europe Conference 2022, 16. – 17.11.2022, Hamburg

M. Salmins und P. Mitschang, „Potentials of thermoplastic composites in cabin structures“, Composites United Innovation Day, 23.05.2023, Stade

M. Salmins und P. Mitschang, „Optimized Process Design for the Production of Bio-Based rPLA-Organo Sheets with Bast Fiber Reinforcement“, Sampe Europe Conference 2023, 4. – 5.10.2023, Madrid, Spanien

M. Salmins, T. Neumeyer, P. Mitschang, „Herstellung von Organoblechen mit Recycling PLA“ Stakeholder Workshop „DuroBast – Innovative Bastfaseranwendungen für die Industrie“, 8.11.2023, Köln

Poster

M. Salmins und P. Mitschang, „Integral foam construction with thermoplastic top layer“, 22nd Symposium on Composites, 2019, Kaiserslautern

M. Salmins und P. Mitschang, „Density Influence on the Formation of Skin Layers in Integral Sandwich Structures based on open porous PESU Foams“, 5th International Conference and Exhibition on Thermoplastic Composites (ITHEC) 2020, Bremen

M. Salmins und P. Mitschang, „Thermoplastic Foam Structure for Semi-Structural Components“, 30 Jahre IVW Kolloquium, 2021, Kaiserslautern

M. Salmins und P. Mitschang, „Manufacturing of Lightweight Sandwich Foam with Optimized Bending Properties in a hot press process“, Sampe Europe Conference 2021, Baden / Zürich

M. Salmins und P. Mitschang, „Influence of Process Parameters on Properties of Thermoplastic Structural Foams Manufactured through Hot Press Processing“, 6th International Conference and Exhibition on Thermoplastic Composites (ITHEC) 2022, Bremen

M. Salmins, F. Gortner und P. Mitschang, „Manufacturing of Natural Fiber Reinforced Organo Sheets“, IVW Kolloquium, 2023, Kaiserslautern

M. Salmins und P. Mitschang, „Production of Thermoplastic Structural Foam Panels from Semi-Finished Products“, IVW Kolloquium, 2023, Kaiserslautern

Lebenslauf

Persönliche Daten

Name, Vorname: Salmins, Maximilian
Nationalität: Deutsch
Familienstand: ledig

Beruflicher Werdegang

02/2019 – 06/2024: Leibniz-Institut für Verbundwerkstoffe GmbH, Kaiserslautern, Wissenschaftlicher Mitarbeiter, Verarbeitungstechnik

Studium

10/2012 – 01/2019: Diplomstudiengang Maschinenbau und Verfahrenstechnik, Technische Universität Kaiserslautern

Schulbildung

2003 – 2012: Gymnasium am Rittersberg, Kaiserslautern
Abschluss: Allgemeine Hochschulreife

Sonstige Tätigkeiten

05/2018 – 01/2019: Leibniz-Institut für Verbundwerkstoffe GmbH, Kaiserslautern, Wissenschaftliche Hilfskraft, Verarbeitungstechnik

10/2017 – 04/2018: BMW AG, Landshut, Praktikant Qualitätssicherung, Interieur

01/2016 – 09/2017: Leibniz-Institut für Verbundwerkstoffe GmbH, Kaiserslautern, Wissenschaftliche Hilfskraft, Verarbeitungstechnik